

САМОАРМИРОВАННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ИЗ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА *

Чуков Д.И., Жеребцов Д.Д., Нематуллоев С.Г., Чердынцев В.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия*

АННОТАЦИЯ

В настоящей работе предложен метод получения самоармированных композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Самоармированные композиционные материалы представляют собой материалы, в которых и армирующие наполнители и матричный полимер представлены материалом одинаковой природы. Изготовление объемных образцов самоармированных композиционных материалов осуществлялось методом термического прессования СВМПЭ волокон. Выбор СВМПЭ волокон в качестве исходного материала для получения самоармированных композиционных материалов был обусловлен тем, что эти волокна обладают наилучшими значениями удельной прочности среди всех материалов, нашедших реальное практическое применение. Термическое прессование в области температур, близких к температурам начала плавления волокон позволило контролируемо расплавить определенную часть поверхности волокон. При охлаждении расплавленная часть затвердела и связывала структуру вместе, формируя матрицу композиционного материала. Так как при высоких температурах будет происходить потеря ориентированного состояния, которая сопровождается существенным снижением упруго-прочностных свойств волокон, проводился подбор условий термического прессования, позволяющих максимально сохранить высокие механические свойства, характерные исходным СВМПЭ волокнам. Термическое прессование производилось под высокими давлениями, что позволяло смещать температуру плавления волокон в сторону больших температур, кроме этого, предотвращать усадку волокон, сопровождаемую потерей ориентированного состояния. Для оценки сохранения или потери ориентированной структуры волокон был использован подход, основанный на изменении степени кристалличности получаемых материалов. Проведенные исследования показали, что варьируя температуру и давление прессования можно изменять соотношение матричной фазы к ориентированной фазе, что приводит к изменению упруго-прочностных свойств получаемых композиционных материалов.

Ключевые слова: самоармированные композиционные материалы; сверхвысокомолекулярный полиэтилен; термическое прессование; СВМПЭ-волокна

SELF-REINFORCED COMPOSITE MATERIALS BASED ON ULTRA-HIGH MOLECULAR WEIGHT POLYETHYLENE FIBERS

Chukov D.I., Zherebtsov D.D., Nematulloev S.G., Therdyntsev V.V.

National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта №15-33-70027 «мол_a_мос».

ABSTRACT

In this paper a method for the production of self-reinforced composite materials based on ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) was proposed. Self-reinforced composite materials are materials in which both reinforcing phase and polymer matrix are represented by a material of the same nature. The obtaining of bulk samples of self-reinforced composite materials was carried out by the compression molding of UHMWPE fibers. The choice of UHMWPE fibers for the obtaining of self-reinforced composite materials was caused by the fact that these fibers have the best values of specific tensile strength among all materials that has found real practical application. Compression molding in the temperature range close to the melting point of the fibers made it possible to control the melting of the fiber surface. Upon cooling the molten part solidified and formed a matrix of the composite material. Since at high temperatures there will be a loss of the oriented state of UHMWPE fibers, which is accompanied by a significant decrease in the elastic-strength properties of the fibers, a selection of compression molding conditions was performed, which allowed to retain the high mechanical properties of the initial UHMWPE fibers. Compression molding was carried out under high pressures, which made it possible to shift the melting temperature of the fibers toward higher temperatures, besides, to prevent shrinkage of the fibers, accompanied by loss of the oriented state. To evaluate the preservation or loss of the oriented fiber structure, an approach based on a change in the degree of crystallinity of the resulting materials was used. It was found that by varying the temperature and pressure of compression molding it is possible to change the ratio of the matrix phase to the oriented phase, which leads to a change in the mechanical properties of the resulting composite materials.

Keywords: self-reinforced composite materials; ultra-high molecular weight polyethylene; compression molding; UHMWPE fibers

ВВЕДЕНИЕ

Самоармированные композиционные материалы (self-reinforced composite materials) – это класс композиционных материалов, в которых полимерная матрица и армирующие наполнители (ориентированные волокна, пленки или дисперсные частицы), представлены одним и тем же полимером [1-3]. Принцип работы самоармированных композиционных материалов (СКМ) идентичен традиционным композиционным материалам, т.е. напряжение передается от "слабой" матрицы к более прочным армирующим элементам через межфазную границу раздела, и чем прочнее граница раздела, тем более высокими механическими характеристиками обладают полученные композиты. В традиционных композиционных материалах, состоящих из материалов различной природы, физико-механические характеристики определяются как надмолекулярной структурой матричного полимера, так и состоянием микровключений с промежуточным межфазным слоем, моделированию и теоретическим расчетам которых посвящен ряд исследовательских работ [4-7]. В самоармированных композиционных материалах определяющим является сохранение ориентированной структуры армирующих наполнителей, наряду с обеспечением эффективной передачи нагрузки через межфазную границу. Межфазная граница в СКМ обычно образована кристаллическими сверхструктурами, обеспечивающими хорошую адгезию и, таким образом, эффективность передачи напряжения от матрицы к арматуре. Обнаружено, что в таких композитах наблюдается образование транскристаллитного слоя, который формируется между армирующими волокнами и матрицей, что приводит к сильному межфазному взаимодействию через градиентную структуру [8,9].

Транскристаллизация обусловлена гетерогенным зародышеобразованием при условии, что поверхность зародышеобразования обладает высокой плотностью центров роста. В связи с плотностью зарождения, боковой рост сферолитов затруднен, и они вынуждены расти вдоль направления, перпендикулярного к поверхности зародышеобразования. Принято считать, что транскристаллизация вызвана эпитаксиальным ростом (ростом кристаллитов полимерной матрицы на кристаллитах армирующих волокон) [10].

Для достижения высоких механических свойств самоармированных композиционных материалов необходимо четкое различие температур плавления волокон и матричного полимера. Эта проблема, как правило, решается с помощью использования различных марок полимеров для волокон и матрицы, например, сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) в качестве армирующих волокон и полиэтилен низкого давления (ПЭНД) в качестве матрицы [11,12]. Еще одним подходом является использование полиморфизма, т.е. наличие более чем одной кристаллической формы аморфно-кристаллических полимеров. Так, например, изотактический полипропилен существует в четырех различных кристаллических модификациях (α , β , γ и δ), с различными кристаллическими решетками (моноклинная, гексагональная, триклинная и псевдогексагональная решетки) [13]. Полиморфные модификации полипропилена обладают различными температурами плавления, что позволяет использовать, например, β -полипропилен в качестве матричного материала, а α -полипропилен в качестве армирующих элементов [14,15]. При реализации описанных подходов матрица имеет заметно меньшую температуру плавления, чем армирующие волокна, что позволяет сохранить молекулярную ориентацию волокон и обеспечить прирост механических свойств в получаемом материале.

Тем не менее, для реализации истинной концепции СКМ, матрица и волокна должны быть представлены одной и той же маркой полимера, и, следовательно, будут иметь близкие температуры плавления. Основная трудность совмещения волокон и матрицы заключается в сохранении свойств ориентированных полимерных молекул в конечном композите, т.к. при нагреве наблюдается молекулярная релаксация высокоориентированных волокон, что приводит к потере их физико-механических свойств.

В данной работе предлагается использовать концепцию получения самоармированных композитов, путем изготовления из СВМПЭ-волокон объемных образцов методом термического прессования. Термическое прессование будет осуществляться в области температур, близких к температурам начала плавления волокон, что позволит расплавить определенную часть поверхности каждого из волокон. При охлаждении расплавленная часть затвердевает и связывает структуру вместе, формируя матрицу композиционного материала.

1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

В качестве исходного материала разрабатываемых самоармированных композиционных материалов были выбраны высокоориентированные волокна сверхвысокомолекулярного полиэтилена марки SGX линейной плотностью 220 Дтекс производства «Дупеема» (Голландия), полученные методом гель-формования.

Для получения образцов самоармированных композиционных материалов использовался метод термического прессования в интервале температур от 145

до 165°C и давлении от 0,1 до 75 МПа. При этом, предложен подход, при котором термическое прессование будет приводить к плавлению только поверхности СВМПЭ волокон, при охлаждении расплавленная часть будет затвердевать и связывать структуру вместе, формируя матрицу композиционного материала (рис.1).



Рис.1. Схема получения самоармированных композиционных материалов.

Структурные исследования проводили методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием электронного микроскопа JEOL JSM-6610LV, в режиме сбора вторичных электронов при ускоряющем напряжении 5-20 кВ. Определение механических свойств полученных самоармированных композиционных материалов при растяжении проводилось на универсальной испытательной машине Zwick Z020, при скорости перемещения активного захвата 10 мм/мин. Для испытаний использовались образцы в форме пластин длиной 80 мм, шириной 10 мм и толщиной 2 мм. Дифференциальная сканирующая калориметрия проводилась с использованием калориметра DSC 204 F1. Температурная программа проведения исследований СВМПЭ волокон и полученных композиционных материалов была следующей: сначала образец нагревали до 180°C со скоростью 10 К/мин, затем охлаждали до 35°C и повторно нагревали до 180°C с той же скоростью.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис.2 представлены микрофотографии высокоориентированных волокон СВМПЭ. Из представленных микрофотографий видно, что поверхность исходных волокон представляет собой достаточно гладкую и однородную поверхность. Диаметр филаментов (элементарного волокна) составляет в среднем 20 мкм.

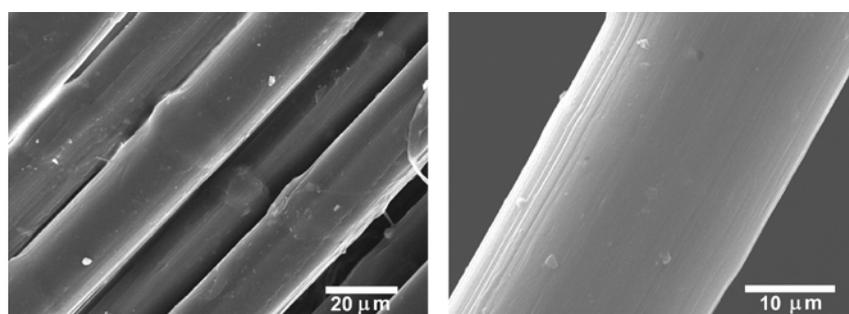


Рис.2. Микрофотографии СВМПЭ волокна марки SGX.

В процессе получения СВМПЭ волокна подвергаются многократному ориентационному вытягиванию, что сопровождается трансформацией изотропной (ламеллярной) структуры в анизотропную (фибрилярную) структуру. Трансформация обусловлена переходом структуры из кристаллов со сложными цепями в кристаллы с выпрямленными цепями с образованием микро- и

макрофибрилярной структуры [16,17]. Именно ростом содержания в волокне выпрямленных цепей при термовытягивании обусловлено увеличение их упруго-прочностных характеристик [18]. Однако если при низких температурах ориентированная структура является «замороженной», при повышении температуры происходит релаксация и может наблюдаться разориентация молекулярных цепочек полимера. Потеря ориентированного состояния будет неизбежно сопровождаться потерей прочностных характеристик СВМПЭ волокон.

Дифференциальная сканирующая калориметрия СВМПЭ волокон в исходном состоянии показала, что при первом цикле нагрева для материала характерно наличие двух ярко выраженных пиков плавления (рис.3).

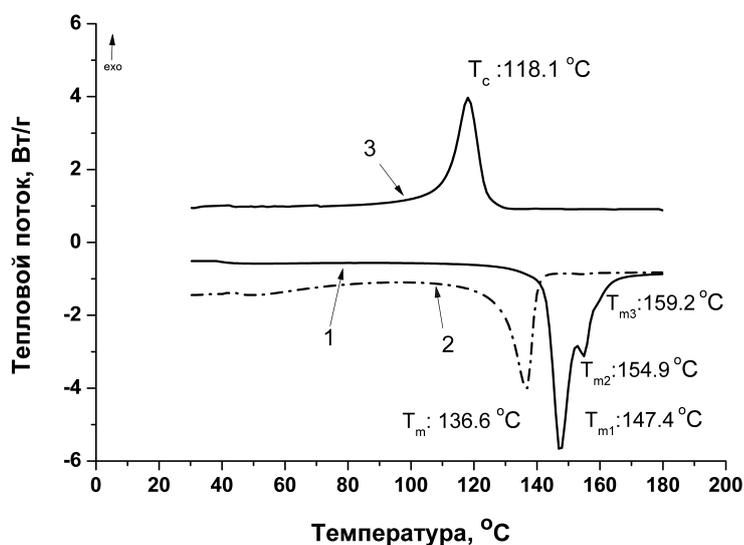


Рис.3. ДСК кривых исходных СВМПЭ волокон. 1 – 1 нагрев, 2 – 2 нагрев, 3 – охлаждение.

Наиболее интенсивному пику плавления соответствует температура $147,4^\circ\text{C}$, пик при температуре $154,9^\circ\text{C}$ является менее выраженным. При этом обнаруживается едва заметный пик при температуре $159,2^\circ\text{C}$. Наличие нескольких пиков плавления при первом цикле нагрева волокон связано с наличием нескольких фаз в структуре СВМПЭ волокон, которые плавятся при различных температурах [19]. Пик при температуре $147,4^\circ\text{C}$ обусловлен плавлением орторомбической фазы, при температуре $154,9^\circ\text{C}$ происходит трансформация орторомбической в гексагональную фазу, которая, в свою очередь, плавится при температуре $159,2^\circ\text{C}$. Степень кристалличности СВМПЭ волокон в исходном состоянии достаточно высока, и составляет $96,8\%$. При нагреве выше температуры плавления происходит релаксация ориентированной структуры СВМПЭ, в связи с чем при повторном нагреве наблюдается единичный пик плавления при более низкой температуре ($136,6^\circ\text{C}$), который соответствует плавлению орторомбической фазы в изотропном (не ориентированном) состоянии. Степень кристалличности при этом снижается до значения $54,4\%$.

Известно, что при ориентационном вытягивании цепи, находящиеся в аморфной фазе полимера, постепенно выпрямляются и ориентируются вдоль оси растяжения, что способствует их кристаллизации. На завершающих этапах термовытягивания кристаллическая фаза приобретает сплошность путем почти

полного поглощения бывших аморфных прослоек, и двухфазная аморфно-кристаллическая структура полимера превращается в однофазную паракристаллическую [20,21]. Данная особенность обуславливает высокую степень кристалличности (>95%) ориентированных СВМПЭ волокон, и потеря ориентированного состояния неизбежно будет сопровождаться снижением степени кристалличности. Следовательно, степень кристалличности может быть использована в качестве критерия сохранения или потери ориентированной структуры волокон. Для определения влияния температуры на ориентированную структуру СВМПЭ волокон, были проведены исследования методом ДСК, в ходе которых волокна нагревались до определенных температур (130-145°C) после чего охлаждались и повторно подвергались ДСК исследованиям. Результатом этих исследований явились значения степени кристалличности волокон в зависимости от температуры, до которой они предварительно нагревались.

Из рис.4 видно, что до температур 140°C, т.е. температур начала плавления СВМПЭ волокон, изменения степени кристалличности практически не происходит, однако выше этой температуры происходит значительное падение степени кристалличности. Так, например, для волокон, нагретых до температуры 140°C, характерно значение степени кристалличности, равное 93,1%. При этом, нагрев всего лишь на 1°C выше, т.е. до 141°C, приводит к тому, что степень кристалличности падает до значения 82,3%, т.е. более чем на 10%. Степень кристалличности для волокон, нагретых до температур 142, 143 и 145°C, составляет 72,6, 68,9 и 58,3%, соответственно. Так как снижение степени кристалличности является следствием потери ориентированной структуры волокон, можно сделать вывод, что перегрев волокон даже на несколько градусов может привести к катастрофическому снижению их физико-механических характеристик.

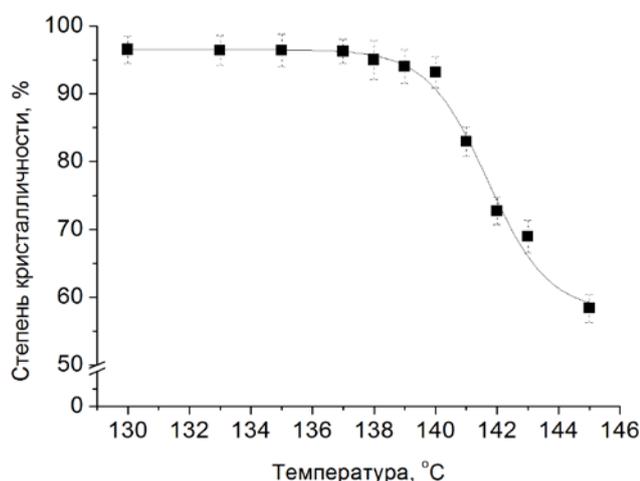


Рис.4. Степень кристалличности волокон в зависимости от температуры предварительного нагрева.

Следовательно, при нагреве волокон в свободном состоянии, для сохранения требуемой доли ориентированных волокон, необходимо очень точно поддерживать температуру, и не допускать перегрева даже на 1-2°C. Так как с технической точки зрения контролировать температуру, при которой будет плавиться только часть волокон, достаточно сложно, предложен подход по получению объемных материалов, который будет осуществляться

при относительно высоких давлениях. Данный подход основан на том, что температура плавления полимера ΔT_m при изменении давления ΔP смещается в сторону в больших температур, что описывается феноменологической константой k

$$\frac{\Delta T_m}{\Delta P} = k.$$

Для полиэтилена эта константа равна $0,356^\circ\text{C}/\text{МПа}$ [22], т.е. при давлении, например, 20 МПа , смещение температуры может составить 7°C . Поэтому, в данной работе сначала осуществлялся нагрев СВМПЭ-волокон до температур, превышающих температуру начала плавления волокон, под высокими давлениями прессования (рис.5). Создаваемое внешнее давление позволяло смещать температуру плавления волокон в сторону больших температур, кроме этого, предотвращать усадку волокон, сопровождаемую потерей ориентированного состояния. Это позволяло нагревать волокна до более высоких температур (обозначено на рисунке как «Температура частичного плавления волокон») без их полного расплавления. По достижению требуемой температуры осуществлялось снижение давления до практически нулевых значений ($0,1 \text{ МПа}$, т.е. атмосферное давление) – обозначено как «Давление формования» – на относительно короткое время – обозначено как «Время формования», которого было достаточно для того, чтобы произошло подплавление поверхности волокон. Затем вновь прикладывали высокое давление, и охлаждение образца осуществлялось вместе с пресс-формой под высоким давлением.



Рис.5. Схема термического прессования СВМПЭ волокон.

Выбранный режим термопрессования позволял в более широком пределе регулировать и контролировать процесс частичного плавления СВМПЭ-волокон путем изменения не только температуры, но и давления прессования. В результате были получены образцы самоармированных композиционных материалов при давлениях прессования $0,1$ (атмосферное), 25 , 50 и 75 МПа , и температурах 145 , 155 , 165°C , время формования для всех полученных материалов составляло 2 минуты.

Результаты исследования механических свойств композиционных материалов, полученных при различных температурах и давлении прессования

50 МПа, представлены на рис.6. Анализ полученных результатов показал, что при выбранном давлении максимальные значения предела прочности и модуля упругости, равные 267 МПа и 12,6 ГПа, соответственно, характерны для образца, полученного при температуре 155°C. При более низкой температуре прессования (145°C), предел прочности и модуль упругости несколько ниже, и составляют 223 МПа и 8,9 ГПа, соответственно, а при более высокой температуре (165°C) – всего лишь 43 МПа и 3 ГПа.

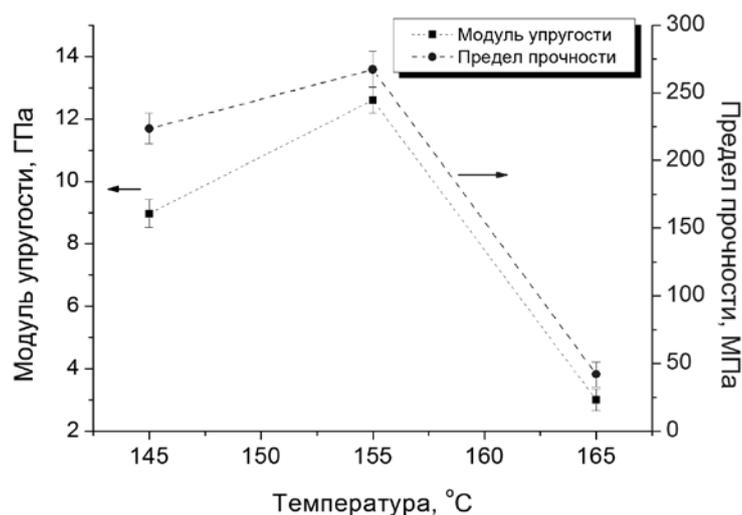


Рис.6. Механические свойства самоармированных композиционных материалов, полученных при давлении прессования 50 МПа при различных температурах.

Это, главным образом, связано с тем, что при слишком низкой температуре не происходит расплавления доли волокон, которой бы хватало для формирования матричной фазы по всему объему, т.е. существуют области, в которых волокна не взаимосвязаны друг с другом, что дополнительно подтверждалось тем, что образцы легко расслаивались. Следовательно, приложенная нагрузка не может быть равномерно распределена по всему объему композита, что приводит к более низким механическим характеристикам. При температуре 155°C доля расплавленных и сохранивших свою ориентированную структуру волокон является оптимальной, что приводит к максимальным значениям физико-механических характеристик.

Более высокая температура прессования приводит к тому, что большая часть СВМПЭ волокон расплавляются при термопрессовании, теряя при этом ориентированную структуру, что сопровождается катастрофическим падением физико-механических характеристик, как самих волокон, так и получаемых композиционных материалов. Данное предположение подтверждается результатами ДСК анализа композитов, полученных при различных температурах, рис.7. Полученные результаты свидетельствуют о том, что чем выше температура прессования, тем больше волокон окажется переплавленными в конечном композите. Пик в области температур 140°C (низкотемпературный пик) как раз и соответствует той части переплавленных во время термопрессования волокон, эта переплавленная фаза кристаллизуется во время охлаждения образца композиционного материала в пресс-форме, и в дальнейшем

(при проведении исследований методом ДСК) плавится при более низкой температуре.

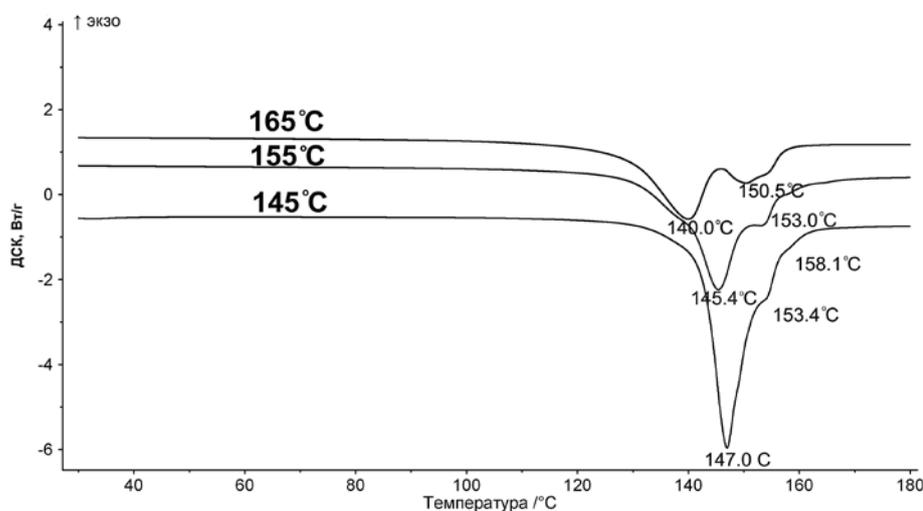


Рис.7. Результаты ДСК анализа композиционных материалов, полученных при давлении прессования 50 МПа при различных температурах.

Пик в области температур 150°C (высокотемпературный пик) соответствует доли сохранившихся волокон. Видно, что наиболее сильно заметный низкотемпературный пик характерен для композитов, полученных при максимальной температуре прессования 165°C. При этом происходит снижение степени кристалличности полученных материалов с увеличением температуры термопрессования, что так же говорит о том, что чем выше температура термопрессования, тем выше доля переплавленных волокон. Так, например, при температурах термопрессования 145, 155 и 165°C степень кристалличности в полученных композитах составляет 94, 75 и 60%, соответственно. По снижению степени кристалличности можно судить о том, какая часть исходных волокон была переплавлена при термопрессовании, а какая их часть сохранилась в конечном композите.

Расплавление части волокон при снижении давления формования до околонулевых значений (т.е. необходимость снижения давления на некоторое время в процессе получения образцов) подтверждается результатами исследований материалов полученных разными способами. Были проведены исследования по получению 2 типов образцов при температуре 155°C под давлением прессования 50 МПа: в первом случае давление прессования снижалось на 2 минуты до значения 0,1 МПа (т.е. давление формования составляло 0,1 МПа), а во втором, снижения давления не было и давление составляло 50 МПа весь цикл термопрессования.

Результаты физико-механических испытаний полученных композитов приведены на рис.8. Видно, что модуль упругости выше у композитов, полученных при давлении формования 50 МПа, а предел прочности выше у композитов, полученных при давлении формования 0,1 МПа. Данная особенность объясняется тем, что модуль упругости характеризует степень сохранения ориентированной структуры исходных волокон, а так как снижения давления не производилось, заметного расплавления волокон не произошло и они сохранили характерные им достаточно высокие значения модуля упругости.

А прочность композитов определяется, главным образом, состоянием границ раздела, т.е. способностью матрицы передавать нагрузку на волокна.

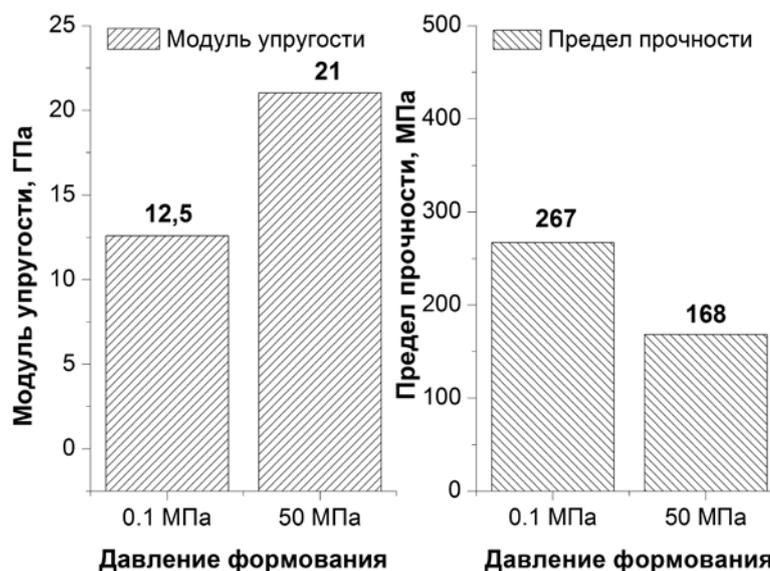


Рис.8. Механические свойства композиционных материалов, полученных при различных давлениях формования.

Следовательно, увеличение доли расплавленной части волокон приводит к формированию более однородной матричной фазы, которая будет передавать и перераспределять нагрузку на волокна. Анализ результатов ДСК показал, что степень кристалличности композитов, полученных при давлении формования 50 Мпа, практически такая же, как у исходных волокон, в то время как для композитов, полученных при давлении прессования 0,1 МПа, кристалличность составляет порядка 75%, что более чем на 20% меньше, чем у исходных волокон. Таким образом, можно сделать вывод, что расплавление волокон, главным образом, происходит в момент снижения давления («Время формования» на рис.5).

На рис.9 представлены модуль упругости и предел прочности композиционных материалов, полученных при различных давлениях прессования при температурах 145 и 155°C. Модуль упругости полученных самоармированных композиционных материалов монотонно увеличивается с увеличением давления прессования для обеих выбранных температур. Максимальные значения составляют 18,5 и 14 ГПа для композитов, полученных при температуре 145 и 155°C, соответственно. Данная особенность свидетельствует о том, что чем выше давление прессования, тем большую часть волокон удается сохранить в конечном композите, что сопровождается более высокими значениями модуля упругости. При этом если не прикладывать внешнего давления, наблюдается значительное падение модуля упругости до значений 2,7 и 2,1 ГПа для композитов, полученных при температуре 145 и 155°C, соответственно.

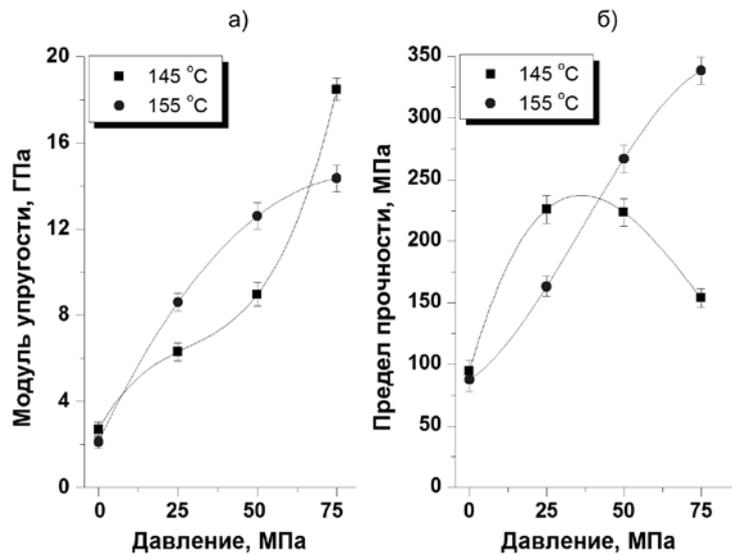


Рис.9. Модуль упругости (а) и предел прочности (б) композиционных материалов, полученных при различных давлениях прессования.

Предел прочности для композитов рис.9б, полученных при температуре 155°C, так же монотонно увеличивается с увеличением давления прессования и достигает значения 340 МПа при давлении 75 МПа. Для температуры 145°C увеличение давления сначала сопровождается ростом прочности до значения 226 МПа при давлении 25 МПа, однако в дальнейшем происходит его падение до значения 154 МПа при давлении прессования 75 МПа. Данная особенность поведения предела прочности объясняется тем, что слишком высокие давления при температуре прессования 145°C не позволяют сформировать прочную границу раздела, т.к. происходит плавление лишь очень небольшой доли волокон, в то время как температура прессования 155°C позволяет расплавить поверхность волокон, которая формирует матрицу композиционного материала. ДСК анализ полученных композитов показал, что более высокие давления термопрессования позволяют сохранять большую часть СВМПЭ волокон.

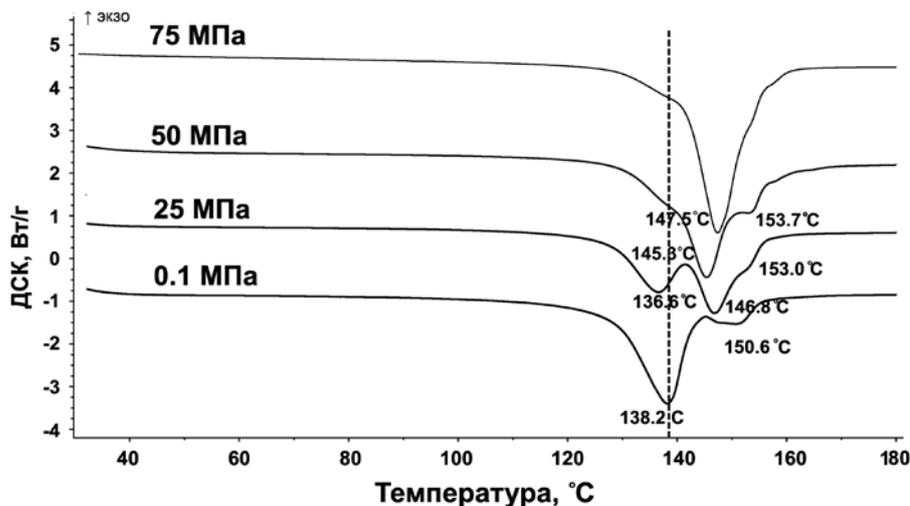


Рис.10. ДСК анализ композитов, полученных при различных давлениях при температуре прессования 155°C.

Как видно из рис.10, при давлении прессования 0.1 МПа и температуре прессования 155°C пик при температуре 138.2°C, соответствующий плавлению переплавленной во время термопрессования части волокон, обладает наибольшей интенсивностью, в то время как наблюдается лишь небольшой высокотемпературный пик при температуре 150.6°C, что говорит о том, что в образце присутствует лишь незначительная доля волокон, сохранивших ориентированное состояние. При давлении прессования 25 МПа соотношение этих двух пиков меняется, и пик, соответствующий ориентированным волокнам, обладает большей интенсивностью. Увеличение давления до 50 и 75 МПа приводит к тому, что наблюдается еле заметный пик, соответствующий плавлению переплавленной во время термопрессования части волокон, и основная часть волокон сохраняет свое ориентированное состояние.

ВЫВОДЫ

В работе были проведены исследования процесса получения самоармированных композиционных материалов на основе СВМПЭ волокон методом термопрессования. Для получения объемных образцов предложен подход, при котором термическое прессование приводит к плавлению только поверхности СВМПЭ волокон, при охлаждении расплавленная часть волокон формирует матрицу композиционного материала. Установлено, что термопрессование в интервале температур 145-165°C и давления 0,1-75 МПа позволяет варьировать соотношение долей расплавленных и сохранивших ориентированную структуру волокон. Предложенный подход, обеспечивающий различное соотношение количества матричной фазы к ориентированной фазе, позволяет получать материалы для различных областей применения, физико-механические и другие эксплуатационные свойства которых будут определяться технологическими режимами их получения, что может позволить варьировать свойства получаемых материалов в зависимости требований, предъявляемых к конечному изделию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gao C., Yu L., Liu H., Chen L. *Development of self-reinforced polymer composites* // Progress in Polymer Science. – 2012. – Vol.37. – Pp.767-780.
2. Kmetty A., Bárány T., Karger-Kocsis J. *Self-reinforced polymeric materials: A review* // Progress in Polymer Science. – 2010. – Vol.35. – Pp.1288-1310.
3. Matabola K., Vries A., Moolman F., Luyt A. *Single polymer composites: a review* // J. of Materials Science. – 2009. – Vol.44. – Pp.6213-6222.
4. Артемов И.Л., Бочкарева С.А., Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Люкшин П.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В. *Влияние структурных особенностей сверхвысокомолекулярного полиэтилена на свойства композиции* // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2017. – Т.23. – №2. – С. 83-197.
5. Власов А.Н., Волков-Богородский Д.Б., Яновский Ю.Г. *Влияние размера включений на механические свойства эластомерных композитов* // Доклады Академии Наук. – 2012. – Т.443. – №4. – С.453-437.
6. Волков-Богородский Д.Б., Лурье С.А. *Решение задачи Эшелби в градиентной теории упругости для многослойных сферических включений* // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 2016. – №2. – С.32-50.

7. Lurie S., Volkov-Bogorodskiy D., Solyaev Yu., Rizahanov R., Agureev L. *Multiscale modelling of aluminium-based metal–matrix composites with oxide nano-inclusions* // Computational Materials Science. – 2016. – Vol.116. – Pp.62-73.
8. Capiati N., Porter R. *The concept of one polymer composites modelled with high density polyethylene* // J. of Material Science. – 1975. – Vol.10. – Pp.1671-1677.
9. Loos J., Schimanski T., Hofman J., Peijs T., Lemstra P. *Morphological investigations of polypropylene single-fibre reinforced polypropylene model composites* // Polymer. – 2001. – Vol.42. – Pp.3827-3834.
10. Kestenbach H.-J., Loos J., Petermann J. *Transcrystallization at the interface of polyethylene single-polymer composites* // Materials Research (http://www.materialsresearch.org.br). – 1999. – Vol.2. – No.4. – Pp.261-269.
11. Jacobs O., Mentz N., Poeppel A., Schulte K. *Sliding wear performance of HD-PE reinforced by continuous UHMWPE fibres* // Wear. – 2000. – Vol.244. – Pp.20-28.
12. Vaisman L., Fernanda González M., Marom G. *Transcrystallinity in brominated UHMWPE fiber reinforced HDPE composites: morphology and dielectric properties* // Polymer. – 2003. – Vol.44. – Pp.1229-1235.
13. Karger-Kocsis J. *Polypropylene – an A-Z reference*. – Kluwer, 1999. – 966 p.
14. Bárány T., Izer A., Karger-Kocsis J. *Impact resistance of all-polypropylene composites composed of alpha and beta modifications* // Polymer Testing. – 2009. – Vol.28. – Pp.176-182.
15. Bárány T., Karger-Kocsis J., Czigány T. *Development and characterization of self-reinforced poly(propylene) composites: carded mat reinforcement* // Polymer for Advanced Technologies. – 2006. – Vol.17. – Pp.818-824.
16. Журков С.Н., Марихин В.А., Мясникова Л.П., Слуцкер А.И. *Электронномикроскопическое изучение процесса ориентирования поликапроамида* // Высокомолекулярные соединения. – 1965. – Т.7. – №6. – С.1041-1044.
17. Marikhin V.A., Myasnikova L.P. *Heterogeneity of structure and mechanical properties of polymers* // Macromolecular Chemistry, Macromolecular Symposia. – 1991. – №41. – Pp.209-227.
18. Бэкингам Э., Клаверье П., Рейн Р., Шустер П. *Межмолекулярные взаимодействия: от двухатомных молекул до биополимеров*. – М.: Мир, 1981. – 592 с.
19. Lacroix F.V., Loos J., Schulte K. *Morphological investigations of polyethylene fibre reinforced polyethylene* // Polymer. – 1999. – Vol. 40. – Pp.843-847.
20. Shavit-Hadar L., Khalfin R., Cohen Y., Rein. D. *Harnessing the melting peculiarities of ultra high molecular weight polyethylene fibers for the processing of compacted fiber composites* // Macromolecular Materials and Engineering. – 2005. – Vol.290. – Pp. 653-656.
21. Xiao C. *Investigation on the thermal behaviors properties of ultrahigh molecular weight (UHMW-PE) fibers* // J. of Applied Polymer Science. – 1996. – Vol.59. – 931 p.
22. Mandelkern L. *Crystallization of Polymers*. – New York: McGraw-Hill, 1964. – 117 p.

REFERENCES

1. Gao C., Yu L., Liu H., Chen L. *Development of self-reinforced polymer composites*. Progress in Polymer Science, 2012, Vol.37, Pp.767-780.

2. Kmetty A., Bárány T., Karger-Kocsis J. *Self-reinforced polymeric materials: A review*. Progress in Polymer Science, 2010, Vol.35, Pp.1288-1310.
3. Matabola K., Vries A., Moolman F., Luyt A. *Single polymer composites: a review*. J. of Materials Science, 2009, Vol.44, Pp.6213-6222.
4. Artemov I.L., Bochkareva S.A., Grishaeva N.Yu., Liukshin B.A., Liukshin P.A., Matolygina N.Yu., Panin S.V. *Vliianie strukturnykh osobennostei sverkhvysokomolekuliarnogo polietilena na svoistva kompozitsii*. [The influence of structural features of ultra high molecular weight polyethylene on the properties of their composites]. Mekhanika kompozitsionnykh materialov i konstruktsii, 2017, Vol.23, No.2, Pp.183-197.
5. Vlasov A.N., Volkov-Bogorodskiy D.B., Yanovskii Yu.G. *Vliianie razmera vklucheniia na mekhanicheskie svoistva elastomernykh kompozitov*. [Influence of the size of inclusions on the mechanical properties of elastomeric composites]. Doklady Akademii Nauk, 2012, Vol.443, No.4, Pp.453-437.
6. Volkov-Bogorodskiy D.B., Lourie S.A. *Reshenie zadachi Eshelbi v gradientnoi teorii uprugosti dlia mnogosloinykh sfericheskikh vklucheniia*. [The solution of the Eshelby problem in the gradient theory of elasticity for multilayer spherical inclusions]. Izvestiia Rossiiskoi akademii nauk. Mekhanika Tverdogo Tela, 2016, No.2, Pp.32-50.
7. Lurie S., Volkov-Bogorodskiy D., Solyaev Yu., Rizahanov R., Agureev L. *Multiscale modelling of aluminium-based metal-matrix composites with oxide nano-inclusions*. Computational Materials Science, 2016, Vol.116, Pp.62-73.
8. Capiati N., Porter R. *The concept of one polymer composites modelled with high density polyethylene*. J. of Material Science, 1975, Vol.10, Pp.1671-1677.
9. Loos J., Schimanski T., Hofman J., Peijs T., Lemstra P. *Morphological investigations of polypropylene single-fibre reinforced polypropylene model composites*. Polymer, 2001, Vol.42, Pp.3827-3834.
10. Kestenbach H.-J., Loos J., Petermann J. *Transcrystallization at the interface of polyethylene single-polymer composites*. Materials Research (http://www.materialsresearch.org.br), 1999, Vol.2, No.4, Pp.261-269.
11. Jacobs O., Mentz N., Poepfel A., Schulte K. *Sliding wear performance of HD-PE reinforced by continuous UHMWPE fibres*. Wear, 2000, Vol.244, Pp.20-28.
12. Vaisman L., Fernanda González M., Marom G. *Transcrystallinity in brominated UHMWPE fiber reinforced HDPE composites: morphology and dielectric properties*. Polymer, 2003, Vol.44, Pp.1229-1235.
13. Karger-Kocsis J. *Polypropylene – an A-Z reference*. Kluwer, 1999, 966 p.
14. Bárány T., Izer A., Karger-Kocsis J. *Impact resistance of all-polypropylene composites composed of alpha and beta modifications*. Polymer Testing, 2009, Vol.28, Pp.176-182.
15. Bárány T., Karger-Kocsis J., Czigány T. *Development and characterization of self-reinforced poly(propylene) composites: carded mat reinforcement*. Polymer for Advanced Technologies, 2006, Vol.17, Pp.818-824.
16. Zhurkov S.N., Marikhin V.A., Miasnikova L.P., Slutsker A.I. *Elektronnomikroskopicheskoe izuchenie protsessa orientirovaniia polikaproamida*. [Electron microscope study of the orientation process of polycaproamide]. Vysokomolekuliarnye soedineniia, 1965, Vol.7, No.6, Pp.1041-1044.
17. Marikhin V.A., Myasnikova L.P. *Heterogeneity of structure and mechanical properties of polymers*. Macromolecular Chemistry, Macromolecular Symposia, 1991, No.41, Pp.209-227.

18. Pullman B. *Intermolecular interactions, from diatomics to biopolymers*. New York, Wiley, 1978, 447 p.
19. Lacroix F.V., Loos J., Schulte K. *Morphological investigations of polyethylene fibre reinforced polyethylene*. Polymer, 1999, Vol.40, Pp.843-847.
20. Shavit-Hadar L., Khalfin R., Cohen Y., Rein. D. *Harnessing the melting peculiarities of ultra high molecular weight polyethylene fibers for the processing of compacted fiber composites*. Macromolecular Materials and Engineering, 2005, Vol.290, Pp.653-656.
21. Xiao C. *Investigation on the thermal behaviors properties of ultrahigh molecular weight (UHMW-PE) fibers*. J. of Applied Polymer Science, 1996, Vol.59, 931 p.
22. Mandelkern L. *Crystallization of Polymers*. New York, McGraw-Hill, 1964, 117 p.

Поступила в редакцию 31 мая 2017 года

Сведения об авторах:

Дилос Ирекович Чуков – к.т.н., н.с., Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия; e-mail: dil_chukov@mail.ru

Жеребцов Дмитрий Дмитриевич – студ., Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия; e-mail: dmitry_zherebtsov@bk.ru

Нематуллоев Сарварходжа Ганиевич – студ., Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия; e-mail: nematulloev.sarvar@yandex.ru

Чердынцев Виктор Викторович – к.ф.-м.н, н.с., Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия; e-mail: vvch@misis.ru