

УДК 539.3

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИИ*

Гришаева Н.Ю.^{1,2}, Люкшин П.А.¹, Люкшин Б.А.^{1,2,3}, Панин С.В.^{1,4},
Бочкарева С.А.^{1,2}, Матолыгина Н.Ю.¹, Артемов И.Л.²

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия

²ФГБОУ ВО «Томский государственный университет систем управления и
радиоэлектроники», г. Томск, Россия

³ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский государственный
университет», г. Томск, Россия

⁴ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический
университет», г. Томск, Россия

АННОТАЦИЯ

При разработке полимерных конструкционных материалов триботехнического назначения, в том числе на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), неоднократно показано, что износостойкость, как правило, оказывается выше в случае композиций с большей степенью кристалличности. Экспериментально установлено, что степень кристалличности полимерной матрицы практически не влияет на деформационно-прочностные характеристики соответствующих композиций. Для объяснения эффекта повышения износостойкости в условиях триботехнического нагружения в работе моделируется надмолекулярная структура СВМПЭ. Оценивается влияние степени кристалличности на напряженно-деформированное состояние материала в соответствующем масштабе. Показано, что повышение степени кристалличности приводит к улучшению прочностных свойств матрицы в условиях нагрева, типичных для узлов триботехники. Кристаллитные структуры играют роль силового каркаса при действии нагрузки. Повышение температуры приводит к более быстрой деградации прочностных свойств аморфной фазы матрицы. Этим можно объяснить улучшение эксплуатационных свойств. Рассмотрен пример моделирования композиции, содержащей частицы наполнителя Al_2O_3 микронных размеров с учетом сферолитной структуры; приведено сравнение с экспериментом.

Ключевые слова: сверхвысокомолекулярный полиэтилен; надмолекулярная структура; дисперсно-наполненные композиции; кристалличность; метод конечных элементов

THE INFLUENCE OF STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF ULTRA HIGH MOLECULAR WEIGHT POLYETHYLENE ON THE PROPERTIES OF THE COMPOSITION

Lyukschin B. A.^{1,2,3}, Grishaeva N. Yu.^{1,2}, P. A. Lyukschin¹, Panin S. V.^{1,4},

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований государственных академий наук (ПФИ ГАН) на 2013-2020 годы по направлению фундаментальных исследований 23 «Механика деформирования и разрушения материалов, сред, изделий, конструкций, сооружений и триботехнических систем при механических нагрузках, воздействии физических полей и химически активных сред» тема 23.1.3.

Bochkareva S.A.^{1,2}, Matolygina N.Yu.¹, Artemov I.L.²

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia*

²*Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, Russia*

³*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

⁴*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

ABSTRACT

With the development of the polymeric construction materials of tribotechnical designation, including ones on the basis of ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) it is repeatedly shown that the wear resistance, as a rule, occurs above in the case of compositions with the larger degree of crystallinity. It is experimentally established that the degree of the crystallinity of polymeric matrix practically does not influence the deformation-strength characteristics of the corresponding compositions. For explaining the effect of an increase in the wear resistance under the conditions of tribotechnical loading in the work is simulated the per molecular structure UHMWPE. Is evaluated the influence of the degree of crystallinity on the stress-strained state of material at an appropriate scale. It is shown that an increase in the degree of crystallinity leads to an improvement in the strength properties of matrix, especially under the heating conditions, typical for the tribotechnical units. Crystallite structures play the role of stressed frame under the effect of load, and an increase in the temperature leads to the more rapid degradation of the strength properties of the amorphous phase of matrix. By this it is possible to explain a change of the performance properties of the filled compositions in the conditions of tribotechnic. Results of modeling the composition filled with Al₂O₃ particles of microns size with spherulitic structures is considered and compared with experimental data.

Keywords: ultrahigh molecular weight polyethylene; permolecular structure; particulate-filled compositions; crystallinity; finite element method

ВВЕДЕНИЕ

Известно, что в полимерных композитах, работающих в условиях трибосопряжений, механические свойства, в том числе, определяются надмолекулярной структурой [1-3]. При этом формирование последней с малым размером структурных элементов (сферолитов) сопровождается более низкими значениями коэффициента трения и большей сопротивляемостью изнашиванию [4-7].

Экспериментально показано, что на макроуровне (что соответствует размеру лабораторного образца) полимерные композиты при комнатной температуре обладают практически идентичными эффективными деформационно-прочностными свойствами [7] при разной степени кристалличности матрицы. Из этого следует, что отмеченный эффект изменения износостойкости при трении следует связать с увеличением температуры в зоне трибоконтакта. Кроме того, повышение температуры влияет на изменение распределения напряженно-деформированного состояния (НДС) в полимерной матрице что, в свою очередь, может быть связано с изменением прочностных свойств надмолекулярных структурных образований. Хорошо известно, что прочность является локальной и структурно-зависимой характеристикой материала.

Установление связи между надмолекулярным строением и свойствами полимеров позволяют направленно регулировать структуру формируемого материала с целью достижения комплекса требуемых свойств.

Тип сформированной надмолекулярной структуры определяет физико-механические свойства полимеров и композитов на их основе [4-7]. Кристаллизация из расплава в равновесном состоянии (без деформации), как правило, приводит к образованию сферолитного строения полимера по схеме, показанной на рис.1 [2].

При охлаждении расплава из ядра (центра) кристаллизации прорастают лучеобразные фибриллы, состоящие из множества упакованных ламелей. Фибриллы, разрастаясь в радиальном направлении и в ширину за счет боковых ответвлений, образуют сферические (сферолитные) структуры. При образовании сферолитов могут возникать дефектные кристаллические и аморфные области, которые располагаются между фибриллами или в межламелярном пространстве непосредственно в фибрилле. Наблюдаемые типы сферолитов (фибриллярные, кольцевые и др.) отличающиеся по своему внешнему виду рис.2 [2], состоят из ламелей. В частности, так называемые, фибриллярные сферолиты состоят из очень узких ламелей, ширина «луча» в которых может меняться в диапазоне от нескольких десятков ангстрем до нескольких микрон. В сферолитах радиального типа одна из осей кристаллографической решетки сохраняет постоянную ориентацию по всем радиальным направлениям. Ламели разделены прослойками аморфного полимера и соединены в единое целое проходными макромолекулами (рис.1) [2,3].

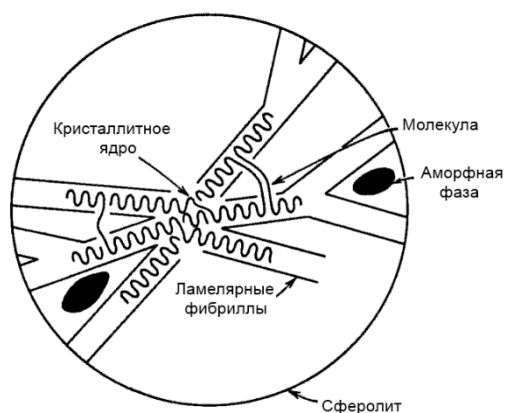


Рис.1. Схема строения сферолита [2].

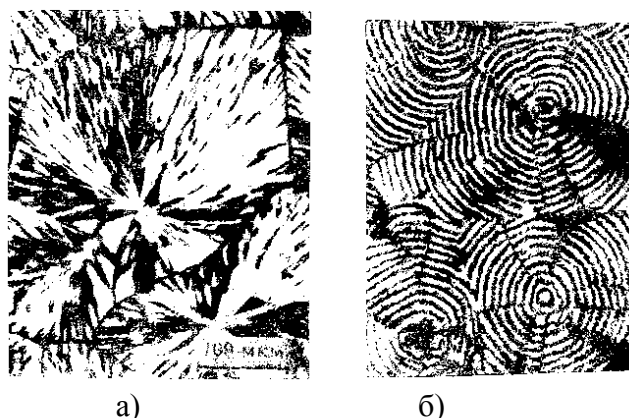


Рис.2. Различные виды сферолитов [2]: а) радиальный; б) кольцевой.

При охлаждении расплава полимера вводимые в количестве 1-2% вещества, служащие искусственными зародышами (центрами) кристаллизации; при этом геометрическая форма зародыша определяет конфигурацию порождаемых кристаллических структур. Так, на мелких зародышах растут сферолитные образования, на длинных игольчатых – лентообразные.

Вводимые частицы-зародыши кристаллизации не всегда влияют на степень кристалличности, но, как правило, приводят к измельчению сферолитного строения полимера. Принято считать, что с увеличением размеров сферолитов прочность и деформируемость полимеров уменьшаются [1-3]. В случае очень больших сферолитов разрушение становится хрупким с образованием трещин как внутри сферолитов, так и между ними.

Для структурной модификации высокомолекулярных полимеров успешно применяются микро- и нанонаполнители, химически активные добавки, ионное облучение и другие способы [4-7]. В качестве структурообразователей используют окислы алюминия и ванадия, кварц, двуокись титана и др.

Формирующаяся надмолекулярная структура высокомолекулярной матрицы СВМПЭ – ламеллярная или сферолитная – определяется режимами компрессионного спекания композитов (температура и давление прессования, скорость охлаждения и пр.). В случае формирования ламеллярной структуры введении наполнителей практически не сказывается на характере формирующейся надмолекулярной структуры СВМПЭ. В случае сферолитной надмолекулярной структуры введение микронаполнителей [7] может сопровождаться снижением размера формирующихся сферолитов. Одновременно может снижаться степень кристалличности композиций на основе СВМПЭ, что приводит к изменению сопротивления абразивному изнашиванию и шероховатости поверхности износа [7].

В работе [8] полимерный материал рассматривается как двухкомпонентная смесь аморфной и кристаллической структур, удельная доля которых определяется степенью кристаллизации. Описываются характерные особенности термомеханического поведения аморфных полимеров в широком температурном диапазоне, охватывающем интервалы высокоэластичности, стеклования, застеклованного состояния и кристаллизации.

Способ создания структурной морфологии отдельного сферолита и исследование его механических свойства на основе пакета компьютерных программ описан в работе [9]. Для вычисления тензора напряжений Коши в упругом элементе использовались неогуковские соотношения нелинейной теории упругости. Объем тела и его температура в процессе деформации считались неизменными.

Моделирование сферолитной структуры полиэтилена рассматривается в работе [10]. Многомасштабная численная модель используется для исследования полиэтилена. Модель устанавливает связь между микроскопическим, мезоскопическим и макроскопическим уровнями. Свойства материала определяются для кристаллических и аморфных областей. Сферолитная макроструктура описывается моделями конечных элементов. Деформации связаны с микроструктурными процессами межпластинчатыми деформациями и внутриламеллярным скольжением.

В работе [11] рассмотрено применение метода Корринги-Кона-Ростокера, который даёт возможность проследить эволюцию напряжённого состояния каждого отдельного кристаллита в процессе макродеформирования, при этом состояние всего поликристаллического тела представляется суперпозицией состояний кристаллитов.

1. МОДЕЛИРОВАНИЕ НАДМОЛЕКУЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ ПОЛИМЕРА

Для оценки влияния сферолитной структуры на поведения материала в условиях триботехнического нагружения моделируется его представительный объем в рамках механики деформируемого твердого тела, явно учитывающий аморфную и кристаллитные фазы в сферолите. Задача определения параметров напряженно-деформированного состояния (НДС) решается методом конечных элементов применительно к плоскому напряженному состоянию [12].

Полученные результаты с применением процедур осреднения позволяют получить эффективные характеристики материала.

Граничные условия для представительного объема заданы для условий одноосного растяжения и/или чистого сдвига.

На рис.3а приведена фотография надмолекулярной структуры композита на основе СВМПЭ, полученная с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ). Отчетливо видны сферолитные образования. На рис.3б показана расчетная модель СВМПЭ со степенью кристалличности 53.2%, представляющая собой область, содержащую один сферолит, где видны лучевидные кристаллитные образования, прорастающие из соответствующего центра. В центральной части рассматриваемой области расположен сферолит, состоящий из аморфной (белой) и кристаллитной (серой) фаз. Количество сферолитов в зависимости от их размеров и размеров расчетной области может варьироваться. В модели предполагалось, что аморфная фаза имеет свойства изотропного материала, в то время как кристаллитная фаза (ламеллярные фибриллы, рис.1) принималась анизотропной (ортотропной) [13]. Вдоль радиально ориентированной упорядоченной структуры упаковки ламелей, входящих в сферолит (рис.1), величина модуля упругости принималась в 3-5 раз меньше, чем поперек упаковки ламелей. Направление осей анизотропии (ортотропии) кристаллической фазы на рис.3б показано стрелками.

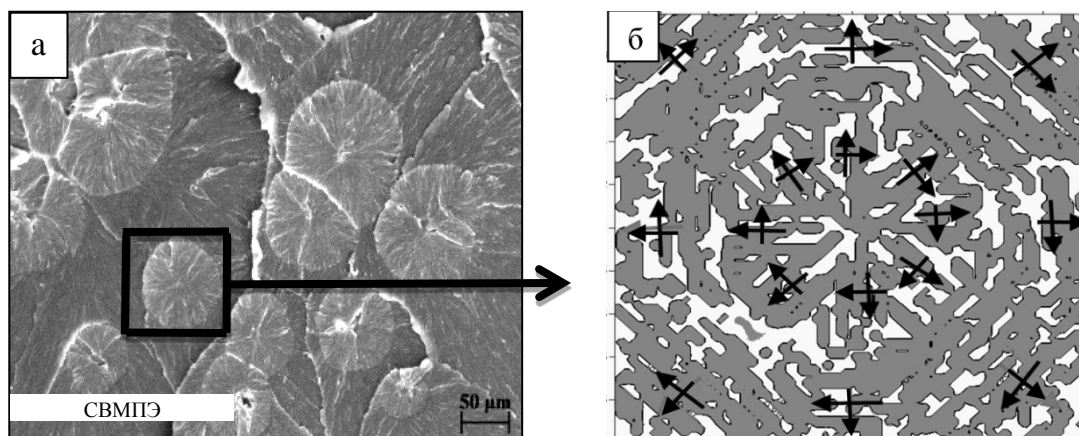


Рис.3. а) РЭМ-фотография надмолекулярной структуры композитов на основе СВМПЭ; б) модель структуры сферолита, степень кристалличности 50%.

Значения модулей упругости аморфной и кристаллитной фаз определяются из условия равенства экспериментального и расчетного эффективного модуля упругости СВМПЭ (степень кристалличности 53.2%) [6,7]. Известно, что для полимеров характерно изменение механических свойств с ростом температуры. Оно зависит от степени упорядоченности структуры полимера – чем менее упорядочена структура, тем при менее низких температурах наблюдается изменение свойств. Увеличение температуры в зоне контакта при трении приводит к изменению деформационно-прочностных свойств, и в первую очередь аморфной фазы, т.к. она имеет неупорядоченную структуру. По этой причине в расчетах принималось, что увеличение температуры сопровождается уменьшением модуля упругости аморфной фазы. При этом значение эффективного модуля упругости СВМПЭ, рассчитанное на основе модели при заданной температуре, и соответствующее экспериментальное значение [14], должны быть равны.

Анализ НДС представительного объема материала проводился для случаев, когда нагрузка действует по нормали или по касательной составляющей вектора напряжений на одной из границ прямоугольной области, рассматриваемой в качестве представительного объема. Наличие неоднородностей материала приводит к таким эффектам, как локализация деформации в зонах, где материал более податлив, и концентрация напряжений в зонах, где либо скачком меняются свойства материалов внутри композиции, либо существуют угловые точки на границах раздела фаз. При проведении расчетов в плоской постановке анализируются параметры НДС, когда задача решается в масштабе, позволяющем учесть наличие в расчетной области разных структурных элементов (образований) полимерного материала.

2. ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВМПЭ С УЧЕТОМ НАДМОЛЕКУЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ

3.1. Анализ НДС при комнатной температуре.

На рис.4 приведены изолинии интенсивностей напряжений и деформаций при растяжении наполненной полимерной композиции вдоль оси Y с учетом аморфной и кристаллической фаз.

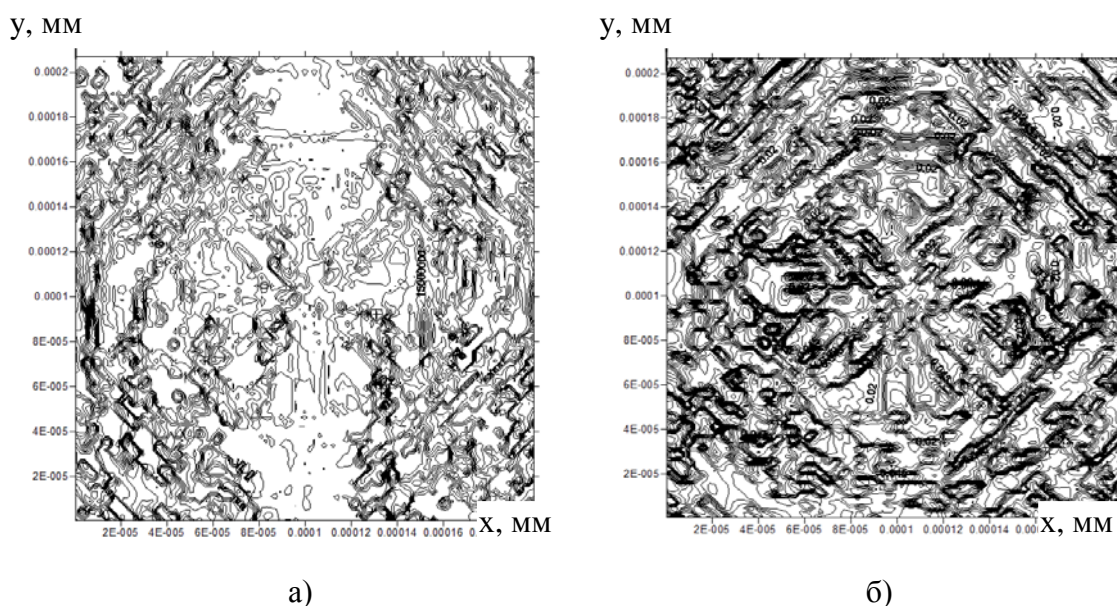


Рис.4. Изолинии распределения интенсивностей напряжений (слева) и деформаций (справа) при растяжении наполненной полимерной композиции вдоль оси Y .

В табл.1 и на рис.5 представлены значения максимальных интенсивностей деформаций и напряжений при разной степени кристалличности и различных нагрузках (растяжение по оси OY , растяжение по оси OX , сдвиг) при комнатной температуре.

Анализ расчетных значений показывает, что экстремальные деформации и напряжения с увеличением степени кристалличности уменьшаются. Можно предположить, что с повышением степени кристалличности более прочная кристаллическая фаза играет роль своего рода силового каркаса, в результате

уменьшаются экстремальные значения деформаций при идентичной степени нагружения.

Таблица 1.

Зависимость экстремальных значений параметров НДС от степени кристалличности.

Степень кристалличности, %	МАХ интенсивность деформаций, %			МАХ интенсивность напряжений, МПа		
	Растяжение по ОУ	Растяжение по ОХ	Сдвиг	Растяжение по ОУ	Растяжение по ОХ	Сдвиг
40	4.90	4.87	1.65	31.44	32.66	9.20
45	4.76	4.79	1.48	31.40	31.42	8.60
50	4.62	4.64	1.38	30.79	31.06	8.48
55	4.51	4.49	1.34	30.66	30.62	7.80
60	4.31	4.34	1.24	29.81	29.93	7.03

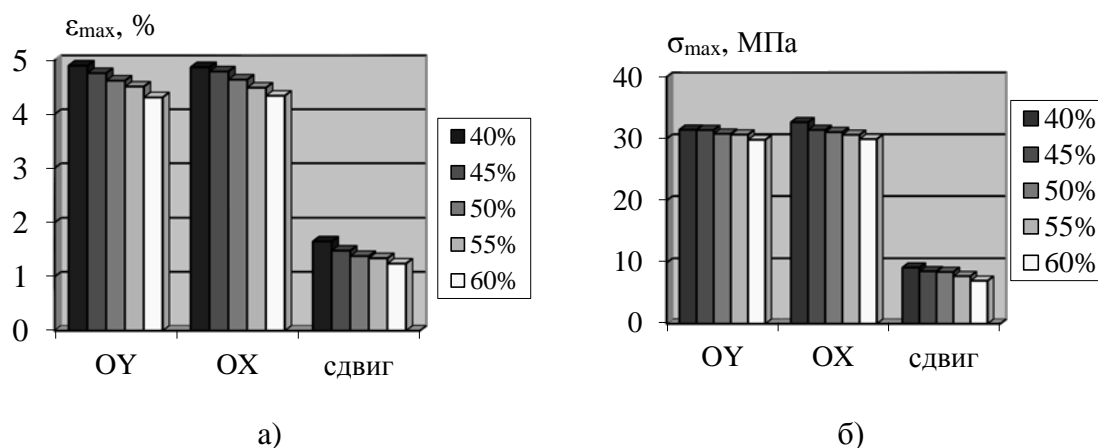


Рис.5. Зависимость максимальных значений интенсивности деформаций (а) и напряжений (б) от степени кристалличности для случаев растяжения вдоль оси ОУ, ОХ и сдвига.

3.2. Влияние температуры на параметры НДС при разной степени кристалличности СВМПЭ.

В расчетах предполагалось, что при увеличении температуры модуль упругости аморфной фазы (E), уменьшается, причем зависимость эффективного модуля упругости СВМПЭ от температуры принимается в соответствии с его экспериментально полученными значениями [14]. При проведении расчетов модули упругости кристаллической фазы не изменялись.

Значения максимальных интенсивностей деформаций и напряжений при разной степени кристалличности и различных нагрузках (растяжение вдоль оси X , вдоль оси Y и при нагружении по схеме чистого сдвига) с учетом изменения температуры, приведены в табл.2,3, соответствующие диаграммы приведены на рис.6,7.

Как и следовало ожидать, в значительной степени на экстремальные значения напряжений и деформаций влияет температура. С ее увеличением растут максимальные значения напряжений и деформаций при разных видах нагружения; при этом их зависимость от степени кристалличности еще более

выражена (рис.6а,б). В то же время интенсивности напряжений, представляющие собой своего рода интегральные характеристики, практически не меняются. Можно отметить, что для полимеров именно деформации могут определять их прочностные характеристики в силу характерного для полимеров длительного горизонтального участка кривой $\sigma\sim\varepsilon$, когда деформации растут при неизменных напряжениях.

Таблица 2.

Зависимость экстремальных значений параметров НДС от степени кристалличности с учетом температуры.

Степень кристалличности, %	Интенсивность деформации, %				МАХ интенсивность деформации, %			
	0°C	20°C	60°C	120°C	0°C	20°C	60°C	120°C
40	1.33	2.20	4.42	11.10	2.15	4.87	14.31	52.81
45	1.29	2.06	3.96	9.43	2.12	4.79	13.85	49.30
50	1.25	1.94	3.57	8.13	2.11	4.64	13.14	46.04
55	1.22	1.84	3.27	7.21	2.09	4.49	12.41	41.85
60	1.18	1.74	2.97	6.23	2.05	4.34	11.68	38.96

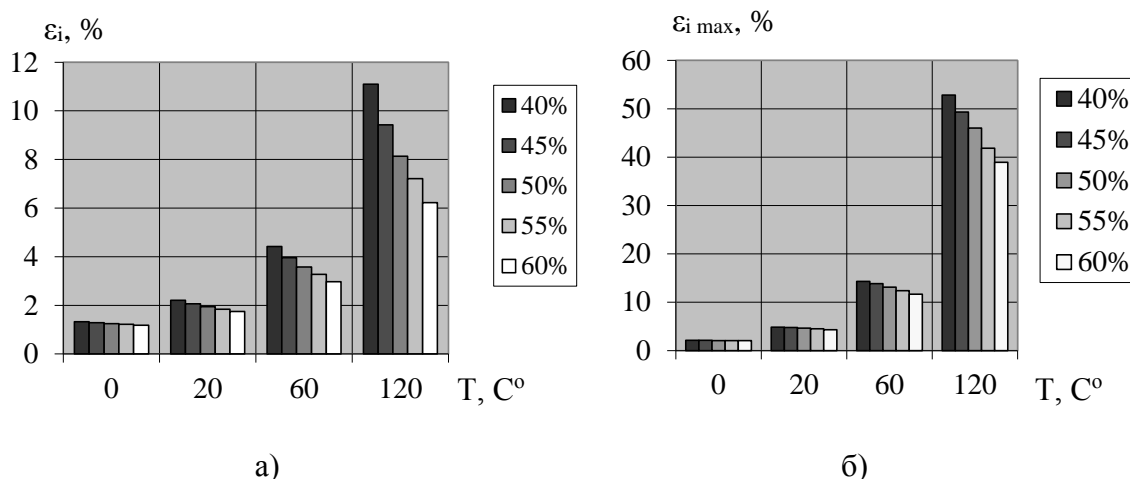


Рис.6. Зависимости значений интенсивностей деформаций от температуры при разной кристалличности: (а) – среднее значение, (б) – максимальное.

Таблица 3.

Зависимость интенсивности напряжений от степени кристалличности с учетом температуры.

Степень кристалличности, %	Интенсивность напряжений, МПа				МАХ интенсивность напряжений, МПа			
	0°C	20°C	60°C	120°C	0°C	20°C	60°C	120°C
40	9.95	10.02	10.23	10.67	20.93	32.66	52.59	92.42
45	9.97	10.06	10.32	10.89	20.62	31.42	49.42	88.42
50	9.98	10.08	10.36	10.98	20.60	31.06	49.17	84.94
55	10.00	10.10	10.38	11.00	20.38	30.62	47.07	78.69
60	10.01	10.12	10.44	11.12	20.27	29.93	45.86	74.75

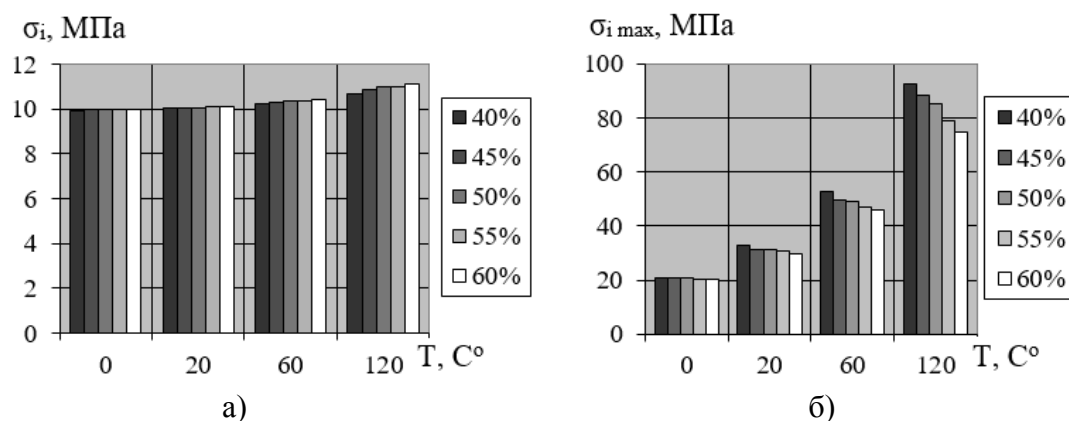


Рис.7. Зависимости значений интенсивностей напряжений от температуры при разной степени кристалличности: (а) – среднее значение, (б) – максимальное.

Таким образом, при повышении температуры экстремальные значения деформаций с увеличением степени кристалличности уменьшаются. Это означает, что при прочих равных условиях материал меньше подвержен разрушению. Данным эффектом объяснить факт повышения износостойкости в условиях трения, когда температура в зоне трения повышается.

3. ВЛИЯНИЕ МИКРОНАПОЛНИТЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА

Справедливости ради следует отметить, что независимо от степени кристалличности использование СВМПЭ в качестве материала для изготовления изделий триботехнического назначения, обладающих повышенным сопротивлением изнашиванию, как правило, является неэффективным. Для повышения деформационно-прочностных и триботехнических свойств таких материалов используются различного рода наполнители [4-7].

Экспериментальные исследования покрытий из материалов на основе СВМПЭ, наполненного крупными (50 мкм) микрочастицами Al_2O_3 показали, что степень кристалличности таких материалов при увеличении доли наполнителя снижается. Надмолекулярная структура при содержании микрочастиц оксида алюминия имеет сферолитный характер, но по мере увеличения доли наполнителя размер сферолитов уменьшается [7].

На рис.8 приведены данные об интенсивности изнашивания и шероховатость поверхности износа композитов на основе двухкомпонентной смеси «СВМПЭ + Al_2O_3 ». Композиции с содержанием наполнителя в количестве 40 мас.% имеют минимальную интенсивность износа, в 2.8 раза ниже, чем чистого СВМПЭ [7].

В табл.4 представлены определенные экспериментально физико-механические характеристики композитов на основе «СВМПЭ + Al_2O_3 » в количестве 10-40 мас.% [6,7]. Видно, что при увеличении степени наполнения плотность и твердость композита повышаются, в то время как степень кристалличности снижается. Величина предела прочности также уменьшается с увеличением количества введенных частиц. Исследование надмолекулярной структуры [7] показало, что частицы микронного размера не образуют межфазной связи с полимерной матрицей.

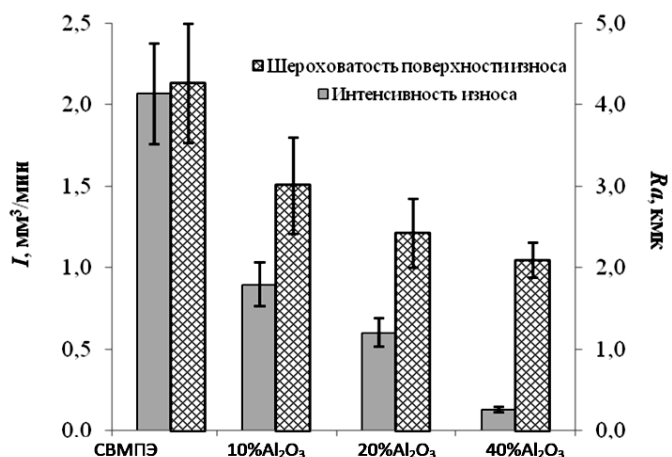


Рис.8. Интенсивность изнашивания и шероховатость поверхности трения композитов на основе СВМПЭ с Al₂O₃.

Таблица 4.

Экспериментальные физико–механические характеристики композитов на основе СВМПЭ, наполненных 10-40 мас.% микрочастиц Al₂O₃.

Материал	Плотность ρ , г/см ³	Кристалличность, %	Твердость по Шору D	Прочность σ_b , МПа	Удлинение ϵ , %
СВМПЭ	0.936	53.2	57.9±0.6	33.5±1.8	480.2±31.7
10% Al ₂ O ₃	0.997	47.3	58.6±0.7	22.6±1.5	389.8±32.9
20% Al ₂ O ₃	1.065	40.6	58.6±1.0	17.0±1.4	199.8±38.1
40% Al ₂ O ₃	1.276	26.5	65.8±1.5	15.8±1.1	40.7±15.3

При добавлении 40 мас.% микрочастиц рост сферолитов прекращается, и структура композита представляет собой «механическую смесь» частиц в полимерном связующем (рис.9) [6,7].

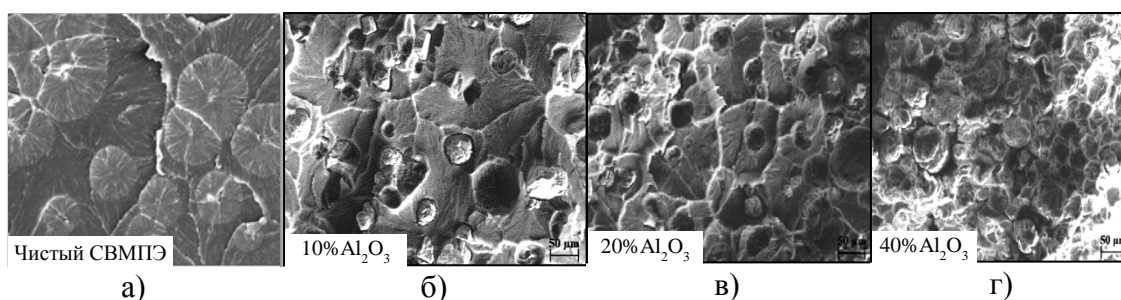


Рис.9. Надмолекулярная структура композитов на основе СВМПЭ с микрочастицами: чистый СВМПЭ (а), 10 мас. % Al₂O₃ (б), 20 мас. % Al₂O₃ (в), 40 мас. % Al₂O₃ (г).

На рис.10 представлена модель структуры наполненного материала, в которой учитывается сферолитная структура и наличие включений, расположенных случайным образом. В табл.5 приведены расчетные и экспериментальные значения модуля упругости. Данные в столбце «Расчет 1» получены с учетом кристаллической структуры СВМПЭ, в то время как в столбце

«Расчет 2» – без учета кристаллической структуры, т.е. предполагалось, что матрица однородна и изотропна.

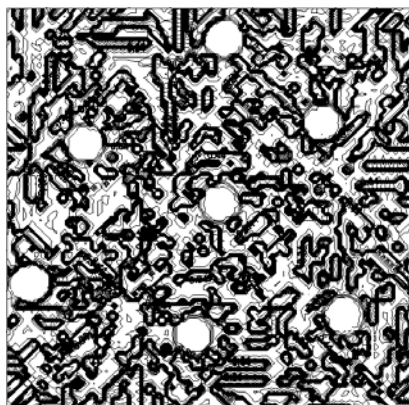


Рис.10. Структура расчетной области композита, содержащего частицы Al_2O_3 в количестве 20 мас.%.

Таблица 5.

Сравнение расчетных и экспериментальных характеристик СВМПЭ.

Состав материала	Содержание наполнителя, масс. %	Содержание наполнителя, об. %	Кристалличность, %	Модуль упругости, МПа		
				Эксп.	Расчет 1	Расчет 2
СВМПЭ	0	0.00	53.2	563.8	563.8	563.8
СВМПЭ+ Al_2O_3	10	2.59	47.3	582.5	593.7	598.0
СВМПЭ+ Al_2O_3	20	5.65	40.6	600.4	632.6	638.0
СВМПЭ+ Al_2O_3	40	13.77	26.5	799.7	763.0	779.0

На рис.11 приведены соответствующие табл.5 расчетные и экспериментальные зависимости модуля упругости от степени наполнения. Расчетные значения модуля упругости в обоих случаях качественно согласуются с экспериментальными данными, максимальная разница составляет 6%. Таким образом, учет кристаллической структуры не отражается на рассчитанных эффективных свойствах композиции.

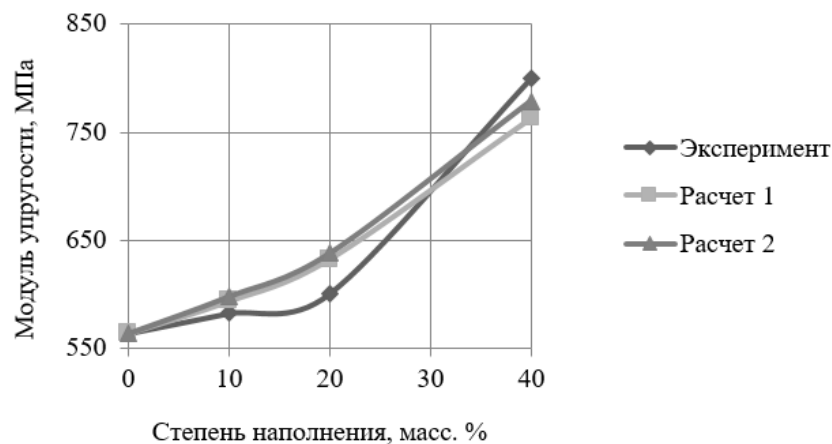


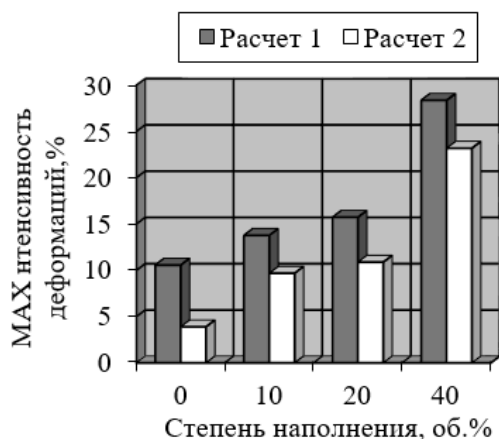
Рис.11. Зависимость модуля упругости от степени наполнения.

В табл.6 и на рис.12 приведены зависимости значений экстремальных значений интенсивностей деформаций и напряжений от степени кристалличности. Как и в предыдущем случае, данные получены с учетом кристаллической структуры (Расчет 1) и без учета (Расчет 2). С ростом степени наполнения (и уменьшением кристалличности) экстремальные параметры напряжений и деформаций возрастают в обоих расчетах, но они значительно меньше, когда не учитывается кристаллическая структура. Уменьшение кристалличности приводит к росту локальных параметров НДС, в отличие от эффективного модуля упругости, который практически не изменяется.

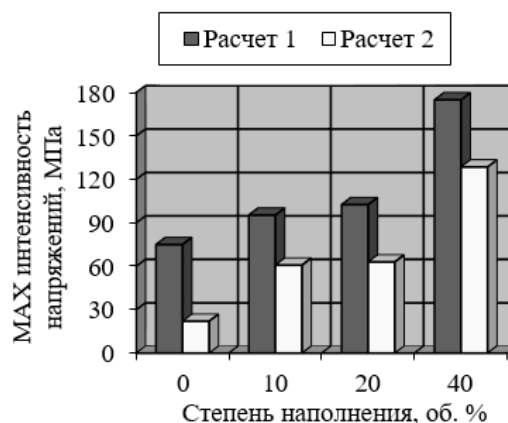
Таблица 6.

Экстремальные значения интенсивностей деформаций и напряжений при разной степени кристалличности.

Состав материала	Содержание наполнителя, масс. %	Кристалличность, %	МАХ интенсивность деформации, %		МАХ интенсивность напряжений, МПа	
			Расчет 1	Расчет 2	Расчет 1	Расчет 2
СВМПЭ	0	53.2	10.56	3.89	74.98	22.05
СВМПЭ+ Al ₂ O ₃	10	47.3	13.77	9.68	95.31	60.80
СВМПЭ+ Al ₂ O ₃	20	40.6	15.73	10.88	102.60	62.95
СВМПЭ+ Al ₂ O ₃	40	26.5	28.37	23.19	174.92	128.56



а)



б)

Рис.12. Зависимости значений экстремальных значений интенсивностей деформаций (а) и напряжений (б) от степени кристалличности.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Представленные модели и проведенные на их основе расчеты позволяют получить и оценить детальное распределение напряжений и деформаций в представительном объеме материала, в том числе с учетом свойств армирующих включений и внутреннего строения материала.

Применительно к СВМПЭ увеличение степени кристалличности приводит к тому, что в расчетной области кристаллическая фаза играет роль своего рода силового каркаса, в результате уменьшаются экстремальные значения деформаций при равной степени нагружения. Роль кристалличности еще более сказывается с ростом температуры. Уменьшение износа в условиях трибонагружения может быть объяснено уменьшением локальных деформаций в матрице.

Сравнение результатов расчетов, полученных на основе предложенного способа моделирования сферолитной структуры СВМПЭ, в том числе с микрочастицами Al_2O_3 , и экспериментальных данных показывает адекватное качественное и удовлетворительное количественное совпадение.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бартенев Г.М., Зеленев Ю.В. *Физика и механика полимеров*. – М.: Высш. Школа, 1983. – 391 с.
2. Odian George *Principles of Polymerization*. New York: John Wiley & Sons, 2004. – 812 p.
3. Алпатов О.А. *Технология пластмасс*. – Павлодар, 2006. – 96 с.
4. Данилов В.Д. *Механические и трибологические свойства композиционного материала на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена* // Вестник научно-технического развития. – 2008. – №12(16). – С.14-19.
5. Okhlopko A.A., Gogoleva O.V., Shits E.Yu. *Polymeric composite materials for tri-boengineering applications based on superhigh molecular polyethylene and ultradispersed compounds* // Friction and Wear. – 2004. – Vol.25. – №2. – Pp.202-206.
6. Panin S., Kornienko L., Wannasri S., Piriyaon S., Poowadin T., Ivanova L., Shil'ko S., Sergeev V. *Influence of mechanical activation, ion implantation, and filler type on the formation of a transfer film in tribounits of UHMWPE-based composites* // Mechanics of Composite Materials. – 2011. – Vol.47. – Pp.513-520.
7. Panin S.V., Korniyenko L.A., Sondzhaytam N., Ivanov L.R., Shilko S. V. *Abrasive wear micro and nanocomposites on the basis of extremely-macromolecular polyethylene (SVMPE). Part 1. Composites on the basis of SVMPE filled with microparticles of the oxidized aluminum* // Friction and wear. – 2012. – Vol.33. – No.5. – Pp.265-271.
8. Шардаков И.Н., Голотина Л.А. *Моделирование деформационных процессов в аморфно-кристаллических полимерах* // Вычислительная механика сплошных сред. – 2009. – Т.2. – №3. – С.106-113.
9. Чигвинцев В.М. *Моделирование сферолитной структуры в полиэтилене и ее деформирование при нагрузке* // Математическое моделирование систем и процессов. – 2007. – №15. – С.170-178.
10. J.A.W. van Dommelen [at al.] *Micromechanical modeling of intraspherulitic deformation of semicrystalline polymers* // Polymer. – 2003. – Vol. 44. – Pp.6089-6101.
11. Ташкинов А.А., Шавшуков В.Е. *Теоретико-полевой подход к описанию деформирования многокомпонентных поликристаллических материалов* // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2013. – №4(33). – С.86-97.
12. Зенкевич О. *Метод конечных элементов в технике*. – М.: Мир, 1975. – 544 с.

13. Лехницкий С.Г. *Теория упругости анизотропного тела*. – М.: Наука, 1977. – 416 с.

14. Андреева И.Н., Веселовский Е.В., Наливайко Е.И. и др. *Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности*. – Л.: Химия, 1982. – 80 с.

REFERENCES

1. Bartenev G.M., Zelenev Iu.V. *Fizika i mekhanika polimerov [Physics and mechanics of polymers]*. Moskva, Vyssh. Shkola, 1983, 391 p.
2. Odian George *Principles of Polymerization*. New York, John Wiley & Sons, 2004, 812 p.
3. Alpatova O.A. *Tekhnologiya plastmass [Plastics technology]*. Pavlodar, 2006, 96 p.
4. Danilov V.D. *Mekhanicheskie i tribologicheskie svoystva kompozitsionnogo materiala na osnove sverkhvysokomolekuliarnogo polietilena [Mechanical and tribological properties of composite material based on ultrahigh molecular weight polyethylene]*. Vestnik nauchno-tekhnicheskogo razvitiia, 2008, No.12(16), Pp.14-19.
5. Okhlopko A.A., Gogoleva O.V., Shits E.Yu. *Polymeric composite materials for tri-boengineering applications based on superhigh molecular polyethylene and ultradispersed compounds*. Friction and Wear, 2004, Vol.25, No.2, Pp.202-206.
6. Panin S., Kornienko L., Wannasri S., Piriyaon S., Poowadin T., Ivanova L., Shil'ko S., Sergeev V. *Influence of mechanical activation, ion implantation, and filler type on the formation of a transfer film in tribounits of UHMWPE-based composites*. Mechanics of Composite Materials, 2011, Vol.47, Pp.513-520.
7. Panin S.V., Korniyenko L.A., Sondzhaytam N., Ivanov L.R., Shilko S.V. *Abrasive wear micro and nanocomposites on the basis of extremely-macromolecular polyethylene (SVMPE). Part 1. Composites on the basis of SVMPE filled with microparticles of the oxidized aluminum*. Friction and wear, 2012, Vol.33, No.5, Pp.265-271.
8. Shardakov I.N., Golotina L.A. *Modelirovanie deformatsionnykh protsessov v amorfno-kristallicheskikh polimerovk [Modeling of deformation processes in amorphous and crystal polymers]*. Vychislitel'naia mekhanika sploshnykh sred, 2009, Vol.2, No.3, Pp.106-113.
9. Chigvintsev V.M. *Modelirovanie sferolitnoi struktury v polietilene i ee deformirovanie pri nagruzke [Modeling of sferolitny structure in polyethylene and her deformation at loading]*. Matematicheskoe modelirovanie sistem i protsessov, 2007, No.15, Pp.170-178.
10. J.A.W. van Dommelen [at al.] *Micromechanical modeling of intraspherulitic deformation of semicrystalline polymers*. Polymer, 2003, Vol.44, Pp.6089-6101.
11. Tashkinov A.A., Shavshukov V.E. *Teoretiko-polevoi podkhod k opisaniiu deformirovaniia mnogokomponentnykh polikristallicheskikh materialov [Teoretiko-poleva approach to the description of deformation of multicomponent polycrystalline materials]*. Vestn. Sam. gos. tekhn. un-ta. Ser. Fiz.-mat. nauki, 2013, No.4(33), Pp.86-97.
12. Zenkevich O. *Metod konechnykh elementov v tekhnike [Method of final elements in equipment]*. Moskva, Mir, 1975, 544 p.
13. Lekhnitskii S.G. *Teoriia uprugosti anizotropnogo tela [Theory of elasticity of an anisotropic body]*. Moskva, Nauka, 1977, 416 p.

14. Andreeva I.N., Veselovskii E.V., Nalivaiko E.I. i dr. *Sverkhvysokomolekuliarnyi polietilen vysokoi plotnosti [High strength UHMWPE]*. Leningrad, Khimiia, 1982, 80 p.

Поступила в редакцию года

Сведения об авторах:

Гришаева Наталья Юрьевна – к.ф.-м.н., доц., ФГБОУ ВО «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники», г. Томск, Россия; e-mail: anohina@mail2000.ru

Люкшин Петр Александрович – к.т.н. с.н.с., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: petrljuk@ispms.tsc.ru

Люкшин Борис Александрович – проф., д.т.н., зав. каф., Кафедра механики и графики, ФГБОУ ВО «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники», г. Томск, Россия; e-mail: lba2008@yandex.ru

Панин Сергей Викторович – проф., д.т.н., зам. дир. по научной работе, ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: svp@ispms.tsc.ru

Бочкарева Светлана Алексеевна – к.ф.-м.н., н.с., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия; e-mail: svetlanab7@yandex.ru

Матюльгина Наталья Юрьевна – к.ф.-м.н., н.с., ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН; г. Томск, Россия; e-mail: ksa@ispms.tsc.ru

Артемов Игорь Леонидович – к.ф.-м.н., доц., ФГБОУ ВО «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники», г. Томск, Россия; e-mail: xvisa@mail.ru