

УДК 541.64:539(2+3)

## ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА КОМПЛЕКС ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

© 2023 г. А. С. Заболотнов<sup>a,\*</sup>, С. С. Гостев<sup>a</sup>, И. А. Маклакова<sup>a</sup>,  
А. В. Бакиров<sup>b,c</sup>, Л. А. Новокшонова<sup>a</sup>, А. А. Киясов<sup>d</sup>

<sup>a</sup>Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова Российской академии наук  
119991 Москва, ул. Косыгина, 4, Россия

<sup>b</sup>Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова Российской академии наук  
117393 Москва, ул. Профсоюзная, 70, Россия

<sup>c</sup>Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”  
123182 Москва, пл. Академика Курчатова, 1, Россия

<sup>d</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
“МИРЭА – Российский технологический университет” (РТУ МИРЭА), Москва, Россия

\*e-mail.: zabolotnov.ru@gmail.com

Поступила в редакцию 25.07.2023 г.

После доработки 13.09.2023 г.

Принята к публикации 25.09.2023 г.

Методом полимеризационного наполнения получены композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ и наполнителей различного типа – пластинчатого (графен и нанопластины графита) и сферического (диоксид кремния). Исследованы деформационно-прочностные характеристики при растяжении образцов, полученных при различных режимах прессования. Установлено, что скорость охлаждения образцов при прессовании оказывает влияние на величины предела прочности при разрыве и модуля упругости при растяжении. Характеристики композитов, переработанных при низкой скорости охлаждения (10 град/ч), на 30% выше по сравнению с образцами, полученными при высокой скорости охлаждения (10 град/мин). Методами ДСК, ДМА и РСА показано, что способ охлаждения влияет на размер кристаллитов спрессованных образцов композиционных материалов.

DOI: 10.31857/S2308113923600053, EDN: ZGOTAA

### ВВЕДЕНИЕ

Благодаря ряду превосходных свойств, таких как низкий коэффициент трения, высокая химическая стойкость, ударпрочность, биосовместимость, а также высокая износостойкость, полиэтилен сверхвысокой молекулярной массы широко используется в различных отраслях тяжелого машиностроения, горнодобывающей промышленности, пищевой и медицинской индустрии [1–4]. Однако для возможности расширения областей применения сверхвысокомолекулярного ПЭ некоторые его параметры, такие как твердость, коэффициент линейного теплового расширения, хладотекучесть и другие нуждаются в улучшении. С целью модификации свойств сверхвысокомолекулярного ПЭ применяются различные наполнители, в частности карбид кремния [5], цирконий [6], дисульфид молибдена [7, 8], базальтовое волокно [9], волластонит [10], каолин [11, 12],

тапальк [13, 14], аэросил [15]. Кроме того, для улучшения характеристик сверхвысокомолекулярного ПЭ особый интерес представляют углеродные функциональные наполнители: графит [16, 17], углеродное волокно [18, 19], углеродные нанотрубки [20, 21], оксид графена [22–24].

Хорошо известно, что физические, химические и механические свойства кристаллизующихся полимеров сильно зависят не только от введенного в них армирующего наполнителя, но и от их морфологического состава и кристаллической структуры: размера кристаллитов и их массовой концентрации [28–30]. Способность наполнителей выступать в качестве зародышеобразователей и модифицировать матрицу полимеров оказывает существенное влияние на кристаллическую структуру, а также на весь процесс кристаллизации полимеров [31] и последующий комплекс физико-механических свойств и их износостой-

кость. Различие в размерах и распределении наполнителей в полимерной матрице может приводить к различным эффектам нуклеации и модификации кристаллической матрицы полимеров [32].

Известно, что кристалличность образцов композиционных материалов при сравнении с кристалличностью чистого сверхвысокомолекулярного ПЭ возрастает при малых степенях введения наполнителя в полимерную матрицу. После достижения критической концентрации наполнителя степень кристалличности начинает падать, поскольку при процессе кристаллизации происходит как гетерогенное зародышеобразование, так и одновременно сдерживающий эффект роста кристаллов полиэтилена, связанный с ограничением движения макромолекулярной цепи сверхвысокомолекулярного ПЭ введенными армирующими наполнителями [33–37].

Несмотря на все усилия исследователей, работ, связанных с влиянием метода переработки композитов со сверхнизким содержанием армирующих наполнителей на физико-механические характеристики и кристаллическую структуру сверхвысокомолекулярного ПЭ, недостаточно.

Так как характеристики композитов сверхвысокомолекулярного ПЭ напрямую зависят от процессов кристаллизации, актуальной задачей является исследование влияния кристаллической структуры на свойства синтезированных композиционных материалов. В работе было исследовано влияние трех наполнителей, двух наноразмерного диапазона – аэросил и графен и одного микронного – нанопластины графита. Частицы графена и нанопластины графита имели одинаковый форм-фактор, но разный размер. Частицы графена были в 30 раз меньше частиц на основе графита. Таким образом, ключевой задачей настоящей работы является установление влияния формы и размера наполнителя на структурные и прочностные характеристики материалов при сопоставимых степенях наполнения.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

### *Синтез композиционных материалов*

Композиты на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ и трех различных армирующих наполнителей получали методом полимеризационного наполнения (полимеризации *in situ*). В данном методе каждая частица наполнителя оказывается равномерно покрыта слоем сверхвысокомолекулярного ПЭ. Это обеспечивает равномерное распределение наполнителя в полимерной матрице, в том числе и при сверхнизких степенях наполнения. Методика синтеза описана в работе [25]. Нанопластины графита получали из терморасширяющегося графита марки EG350. Продольный размер частиц составил 1–10 мкм, толщина ~20 нм, подробнее методика описана в работе [26]. Графен

предоставлен компанией “Graphene Technology” (Россия); средний продольный размер частиц 10–20 мкм, толщина частиц ~0.7 нм, что соответствует двуслойному графену, подробный анализ приведен в статье [27]. Микросферический SiO<sub>2</sub> с размером частиц 5–15 нм марки Осил-400 был приобретен на коммерческой основе. Степень наполнения исследуемых композитов 0.11 мас. % для материала на основе SiO<sub>2</sub>, 0.025 мас. % для материала на основе графена и 0.105 мас. % для материала на основе нанопластин графита.

### *Методика получения образцов для физико-механических исследований*

Пластины для физико-механических испытаний получали методом горячего прессования в пресс-форме закрытого типа при температуре 200°C и давлении 10 МПа/см<sup>2</sup>. При достижении температуры прессования образец термостатировали в течение 10 мин без давления, затем поднимали давление и выдерживали 10 мин при 200°C. Охлаждение происходило до 50°C при быстром и медленном охлаждении. При быстром режиме прессования образец охлаждался со скоростью 10 град/мин, при медленном режиме прессования образец охлаждался со скоростью 10 град/ч.

### *Определение деформационно-прочностных характеристик материалов*

Физико-механические характеристики определяли на универсальной испытательной машине “Instron 3365” при комнатной температуре (~21°C) в режиме одноосного растяжения образцов (тип 5, эквивалентная длина 50 мм) в соответствии с ГОСТ 11262–2017. Скорость деформации образцов при растяжении 1 мм/мин для нахождения модуля упругости на первом этапе и 50 мм/мин на втором. Образцы в форме двусторонних лопаток вырезали с помощью специального ножа из пластин толщиной ~1 мм.

### *Дифференциальная сканирующая калориметрия*

Температуру и теплоту плавления полученных полимерных материалов определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии на приборе “DSC Netzsch 204 F1”. Образцы нагревали до 160°C и охлаждали до 30°C со скоростью 10 град/мин. При расчете степени кристалличности образцов за теплоту плавления идеального кристалла ПЭ принимали  $\Delta H = 293$  Дж/г.

Толщину ламелей рассчитывали с использованием уравнения Томсона–Гиббса:

$$T_m = T_m^0 \left( 1 - \frac{2\sigma_e}{l\Delta H^0 \rho} \right),$$

где  $T_m$  – температура плавления полимера,  $T_m^0 = 418.7$  К – равновесная температура плавления

**Таблица 1.** Деформационно-прочностные характеристики композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ

Состав композита	$E_p$ , МПа	$\sigma_p$ , МПа	$\epsilon_p$ , %
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.11 мас. % SiO <sub>2</sub>	750 ± 1/950 ± 40	52 ± 2/54 ± 3	315 ± 20/200 ± 5
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.025 мас. % графена	700 ± 20/880 ± 30	75 ± 2/80 ± 4	310 ± 11/250 ± 20
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.105 мас. % нанопластин графита	650 ± 50/820 ± 30	67 ± 1/79 ± 1	310 ± 6/240 ± 2

Примечание. Здесь и в табл. 2 и 3 в числителе – быстрое охлаждение, в знаменателе – медленное.

полимера,  $\sigma_e = 90 \times 10^{-3}$  Дж/м<sup>2</sup> – поверхностная свободная энергия,  $\Delta H^0 = 293$  Дж/г – энтальпия плавления кристаллической области,  $\rho = 0.990$  г/см<sup>3</sup> – плотность кристаллитов,  $l$  – толщина кристаллических ламелей (в нм).

#### *Рентгеновская дифракция в больших углах*

Рентгеноструктурный анализ образцов композиционных материалов в больших углах выполняли на станции БиоМУР Курчатовского синхротрона. Источником излучения служил поворотный магнит 1.7 Тл, с энергией 8 кэВ (1.433 Å) с разрешением dE/E 10<sup>-3</sup> и потоком фотонов 10<sup>9</sup>. Размер пучка на образце составлял 0.5 × 0.3 мм, для регистрации картин дифракции использовали двумерный детектор “Dectris Pilatus 1M”. Расстояние образец–детектор составляло 150 мм, перед последующей обработкой производили вычитание фонового рассеяния. В качестве калибровочных эталонов в малых и больших углах использовали бегенат серебра и NaC(Na<sub>2</sub>Ca<sub>3</sub>Al<sub>2</sub>F<sub>14</sub>). Диапазон величин вектора обратного рассеяния  $q$  составил 0.8–33 нм<sup>-1</sup>. Для обработки полученных картин рассеяния применяли пакеты программного обеспечения Fit2D и ImageJ. Время экспозиции составило 300 с.

#### *Динамический механический анализ*

Динамический механический анализ образцов осуществляли на приборе “Netzsch DMA 242” при скорости нагревания 2 град/мин в интервале температур от –160 до +150°C, амплитуде растяжения 0.2% и частоте 1 Гц. Образцы шириной 5 и длиной 20 мм вырезали из пластин толщиной 0.9–1.5 мм, изготовленных методом горячего прессования при 180°C и давлении 10 МПа.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Синтезированные композиты на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ и трех различных видов армирующих наполнителей проявляют при растяжении однородный характер деформирования. У исследованных образцов отсутствует пик текучести на кривой напряжение–деформация, образования шейки на образцах при растяжении

не наблюдалось, что свойственно чистому сверхвысокомолекулярному ПЭ. Полученные значения модуля упругости при растяжении  $E_p$ , прочности при разрыве  $\sigma_p$ , относительного удлинения при разрыве  $\epsilon_p$  в зависимости от вида наполнителя и режима охлаждения при переработке приведены в табл. 1. Видно, что режим переработки композитов существенно влияет на их деформационно-прочностные характеристики. Например, величина модуля упругости при растяжении образцов, полученных при медленном охлаждении, превышает аналогичный показатель для образцов, которые были получены при быстром охлаждении, приблизительно на 25%. Показатели прочности при разрыве композиционных материалов на основе SiO<sub>2</sub> и графена практически не зависят от режима охлаждения при прессовании и равны 52 ± 2 и 75 ± 2 МПа при быстром режиме охлаждения и 54 ± 3 и 80 ± 4 МПа соответственно при медленном режиме охлаждения. В то же время показатель прочности при разрыве композиционного материала, содержащего в своем составе нанопластины графита, существенно возрастает в случае снижения скорости охлаждения образцов при прессовании. Прочность композита при медленном режиме переработки увеличивается на 18% и достигает 79 ± 1 МПа.

Исследованные образцы композиционных материалов обладают практически идентичной эластичностью при быстром режиме охлаждения. Показатели относительного удлинения при разрыве материалов составляют 310–315%. Снижение скорости охлаждения при переработке оказывает влияние на указанную выше характеристику композитов на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ. Так,  $\epsilon_p$  образца, содержащего в своем составе SiO<sub>2</sub>, снизился с 315 ± 20 до 200 ± 5%. Аналогичное снижение пластических свойств при медленном режиме переработки наблюдается и для композиционных материалов, в состав которых входят углеродные наполнители. Значение  $\epsilon_p$  материалов с графеном и нанопластинами в составе уменьшилось с 310% до 250 и 240% соответственно. Из полученных результатов следует, что форм-фактор армирующего наполнителя существенно сказывается на физико-механических характеристиках композиционных материалов.

**Таблица 2.** Температуры плавления и структурные данные композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ

Состав композита	$T_{пл}$ , °С	$\chi$ , %		$L$ , нм	
		ДСК	РСА	ДСК	РСА
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.11 мас. % SiO <sub>2</sub>	136.5/141.0	40.3/43.3	55.9/59.0	10.0/19.9	23.3/25.2
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.025 мас. % графена	137.5/141.6	36.1/40.6	52.2/55.0	14.9/18.3	23.6/25.1
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.105 мас. % нанопластин графита	139.5/140.6	35.4/39.3	50.3/53.4	11.2/22.9	24.0/25.1

Так, у композита с микросферическим наполнителем SiO<sub>2</sub> как при быстром, так и при медленном охлаждении прочность оказывается значительно ниже, чем у углеродных наполнителей, которые имеют пластинчатую форму частиц. Можно также заметить тенденцию снижения относительного удлинения у всех исследуемых образцов, полученных медленным охлаждением. Мы связываем это с увеличением степени кристалличности образцов, полученных при медленном охлаждении. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Стоит отметить, что композиты на основе углеродных наполнителей демонстрируют схожие деформационно-прочностные характеристики при низкоскоростном режиме переработки. Нанопластины графита и графен имеют одинаковый форм-фактор частиц – это пластинчатые наполнители со схожими продольными размерами 1–20 мкм, но различающиеся по толщине: данный показатель у графена в 30 раз меньше по сравнению с частицами нанопластин графита. Если учитывать концентрационный фактор (массовая доля графена в исследованных образцах в 4 раза ниже доли нанопластин графита), можно сделать вывод о том, что армирующая способность графеновых частиц существенно выше.

Проведено исследование переработанных образцов композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного ПЭ и различных наполнителей методами ДСК и РСА. Значения температур плавления, а также структурные данные приведены в табл. 2. Необходимо отметить, что за температуру плавления принята температура максимума пика плавления, отвечающая температуре, при которой плавится наибольшее количество кристаллитов.

Из данных, представленных в табл. 2, видно, что снижение скорости охлаждения образцов при переработке оказывает влияние на температуру плавления образцов. Температура плавления композитов увеличивается с 136.5 до 141.0°С для образца сверхвысокомолекулярный ПЭ–SiO<sub>2</sub>, с 137.5 до 141.6°С для образца сверхвысокомолекулярный ПЭ–графен и с 139.5 до 140.6°С для образца с нанопластинами графита.

Расчеты по уравнению Томсона–Гиббса показывают, что медленное охлаждение образцов по сравнению с быстрым способствует образованию кристаллитов большего размера. При этом степень кристалличности увеличивается всего на 3%. Известно, что процесс кристаллизации состоит из двух стадий – образования зародышей кристаллов и роста кристаллов, и оба процесса протекают одновременно. Если скорость образования зародышей больше скорости их роста, получается большое количество мелких кристаллов.

По данным ДСК толщина ламелей при медленной скорости охлаждения образцов сверхвысокомолекулярный ПЭ–SiO<sub>2</sub> и сверхвысокомолекулярный ПЭ–нанопластины графита возрастает в 2 раза – с 10.9 до 19.9 нм для первого и с 11.2 до 22.9 нм для второго. Степень кристалличности указанных образцов повышается примерно на 8–10%. Так, содержание кристаллической фазы при низкоскоростном режиме переработки увеличилось с 40.3 до 43.3% и с 35.4 до 39.3% соответственно для композитов сверхвысокомолекулярный ПЭ–SiO<sub>2</sub> и сверхвысокомолекулярный ПЭ–нанопластины графита.

Полученные результаты согласуются с литературными данными. По данным ДСК, в работе [37] кристалличность образцов сверхвысокомолекулярный ПЭ–SiO<sub>2</sub> также зависела от скорости охлаждения образцов: у композита с 1.5 мас. % аэросила при скорости охлаждения 30 град/мин кристалличность равна 34.95%, при снижении скорости охлаждения до 10 град/мин – 33.37%. Размер ламелей варьировался от 22.84 до 23.86 нм при быстром и замедленном охлаждении соответственно. Кристалличность, полученная в работе [34], у композита сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.1 мас. % SiO<sub>2</sub> составила 48% по данным ДСК и 51.6% по данным РСА, что также согласуется с результатами, приведенными в табл. 2. Размер кристаллитов в работе [32] у композитов с 0.5 мас. % аэросила также соответствует полученным данным и составляет 15.5 нм.

Методом РСА показано, что изменение режимов охлаждения при переработке приводит к увеличению показателей степени кристалличности и

Таблица 3. Данные динамического механического анализа

Состав композита	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$T_{\alpha}, ^\circ\text{C}$	$E'$ , МПа при 22 $^\circ\text{C}$
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.11 мас. % $\text{SiO}_2$	136.5/141.0	118.8/123.4	1093/1281
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.025 мас. % графена	137.5/141.6	110.3/119.6	943/1204
Сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.105 мас. % нанопластин графита	139.5/140.6	118.0/125.2	847/1060

размеров кристаллитов композиционных материалов. При этом данные РСА в отличие от значений, полученных по уравнению Томсона–Гиббса, показывают не столь существенные различия в изменении толщины ламелей при медленном режиме прессования. По-видимому, это связано с тем, что уравнение Томсона–Гиббса было выведено для низкомолекулярных веществ и не учитывает специфику, возникающую при переходе к анализу полимеров со сверхвысокомолекулярной массой. Кроме того, известно, что температура плавления кристаллитов полимера зависит не только от их толщины, но также и от их дефектности и напряженности, размеров сопряженных с ними аморфных областей, других линейных размеров кристаллита, и т.д. Тем не менее, результаты, полученные методами ДСК и РСА, согласуются между собой и отражают тенденцию к изменению параметров кристаллической структуры при различных режимах переработки исследованных композиционных материалов.

Как было отмечено ранее, режим переработки композитов оказывает существенное влияние на их деформационно-прочностные характеристики. Кроме того, снижение скорости охлаждения образца при прессовании способствует изменению размеров ламелей и температуры плавления композиционных материалов. В табл. 3 представлены результаты динамического механического анализа образцов композитов, полученных при высокоскоростном и низкоскоростном режимах переработки.

Из данных табл. 3, и рис. 1 видно, что показатели динамического механического модуля  $E'$  композиционных материалов, переработанных при медленном охлаждении, существенно выше аналогичных значений образцов, полученных при высокоскоростной переработке. Например, значение  $E'$  при 22 $^\circ\text{C}$  для композита на основе  $\text{SiO}_2$  увеличилось с 1100 МПа при быстром охлаждении до 1300 МПа при низкоскоростной переработке. Аналогичный рост динамического механического модуля наблюдается и для образцов, в которых использовались углеродные частицы в качестве армирующего наполнителя. Установлено, что рост  $E'$  при снижении скорости охлаждения образцов коррелирует с данными, полученными при изучении модуля упругости при растяжении композиционных материалов.

Изменение режимов переработки исследуемых композитов приводит к росту температуры

$\alpha$ -релаксации. Как известно, область  $\alpha$ -релаксации в основном связана с движением сегментов цепи внутри кристаллической решетки до начала плавления. Из данных, представленных в табл. 3,

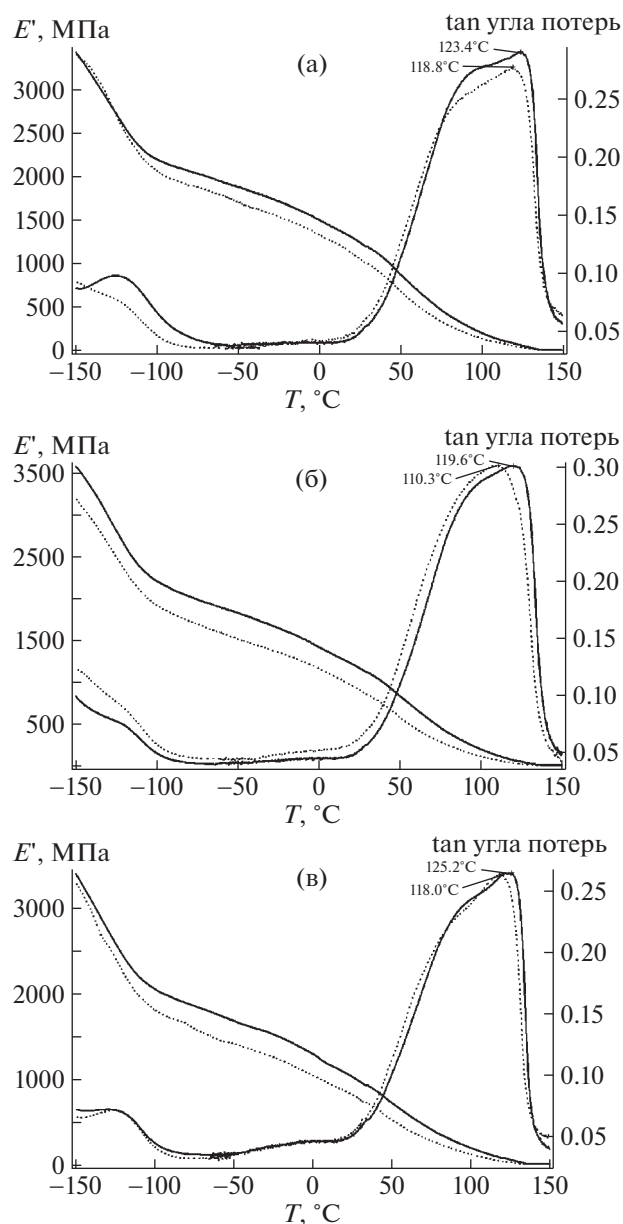


Рис. 1. ДМА-кривые для образцов сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.11 мас. %  $\text{SiO}_2$  (а) сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.025 мас. % графена (б) и сверхвысокомолекулярный ПЭ–0.105 мас. % нанопластин графита (в), полученных быстрым (пунктирная линия) и медленным (сплошная линия) охлаждением.

видно, что низкоскоростной режим переработки способствует увеличению  $T_{\alpha}$  для всех полученных образцов. Так, повышение температуры  $\alpha$ -релаксации для образца сверхвысокомолекулярный ПЭ–нанопластины графита составил  $\sim 7^{\circ}\text{C}$ , а у композита сверхвысокомолекулярный ПЭ–графен значение  $T_{\alpha}$  увеличилось с  $110.3^{\circ}\text{C}$  при медленном охлаждении до  $119.6^{\circ}\text{C}$  при высокоскоростном охлаждении. Стоит отметить, что повышение температуры  $\alpha$ -релаксации исследованных композиционных материалов согласуется с ростом температуры плавления образцов, полученной по данным ДСК.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе показаны результаты исследования деформационно-прочностных характеристик при растяжении синтезированных композиционных материалов, полученных методом полимеризационного наполнения при сверхнизких концентрациях наполнителей в матрице композита. Установлено, что снижение скорости охлаждения образцов при их переработке приводит к увеличению модуля упругости и динамического механического модуля, а также прочности при разрыве. Методами ДСК и РСА показано, что способ охлаждения оказывает влияние на температуру плавления и размер кристаллитов спрессованных образцов композиционных материалов. Доказано, что модифицирующая способность частиц графена значительно выше по сравнению с частицами нанопластин графита. Так, для достижения схожих деформационно-прочностных характеристик у композиционных материалов с углеродными наполнителями необходимая концентрация графена оказывается в четыре раза ниже.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект 22-23-20018).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gürgeç S. // Polym. Degrad. Stab. 2022. V. 199. P. 109912.
- Gürgeç S. // Composites B. 2019. V. 173. P. 106967.
- Dangsheng X. // Mater. Lett. 2005. V. 59. № 2–3. P. 175.
- Gürgeç S., Sert A., Kuşhan M.C. // J. Appl. Polym. Sci. 2021. V. 138. № 16. P. 50245.
- Aliyu I.K., Azam M.U., Lawal D.U. // Arabian J. Sci. Eng. 2019. V. 849. № 45. P. 849.
- Rodrigues M.M., Fontoura C.P., Maddalozzo A.E., Leidens L.M., Quevedo H.G., Souza K. dos S., Crespo J. da S., Michels A.F., Figueroa C.A., Aguzzoli C. // Composites B. 2020. V. 189. P. 107909.
- Panin S.V., Kornienko L.A., Ivanova L.R., Nguen Suan T., Poltaranin M. A., Shil'ko S.V. // J. Frict. Wear. 2014. V. 35. № 4. P. 444.
- Pettarin V., Churruga M.G., Felhos D., Karger-Kocsis J., Frontini P.M. // Wear. 2010. V. 269. P. 31.
- Gogoleva O.V., Petrova P.N., Popov S.N., Okhlopko A.A. // J. Frict. Wear. 2015. V. 36. № 4. P. 301.
- Tong J., Ma Y., Arnell R.D., Ren L. // Composites A. 2006. V. 37. P. 38.
- Новокушонова Л.А., Меукова И.И. // Высокомолек. соед. 1994. Т. 36. № 4. С. 629.
- Yusrina M.D., Tan W.S. // Proc. Adv. Mater., Eng. Technol. 2020. V. 2291. P. 020029-1.
- Chang B.P., Akil H.M., Nasir R.B., Khan A. // Tribol. Int. 2015. V. 88. P. 252.
- Chang B.P., Akil H.M., MD Nasir R.B. // Sains Malaysiana. 2015. V. 44. № 6. P. 819.
- Aderikha V.N., Shapovalov V.A., Krasnov A.P. // Composites. 2008. V. 29. № 4. P. 318.
- Liu C.Y., Ishigami A., Kurose T., Ito H. // J. Polym. Eng. 2019. V. 9. № 3. P. 264.
- Panin S.V., Kornienko L.A., Ivanova L.R., Nguen Suan T., Poltaranin M.A., Shil'ko S.V. // J. Frict. Wear. 2014. V. 35. № 4. P. 290.
- Wood W.J., Maguire R.G., Zhong W.H. // Composites B. 2011. V. 42. P. 584.
- Panin S.V., Kornienko L.A., Alexenko V.O., Buslovich D.G., Bochkareva S.A., Lyukshin B.A. // Materials. 2020. V. 13. P. 338.
- Samad M.A., Sinha S.K. // Trib. Int. 2011. V. 44. P. 1932.
- Diabb J.M., Leija Guti'erez H.M., C'ardenas E.S., Mami N., Elías-Zúñiga A., Morales-Avalos R., Villela-Castrejón J. // J. Mech. Behavior Biomed. Mater. 2021. V. 120. P. 104554.
- An Y., Tai Z., Qi Y., Yan X., Xue Q., Liu B., Pei J. // J. Appl. Polym. Sci. 2014. V. 131. № 1. P. 39640.
- Pang W., Jialiang W.P., Zhang W.Q. // RSC Adv. 2017. V. 7. P. 55536.
- Chen X., Zhang S., Zhang L., Zhu P., Zhang G. // Polymers. 2021. V. 13. P. 482.
- Nazarov V.G., Stolyarov V.P., Doronin F.A., Evdokimov A.G., Rytkov G.O., Brevnov P.N., Zabolotnov A.S., Novokshonova L.A., Berlin A.A. // Polymer Science A. 2019. V. 61. № 3. P. 325.
- Юхаева Г.П. Дис. ... канд. хим. наук. М.: ИХФ РАН, 2012.
- Shiyanova K.A., Gudkov M.V., Gorenberg A.Y. // ACS Omega. 2020. № 5. V. 39. P. 25148.
- Liang G., Xu J., Xu W. // J. Appl. Polym. Sci. 2004. V. 91. № 5. P. 3054.
- Simis K.S., Bistolfi A., Bellare A., Pruitt L.A. // Biomaterials. 2006. V. 27. № 9. P. 1688.
- Guofang G., Huayong Y., Xin F. // Wear. 2004. V. 256. № 1. P. 88.
- Panin S., Kornienko L., Piriyaon S., Ivanova L., Shil'ko S., Pleskachevskii Y., Orlov V.M. // J. Frict. Wear. 2011. V. 32. № 4. P. 269.
- Liu C., Qiu H., Liu C.J., Zhang J. // Polym. Compos. 2012. V. 33. № 11. P. 1987.
- Qun Y., Run Z., Mingfei L., Ping X., Lichao L. // Polymers. 2023. № 15. P. 186.
- Guojun S., Zhen C., Xiaotian Y., Qiuyi W. // Mater. Chem. Phys. 2019. № 236. P. 121778.
- Anqi L., Fuzhen L., Kancheng M., Zishou Z. // Adv. Polym. Tec. 2022. V. 1. P. 1.
- Jing H., Siyue D., Wenge Z., Wenya L., Hua L. // Polym. Adv. Technol. 2013. № 24. P. 888.
- Sattari M., Mirsalehi S.A., Khavandi A., Alizadeh O., Naimi-Jamal M.R. // J. Therm. Analysis Calorimetry. 2015. V. 122. P. 1319.