

УДК 544.543.2;678.674

РАДИАЦИОННАЯ ДЕСТРУКЦИЯ ПОЛИ-*L*-ЛАКТИДА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЯ И ПОТОКА УСКОРЕННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

© 2020 г. Л. П. Круль^{a, b, *}, Г. В. Бутовская^b, А. А. Федоренко^{a, b},
Л. П. Рогинец^c, И. А. Сальникова^c

^aБелорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, Минск, 220030 Беларусь

^bНаучно-исследовательский институт физико-химических проблем Белорусского государственного университета,
ул. Ленинградская, 14, Минск, 220030 Беларусь

^cОбъединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны НАН Беларуси, а/я 119,
г. Минск, 220109 Беларусь

*E-mail: krul@bsu.by

Поступила в редакцию 11.10.2019 г.

После доработки 25.10.2019 г.

Принята к публикации 25.10.2019 г.

Получены сравнительные данные о влиянии поглощенной дозы γ -излучения и потока ускоренных электронов на радиационную деструкцию поли-*L*-лактида, протекающую в присутствии кислорода в условиях, обеспечивающих равномерность распределения дозы по объему облучаемого полимера и отсутствие его разогрева под воздействием высокоэнергетического излучения до температур, превышающих температуры релаксационных и фазовых переходов полимерной матрицы. Показано, что эффективность радиационной деструкции поли-*L*-лактида при γ -облучении выше, чем при воздействии пучка электронов, что обусловлено более существенным вкладом окислительной составляющей процесса вследствие большей продолжительности облучения.

Ключевые слова: поли-*L*-лактид, ускоренные электроны, гамма-излучение, молекулярная масса, радиационно-химический выход

DOI: 10.31857/S0023119320020126

Аморфно-кристаллический поли-*L*-лактид (П-*L*-Л) является важнейшим представителем биodeградируемых биосовместимых термопластичных алифатических полиэфиров, синтезируемых из молочной кислоты или ее циклических димеров (лактидов) [1]. Наиболее широко полилактиды (ПЛ) используются в медицине [2–11] и в качестве упаковочных материалов для пищевых продуктов [12, 13]. Современные полимерные материалы медицинского назначения и упаковочные пленки на основе ПЛ нередко специально подвергают воздействию различных видов ионизирующего излучения. Например, обработка γ -излучением или ускоренными электронами изделий медицинского назначения из ПЛ обеспечивает их стерилизацию [14]. Кроме того, радиационная обработка ПЛ позволяет регулировать скорость разложения таких изделий в организме человека [2–10]. В технологическом процессе формирования наноразмерных антибактериальных покрытий, наносимых на хирургические имплантаты из активной газовой фазы, используют электроннолучевое воздей-

ствие на порошок П-*L*-Л [11]. Фитосанитарную обработку для уничтожения насекомых и их личинок в овощах и фруктах, а также микробиологических патогенов в мясе млекопитающих и птицы, осуществляемую при воздействии ускоренных электронов или γ -излучения, применяют для повышения безопасности пищевых продуктов, упакованных с использованием пленок из П-*L*-Л [12]. Кроме того, радиационная обработка позволяет ускорить процессы компостирования использованной упаковки из П-*L*-Л, а также отходов промышленной переработки этого полимера [15, 16].

Уже в ранних работах, относящихся к воздействию ионизирующего излучения на ПЛ, было показано, что эти полимеры являются преимущественно деструктирующими [2, 17–19]. Однако надежные сопоставимые экспериментальные данные относительно влияния наиболее распространенных видов ионизирующего излучения (γ -излучения и высокоэнергетического потока ускоренных электронов) на протекание процессов радиационной деструкции в аморфно-кристаллическом П-*L*-Л до настоящего времени от-

сутствуют. Это осложняет выбор вида источника ионизирующего излучения, наиболее приемлемого для решения конкретных практических задач, а также условий радиационной обработки, обеспечивающих нужную степень деструкции полимера при облучении.

В подавляющем большинстве опубликованных работ [2, 4–13, 15–25] рассматриваются превращения макромолекул П-*L*-Л, протекающие под влиянием ионизирующего излучения только одного конкретного вида, причем не только в отсутствие кислорода, но и на воздухе, поскольку последний вариант облучения имеет большее прикладное значение. Провести корректное сравнение литературных данных, касающихся деструкции П-*L*-Л при действии γ -излучения и высокоэнергетического потока ускоренных электронов, невозможно. Эти данные, как правило, относятся к полимерам, синтезированным в разных условиях, и к экспериментальным образцам, отличающимися формой (гранулы, порошки, готовые изделия), способами и условиями их получения. Работы, посвященные сравнительному изучению воздействия γ -излучения и ускоренных электронов на экспериментальные образцы одинаковой формы из П-*L*-Л одного и того же происхождения, полученные одинаковым образом, крайне немногочисленны [3, 16]. В [3] исследовано влияние стерилизующих доз ионизирующего излучения на степень кристалличности и механические свойства хирургических нитей из П-*L*-Л, а также на характеристическую вязкость их растворов до и после радиационной стерилизации, однако этого недостаточно для понимания особенностей радиационной деструкции П-*L*-Л, протекающей при действии излучений разного типа. Данные по воздействию ускоренных электронов на упаковку для напитков, характеризующие процесс радиационной деструкции П-*L*-Л, приведены в [16], авторы также сравнили величины радиационно-химического выхода разрыва цепи (G_c) со своими ранее опубликованными результатами, относящимися к деструкции при γ -облучении П-*L*-Л [15].

Основной причиной отсутствия в литературе надежных сравнительных данных по радиационной деструкции П-*L*-Л, протекающей под воздействием излучений различного типа, является, по-видимому, нерешенность проблем, осложняющих интерпретацию результатов радиационной обработки полимеров высокоэнергетическим потоком ускоренных электронов. К числу таких проблем относится неравномерность распределения поглощенной дозы (D) по объему облучаемого полимера [26], а также недостаточно высокая точность определения ее абсолютной величины. Последнее обстоятельство обусловлено тем, что при измерении даже заведомо высоких D нередко используют промышленные дозиметрические пленки, аттестованные на диапазон значе-

ний, верхняя граница которых (200–300 кГр) ниже определяемых величин D . Проблемным вопросом является также возможный неконтролируемый разогрев образцов П-*L*-Л в процессе облучения [20], который может привести к переходу полимера из одного релаксационного (и даже фазового) состояния в другое, что полностью исключает корректность сравнения влияния различных видов ионизирующего излучения на процесс радиационной деструкции полимера.

Цель настоящей работы заключалась в получении сравнительных данных, характеризующих процессы радиационной деструкции в П-*L*-Л при воздействии γ -излучения и потока ускоренных электронов в присутствии кислорода воздуха.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Использовали промышленный П-*L*-Л марки 4043D производства фирмы “Nature Works LLC” (США), в котором содержание *L*- и *D*-звеньев составляло 94.8 и 5.2 мол. % соответственно. Исследуемые образцы представляли собой гранулы эллипсоидальной формы с линейными размерами вдоль большой и малой оси, равными 4.5–4.9 и 2.5–2.8 мм соответственно, средняя масса одной гранулы составляла 0.17 г.

Облучение образцов П-*L*-Л проводили в полиэтиленовых пакетах размером 6 × 8 см, снабженных застежками Zip–Lock. В пакет помещали 7 г полимера, что позволяло расположить гранулы в один слой, толщина которого отвечала их минимальному линейному размеру.

Для γ -облучения образцов при комнатной температуре была использована кобальтовая установка УГУ–420 (активность 420 кКи). Мощность дозы составляла 1.4 Гр/с. Величины поглощенной дозы (100, 250, 500, 700 и 1000 кГр) задавали продолжительностью облучения.

Источником ускоренных электронов был многоцелевой линейный ускоритель УЭЛВ–10–10. Энергия пучка электронов составляла 6.5 МэВ, при полном токе пучка электронов 850 мкА. Облучение вели при комнатной температуре в условиях пятнадцатикратной принудительной вентиляции в рабочей камере ускорителя. Пакеты с гранулами полимера размещали в один слой на дне поддона размером 45 × 70 × 10 см, изготовленного из алюминиевого листа толщиной 2 мм. Поддон устанавливали поперек направления движения конвейерной ленты. Скорость протяжки поддона под пучком – 0.57 см/с. Для контроля температуры полимера использовали термодпары, для дозиметрии – пленки СО ПД(Ф)Р 30/200 (Россия), аттестованные для измерений в полях электронного излучения в диапазоне величин D от 30 до 200 кГр, а также дозиметрические пленки Fujifilm FTR-125 (Япония), предназначенные для измерений D от 5

до 300 кГр. Различие в величинах D , определенных с помощью дозиметрических пленок СО ПД(Ф)Р 30/200 и Fujifilm FTR-125, не превышало 5%.

Минимальную D , равную 120 кГр, набирали за один цикл облучения, включающую быстрый (4 см/с) прогон поддона от места его загрузки до зоны облучения; остановку; набор дозы за три медленных (0.57 см/с) прохода под пучком (вперед — назад — вперед); остановку и быстрое (4 см/с) возвращение поддона от зоны облучения до места его загрузки. Остановку перед набором дозы проводили для переключения скорости конвейера (ее продолжительность не превышала 10 с). Остановки перед реверсом совершали при полном выводе поддона из зоны действия пучка. После завершения цикла поддон на 15 мин выводили из зоны облучения для контроля температуры и остывания, после чего снова отправляли на облучение. Величины D варьировали от 120 до 1200 кГр. Дозы 360, 600, 840 и 1200 кГр набирались за 3, 5, 7 и 10 циклов облучения соответственно. Суммарное время, затраченное на процедуру облучения при наборе максимальной дозы, составило 3 ч.

Распределение D по толщине облучаемого полимера, а также вдоль по направлению движения конвейера и вдоль по развертке электронного пучка, определяли экспериментально, используя дозиметрические пленки. В первом случае их помещали между слоями гранул П-*L*-Л, насыпанными в коробку размером 10 × 10 × 10 см, во втором и третьем случаях — под облучаемыми полиэтиленовыми пакетами с гранулами П-*L*-Л.

В качестве характеристик молекулярной структуры исходного и облученного П-*L*-Л, по изменению которых оценивали эффективность радиационной деструкции полимера, использовали экспериментально определенные величины средних молекулярных масс и индекса полидисперсности.

Величины средневязкостной молекулярной массы полимера $\langle M_v \rangle$ определяли методом капиллярной вискозиметрии по характеристической вязкости $[\eta]$ растворов полимера в хлороформе с концентрацией 0.5–2.0 г/дл. Измерения проводили при 30°C на вискозиметре Оствальда (диаметр капилляра 0.56 мм). Значения $\langle M_v \rangle$ образцов рассчитывали из уравнения Марка—Куна—Хауvinка—Сакурады (1):

$$[\eta] = K \times \langle M_v \rangle^\alpha, \quad (1)$$

где K и α — константы, равные, соответственно, 1.31×10^{-4} дл/г и 0.777 [27].

Среднечисловую молекулярную массу ($\langle M_n \rangle$) образцов П-*L*-Л находили из уравнения (2) [28] по экспериментально определенным величинам средневязкостной молекулярной массы $\langle M_v \rangle$:

$$\langle M_v \rangle = \langle M_n \rangle [(1 + \alpha) \Gamma(1 + \alpha)]^{1/\alpha}, \quad (2)$$

где α — константа уравнения (1), Γ — гамма-функция.

Кроме того, для необлученного П-*L*-Л и П-*L*-Л, облученного минимальными (100–120 кГр) и максимальными (1000–1200 кГр) дозами методом гель-проникающей хроматографии (ГПХ) находили среднечисловую молекулярную массу $\langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$, а также средневесовую молекулярную массу $\langle M_w \rangle$ и индекс полидисперсности (P), равный $\langle M_w \rangle / \langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$. Использовали хроматограф “Ultimate 3000 Thermo Scientific” с рефрактометрическим детектором, колонкой “Agilent PLgel 5 μ m MIXED-C” и преколонкой “PLgel 5 μ m guard”, термостатированными при 30°C, подвижной фазой был тетрагидрофуран (ТГФ), скорость потока равнялась 1 мл/мин. Исследовали растворы П-*L*-Л (2 мг/мл) в ТГФ. Калибровку проводили с помощью набора полистирольных стандартов с молекулярной массой 580, 3070, 6930, 29 400 и 188 700 г/моль, величина P для которых не превышала 1.12.

Величины G_s рассчитывали по уравнению (3) [15–17, 19]:

$$G_s = N_A (\langle M_{n,D} \rangle^{-1} - \langle M_{n,0} \rangle^{-1}) / (6.24 \times 10^{16} \times D), \quad (3)$$

где $\langle M_{n,D} \rangle$ — величина $\langle M_n \rangle$ или $\langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$ для П-*L*-Л, облученного дозой D (кГр); $\langle M_{n,0} \rangle$ — величина $\langle M_n \rangle$ или $\langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$ для необлученного П-*L*-Л, N_A — число Авогадро.

Температуры стеклования аморфной фазы П-*L*-Л (T_g) и плавления его кристаллитов (T_{m1} и T_{m2}) в двух известных кристаллических формах (неупорядоченной и упорядоченной) [1] определяли из термограмм, записанных в токе азота на термоанализаторе “STA 449C” в режиме дифференциальной сканирующей калориметрии/термогравиметрии, как и в работе [22].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Решение специфических проблем, возникающих при обработке П-*L*-Л высокоэнергетическим пучком ускоренных электронов, достигалось путем использования циклического режима облучения. Такой прием применялся в работах [8, 20]. Использование в каждом цикле облучения дозиметрических пленок, аттестованных для измерений в диапазоне D от 5 до 300 кГр, позволило надежно определить абсолютные величины достаточно высоких D (360, 600, 840 и 1200 кГр).

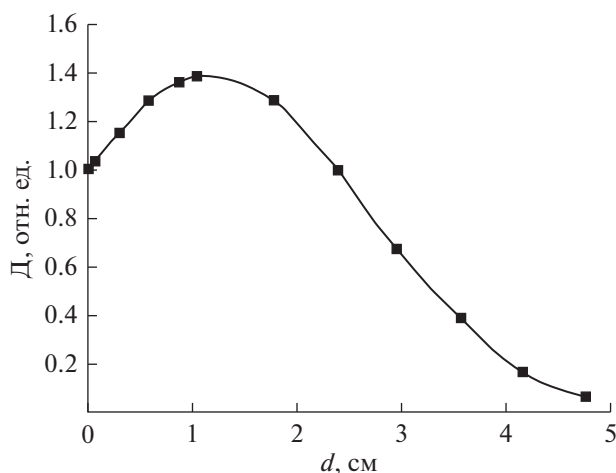
Кроме того, использованная методика облучения позволила исключить разогрев образцов П-*L*-Л до температур, превышающих температу-

Таблица 1. Температуры стеклования и плавления П-*L*-Л, облученного потоком ускоренных электронов

Д, кГр	$T_g, ^\circ\text{C}$	$T_{m1}, ^\circ\text{C}$	$T_{m2}, ^\circ\text{C}$
0	58.5 ± 0.5	148.7 ± 0.1	151.6 ± 0.1
120	57.5 ± 0.5	146.4 ± 0.9	151.5 ± 0.2
360	56.0 ± 0.5	134.3 ± 0.6	144.0 ± 0.1
600	54.5 ± 0.5	135.3 ± 0.1	139.5 ± 0.1
840	52.0 ± 0.5	125.4 ± 0.1	131.4 ± 0.2
1200	51.5 ± 0.5	113.8 ± 0.1	122.9 ± 0.1

ры стеклования аморфной и плавления кристаллической фаз полимера, который возможен под воздействием потока ускоренных электронов. Установлено, что в процессе облучения ускоренными электронами гранулы П-*L*-Л не нагревались выше 45°C . Такая температура, согласно данным совмещенного термического анализа (табл. 1), была ниже температур стеклования и тем более плавления как необлученного П-*L*-Л, так и П-*L*-Л, облученного вплоть до максимальной Д, равной 1200 кГр. Следовательно, в процессе облучения аморфная фаза полимера оставалась в стеклообразном релаксационном состоянии, а кристаллическая сохранялась в двух формах (неупорядоченной и упорядоченной). Таким образом, приведенные в настоящей работе экспериментальные данные, характеризующие процессы радиационной деструкции в П-*L*-Л, под воздействием γ -излучения и потока ускоренных электронов, относятся к облученному полимеру, релаксационное и фазовое состояние которого осталось принципиально таким же, как у необлученного полимера.

Профиль распределения Д по толщине насыпки облучаемых гранул приведен на рис. 1. При об-

**Рис. 1.** Профиль распределения Д по толщине насыпки гранул П-*L*-Л, облученных потоком ускоренных электронов.

лучении гранул П-*L*-Л насыпанных в 5 слоев, отношение максимальной к минимальной поглощенной образцом Д составило 1.39. При насыпке гранул в один слой (2.5–2.8 мм) это отношение снизилось до 1.15, это приемлемый уровень неоднородности поглощенной дозы, и во всех последующих экспериментах, как при электронном, так и при γ -облучении гранулы П-*L*-Л в полиэтиленовых пакетах размещали в один слой.

Использование дозиметрических пленок показало равномерность распределения величины Д вдоль по направлению движения конвейера и вдоль по развертке электронного пучка. Такой результат был достигнут при облучении на движущемся конвейере с равномерной скоростью протяжки и постоянстве установленного режима облучения, обеспечивающего равномерность плотности тока ускоренных электронов вдоль по полосе сканирования. С учетом равномерности распределения Д по длине и ширине облучаемых пакетов с образцами гранул П-*L*-Л, можно утверждать, что образец полимера равномерно облучался по всему объему.

Таким образом, величины $\langle M_n \rangle$, $\langle M_n^{\text{гпх}} \rangle$, $\langle M_w \rangle$, P и G_s были определены для полимера, облученного при соблюдении условий, которые позволяли получить в максимальной степени сопоставимые результаты исследования деструкции макромолекул П-*L*-Л при действии ионизирующего излучения различного типа.

Сравнительная оценка эффективности радиационной деструкции макромолекул исследуемого П-*L*-Л под воздействием γ -излучения и потока ускоренных электронов была проведена путем сопоставления величин их средних молекулярных масс и индекса полидисперсности до и после облучения, а также рассчитанных по ним величин G_s .

Экспериментальные данные, представленные в табл. 2, показывают, что индекс полидисперсности как у необлученного П-*L*-Л, так и у П-*L*-Л, подвергнутого воздействию γ -излучения ($D = 100$ и 1000 кГр) или потока ускоренных электронов ($D = 120$ и 1200 кГр), отличается не сильно ($P = 2.15 \pm 0.30$ при доверительной вероятности, равной 0.95). При условии, что индекс полидисперсности полимера близок к двум (табл. 2), возможен расчет $\langle M_n \rangle$ по значениям $\langle M_v \rangle$, найденным методом капиллярной вискозиметрии, по уравнению (2).

Данные, приведенные в табл. 3, показывают, что во всем исследованном диапазоне Д от 120 до 1200 кГр величины $\langle M_v \rangle$ и рассчитанные по ним величины $\langle M_n \rangle$ при γ -облучении ниже, чем при действии ускоренных электронов, что определенно свидетельствует о более высокой эффективности радиационной деструкции П-*L*-Л под действием γ -излучения.

Таблица 2. Влияние вида ионизирующего излучения и поглощенной дозы на величины $\langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$, $\langle M_w \rangle$ и R П-*L*-Л, определенные методом ГПХ

Вид излучения*	Д, кГр	$\langle M_n^{\text{ГПХ}} \rangle$, г/моль	$\langle M_w \rangle$, г/моль	R
—	0	96700	181200	1.87
γ	100	23400	53500	2.29
$\bar{e}$	120	24500	56200	2.29
γ	1000	3700	6700	1.89
$\bar{e}$	1200	5200	12600	2.42

Примечание. * γ – γ -излучение, $\bar{e}$ – поток ускоренных электронов.

Важнейшими характеристиками радиационной деструкции макромолекул, наряду с величинами G_s , являются величины радиационно-химического выхода образования поперечных связей (G_x), которые могут быть рассчитаны при условии, что величины $\{[\langle M_{n,d} \rangle]^{-1} - [\langle M_{n,0} \rangle]^{-1}\}$ и $\{[\langle M_{w,d} \rangle]^{-1} - [\langle M_{w,0} \rangle]^{-1}\}$ линейно зависят от Д [29, 30]. Литературные данные относительно величин G_s и G_x П-*L*-Л заметно различаются в зависимости от характеристик исходного полимера и условий облучения, однако во всех случаях G_s значительно выше по сравнению с G_x [5, 13, 18, 23], что определенно свидетельствует о преобладании разрыва цепей над образованием поперечных связей. Поэтому для сравнительной оценки влияния вида ионизирующего излучения на деструкцию макромолекул П-*L*-Л в первом приближении вполне можно ограничиться только сопоставлением величин G_s , особенно с учетом того, что такой прием часто используется при исследовании радиационной деструкции этого полимера [15–17, 19].

Установлено, что в диапазоне Д от 100 до 1200 кГр зависимость величин $\{[\langle M_{n,d} \rangle]^{-1} - [\langle M_{n,0} \rangle]^{-1}\}$ от Д линейна (рис. 2), что позволило рассчитать значения G_s П-*L*-Л по уравнению (3). Величины G_s при облучении потоком ускоренных электронов составили 2.20, а при γ -облучении – 2.86, что согласуется с данным, приведенными в [15–17, 19].

Более высокие значения G_s в случае γ -облученных образцов П-*L*-Л связаны, по-видимому, со значительно большей длительностью их радиационной обработки на воздухе. Действительно, доза в 1000 кГр при γ -облучении набиралась примерно за 192 ч, тогда как при облучении полимера пото-

Таблица 3. Влияние вида ионизирующего излучения и поглощенной дозы на величины средневязкостной молекулярной массы $\langle M_v \rangle$ и среднечисловой молекулярной массы $\langle M_n \rangle$, рассчитанной по уравнению (2)

Вид излучения*	Д, кГр	$\langle M_v \rangle$, г/моль	$\langle M_n \rangle$, г/моль
—	0	146000	91000
γ	120	31600**	19800
$\bar{e}$		32000	21000
γ	360	13300**	8200
$\bar{e}$		18000	11000
γ	600	8400**	5200
$\bar{e}$		12000	7500
γ	840	6100**	3800
$\bar{e}$		9300	5600
γ	1200	4400**	2700
$\bar{e}$		5300	3300

Примечание. * γ – γ -излучение, $\bar{e}$ – поток ускоренных электронов; ** получено из линейной зависимости $1/\langle M_v \rangle$ от Д.

ком ускоренных электронов менее чем за 1.5 ч. В результате при γ -облучении на воздухе вклад окислительной деструкции П-*L*-Л значительно выше. Похожая тенденция отмечалась в [16]: величина G_s при облучении потоком ускоренных электронов составила 0.52 [16], а при γ -облучении – 2.18 [15].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диапазоне поглощенных доз от 100–120 до 1000–1200 кГр проведено сравнительное исследование радиационной деструкции макромолекул П-*L*-Л марки 4043D производства фирмы “Nature Works LLC” (США), протекающей в гранулах полимера в воздушной среде при комнатной температуре под воздействием γ -лучей и потока ускоренных электронов. Использование циклического режима облучения ускоренными электронами обеспечило равномерность распределения поглощенной дозы по объему облучаемого полимера, высокую точность определения ее абсолютной величины и такую же неизменность фазового и релаксационного состояния П-*L*-Л, как при γ -облучении. Проведено сравнение изменения молекулярно-массовых характеристик П-*L*-Л и рассчитанных по ним радиационно-химических выходов разрыва основной цепи полимера G_s при воздействии двух видов ионизирующего излучения, наиболее часто применяемых для радиационной обработки изделий медицинского назна-

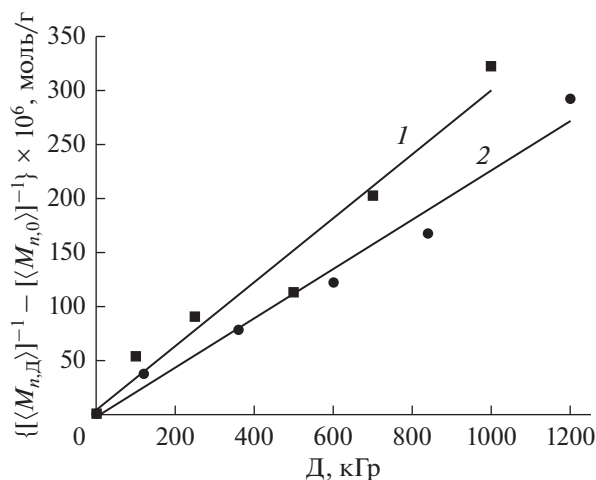


Рис. 2. Зависимость величин $\{[(M_{n,d})^{-1}] - [(M_{n,0})^{-1}]\}$ от D для П-Л-Л при воздействии γ -излучения (1) и потока ускоренных электронов (2).

чения и биоразлагаемой упаковки пищевых продуктов. Величины G_s при γ -облучении П-Л-Л и обработке его потоком ускоренных электронов составили 2.86 и 2.20 соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Poly(lactic acid): synthesis, structures, properties, processing, and applications / Eds. Auras R., Lim L.-T., Selke S.E.M., Tsuji H. N.Y.: Wiley. 2010. 499 p.
2. Gupta M.C, Deshmukh V.G. // Polymer. 1983. V. 24. № 1. P. 827.
3. Nuutinen J.-P., Clerc C., Virta T., Törmälä P. // J. Biomater. Sci. Polymer Edn. 2002. V. 13. № 12. P. 1325.
4. Loo J.S.C., Ooi C.P., Boey F.Y.C. // Polym. Degrad. Stab. 2004. V. 83. № 2. P. 259.
5. Loo J.S.C., Ooi C.P. Boey F.Y.C. // Biomaterials. 2005. V. 26. № 12. P. 1359.
6. Loo J.S.C., Tan T.H., Ooi C.P., Boey F.Y.C. // Acta Biomater. 2006. V. 2. № 3. P. 287.
7. Leonard D.J., Pick L.T., Farrar D.F., Dickson G.R. // J. Biomed. Mater. Res. A. 2009. V. 89. № 3. P. 567.
8. Cairns M.-L., Sykes A., Dickson G.R., Orr J.F., Farrar D., Dumba A., Buchanan F.J. // Acta Biomater. 2011. V. 7. № 2. P. 548.
9. Cairns M.-L., Dickson G.R., Orr J.F., Farrar D., Hawkins K., Buchanan F.J. // Polym. Degrad. Stab. 2011. V. 96. № 1. P. 76.
10. Cairns M.-L., Dickson G.R., Orr J.F., Farrar D., Hardacre C., Sa J., Lemoine P., Mughal M. Z., Buchanan F.J. // J. Biomed. Mater. Res. A. 2012. V. 100. № 3. P. 2223.
11. Круль Л.П., Бутовская Г.В., Рогачев А.А., Тапальский Д.В. // Химия новых материалов и биологически активных веществ / Под ред. Свиридова Д.В. Минск: БГУ, 2016. С. 268.
12. Salvatore M., Marra A., Duraccio D., Pillai S.D., Cimmino S., Silvestre C. J. // Appl. Polym. Sci. 2016. V. 133. № 2. P. 42219.
13. Madera-Santana T.J., Melendez R., Gonzalez-Garcia G., Quinta-Owen P. // Radiat. Phys. Chem. 2016. V. 123. P. 6.
14. Massey L.K. The effects of sterilization methods on plastics and elastomers: the definitive user's guide and data book. Introduction to sterilization methods. 2nd ed. N.Y.: Wiley, 2010.
15. Vargas L.F., Welt B.A., Seliga J., Pullammanappallil P., Brennan A., Teixeira A.A., Balaban M.O., Beatty C.L. // J. Appl. Packag. Res. 2007. V. 1. № 3. P. 181.
16. Vargas L.F., Welt B.A., Pullammanappallil P., Teixeira A.A., Balaban M.O., Beatty C.L. // Packag. Technol. Sci. 2009. V. 22. № 2. P. 97.
17. Birkinshaw C., Buggy M., Henn G.G., Jones E. // Polym. Degrad. Stab. 1992. V. 38. № 3. P. 249.
18. Babanalbandi A., Hill D.J.T., O'Donnell J.H., Pomery P.J., Whittaker A. // Polym. Degrad. Stab. 1995. V. 50. № 3. P. 297.
19. Nugroho P., Mitomo H., Yoshii F., Kume T. // Polym. Degrad. Stab. 2001. V. 72. № 2. P. 337.
20. Malinowski R., Rytlewski P., Żenkiewicz M. // Arch. Mater. Sci. Eng. 2011.V. 49. № 1. P. 25
21. Melski K., Kubera H., Głuszcowski W., Zimek Z. // Nukleonika. 2011. V. 56. № 1. P. 65.
22. Марченко Л.А., Бутовская Г.В., Тапальский Д.В., Круль Л.П. // Вестн. Белорус. гос. ун-та. Сер. 2. 2014. № 2. С. 3.
23. Mansouri M., Berrayah A., Beyens C., Rosenauer C., Janta C., Maschke U. // Polym. Degrad. Stab. 2016. V. 133. P. 293.
24. Adamus-Włodarczyk A., Wach R.A., Ulanski P., Rosiak J.M., Socka M., Tsinas Z., Al-Sheikhly M. // Polymer. 2018. V. 10. P. 672.
25. Huang Y., Gohs U., Müller M.T., Zschech C., Wiessner S. // Radiat. Phys. Chem. 2019. V. 159. P. 166.
26. Иванов В.С. Радиационная химия полимеров. Л.: Химия, 1988.
27. Dorgan J.R., Janzen J., Knauss D.M., Hait S.B., Limoges B.R., Hutchinson M.H. // J. Polym. Sci. Part B: Polym. Phys. 2005. V. 43. № 21. P. 3100.
28. Schaeffgen J., Flory P. // J. Am. Chem. Soc. 1948. V. 70. № 8. P. 2709.
29. Charlesby A. // Crosslinking and scission in polymers, NATO-ASI Series / Güven O. (Ed.). Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1990. P. 19.
30. Moad C.L., Winzor D.J. // Prog. Polym. Sci. 1998. V. 23. P. 759.