

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ
И УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КЕРАМОПОЛИМЕРНЫХ
КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АБС-СОПОЛИМЕРА И СВМПЭ,
ПОЛУЧЕННЫХ ЖИДКО- И ТВЕРДОФАЗНОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ**

Г.С. Баронин, Д.В. Пугачев, Д.Е. Кобзев, П.В. Комбарова

*Кафедра «Теория машин, механизмов и детали машин», ФГБОУ ВПО «ТГТУ»;
BaroninGS@yandex.ru*

Представлена членом редколлегии профессором В.И. Коноваловым

Ключевые слова и фразы: керамополимерные материалы; мезомеханика; напряжение среза; твердофазная экструзия; ударная вязкость.

Аннотация: Представлены результаты экспериментальных исследований прочностных свойств в условиях среза и ударной вязкости керамополимерных композитов на основе АБС-сополимера и сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Обсуждение полученных экспериментальных данных проводится на основе структурных исследований с использованием термомеханической спектроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов, на основе представлений о локальной (β -релаксационный процесс), сегментальной (α -релаксационный процесс) молекулярной подвижности и диссипативных свойств с позиций физической мезомеханики и релаксационных свойств полимерного композита.

Сополимер акрилонитрила, стирола и бутадиена (АБС-2), ГОСТ 12851–87, сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), углеродные наноматериалы таунит (УНМ, нановолокна, многостенные нанотрубки) – одномерные наномасштабные нитевидные образования поликристаллического графита в виде сыпучего порошка. Производитель УНМ таунит – ООО «НаноТехЦентр» (г. Тамбов). Карбид титана (TiC) с размером частиц около 20 мкм и борид титана (TiB₂) с размером 60 мкм – продукты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС-технология) Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (г. Черноголовка). Для получения сравнительных данных физико-химических свойств полимерных систем на основе АБС-сополимера в качестве модифицирующей добавки использовали дивинилстирольный термоэластопласт (ДСТ).

Опыты по твердофазной экструзии (ТФЭ) [1] образцов АБС-сополимера при температуре ниже $T_{пл}$ проводили на экспериментальной установке типа капиллярного вискозиметра с загрузочной камерой диаметром 5 мм и набором сменных фильер с различными геометрическими размерами капилляра. Усилие на заготовку создается гидравлическим прессом, оборудованным образцовым манометром типа МКД до 100 Бар и индикатором часового типа с ценой деления $1 \cdot 10^{-5}$ м, с помощью которого измеряется перемещение плунжера, передающего давление на заготовку.

Для изучения особенностей физико-химического поведения и структуры композиционных материалов на основе АБС-сополимера и СВМПЭ до и после ТФЭ используется термомеханическая спектроскопия (ТМС), разработанная в Институте проблем химической физики РАН (ИПХФ РАН). Термомеханические исследования проводили методом пенетрации в полимер кварцевого полусферического зонда (индентора). Образец твердого полимера с размерами $d/l = 5/5$ мм с двумя плоскопараллельными гранями помещали в термокамеру термоанализатора марки УИП-70м производства ЦКБ УП АН СССР. Проводили охлаждение образца АБС-сополимера со скоростью сканирования температуры, равной 4–5 град/мин до температуры -150 °С, выдерживали образец при этой температуре в течение 10–15 мин, затем нагружали застеклованный полимер грузом 0,2 г и начинали нагрев камеры со скоростью повышения температуры, равной скорости его понижения при замораживании полимера. С этого момента времени на двухкоординатном самописце КСП-4 проводили запись двух функций: деформация–время и температура–время, необходимых для построения термомеханической кривой в координатах деформация–температура. Термомеханический анализ заканчивали при достижении температуры установившегося молекулярного течения исходного АБС-сополимера и СВМПЭ после ТФЭ. По полученным экспериментальным зависимостям деформация–температура проводили молекулярно-топологический анализ исходных полимеров и образцов после ТФЭ.

Оценку прочности в условиях срезающих напряжений исходных образцов и экструдатов, полученных в условиях ТФЭ при различных $\lambda_{жс}$ и температурах, проводили на испытательной машине УТС101-5 с использованием специального приспособления типа «вилка» при скорости перемещения подвижного зажима машины 50 мм/мин.

Ударную вязкость с надрезом определяли на копре с максимальной энергией молота 0,49 Дж при цене деления шкалы прибора $9,8 \cdot 10^{-4}$ Дж. Температура испытания 295 К. Образцами служили цилиндрические прутки диаметром 5–6 мм и длиной 80 мм. Расстояние между опорными планками прибора составляло 40 мм. Глубина надреза составляла 0,5 диаметра прутка. Каждую экспериментальную точку рассчитывали по данным испытаний 10–12 образцов. Ударную вязкость с надрезом, кДж/м², рассчитывали как среднее арифметическое данных со средней квадратичной ошибкой не более 5 %.

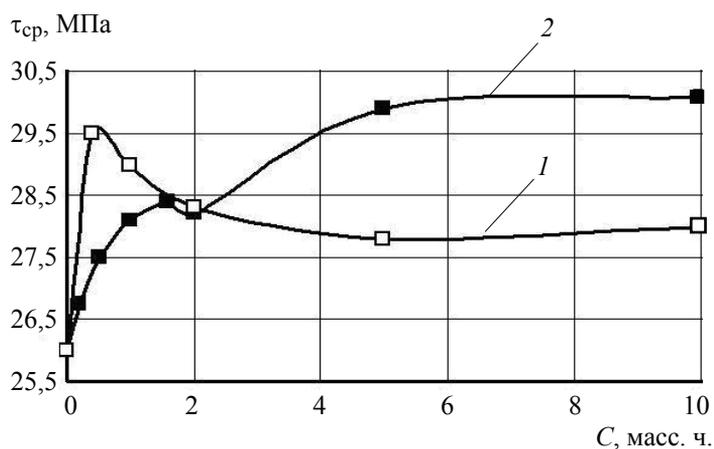
Микрофотографии поверхности среза образцов АБС-сополимера были получены на установке микронзондового анализа, которая состоит из энергодисперсионной приставки Link INCA ENERGY 200 к электронному микроскопу CamScan MV-2300 с пакетом программ, разработанным в Институте экспериментальной минералогии РАН (ИЭМ РАН) [2].

Рентгеноструктурные исследования образцов композитов на основе АБС-сополимера и СВМПЭ проводили в режиме «на отражение» в разных диапазонах углов дифракции ($\text{CuK}\alpha$ -излучение), монохроматизированного Ni-фильтром, с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-3.0. В дифрактометрических исследованиях применялась рентгенооптическая схема фокусировки первичного пучка по Иоганну. Для устранения вертикальной расходимости применяли щель Соллера с расходимостью 1,5.

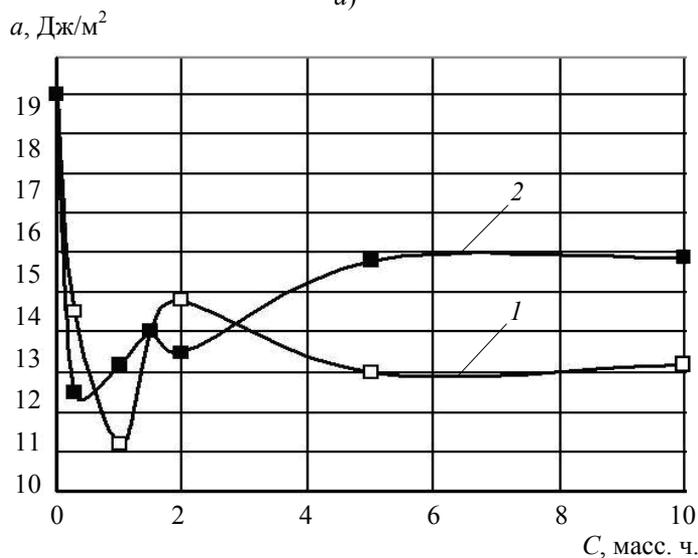
Прочностные свойства в условиях среза определяются молекулярной подвижностью и величиной диссипативных потерь на локальном уровне (β -процесс) соответствующих кинетических единиц. Упругие свойства, а соответственно и ударная вязкость композитов псевдосетчатого и сетчатого строения, целиком зависят от молекулярного движения сегментального типа (α -процесс) и определяются величиной диссипативных потерь и размером соответствующих кинетических единиц. При этом, в соответствии с работой [3], следует четко различать антибатное влияние молекулярной подвижности на их релаксационные и диссипативные

свойства. Факторы, повышающие молекулярную подвижность и релаксационные свойства полимерного композита, наоборот, приводят к понижению их диссипативных свойств.

Исходная надмолекулярная структура трехкомпонентного сополимера АБС состоит из упорядоченных образований (предположительно жестких стиролакрилонитрильных пачек (САН)) и рыхлых неупорядоченных образований – проходных цепей САН, эластичных блоков полибутадиена и просто пор. Такая структура полимера существует на разных структурных уровнях: микро-, мезо-1, мезо-2 и т.д. Известно, что дискретность упаковки полимера является общепризнанным фактом, который следует из фундаментального фрактального строения твердого полимера. Известно также, что прочностные свойства аморфных стеклообразных полимеров определяются, в первую очередь, наличием и состоянием неупорядоченных образований или пор в структуре полимера. От состояния этих зон зависят также упругие и пластические свойства материала. Как следует из полученных экспериментальных данных (рис. 1, кривые 1, 2), изменения прочности в условиях



а)



б)

Рис. 1. Концентрационные зависимости разрушающего напряжения сдвига τ (а) и ударной вязкости a (б) для композиций АБС + TiB₂ (1) и АБС + TiC (2) (модификаторы, полученные СВС-технологией: 1 – диборид титана; 2 – карбид титана)

среза и ударной вязкости композиций АБС+TiB₂ (кривая 1) и АБС+TiC (кривая 2) при малом содержании (до 5 масс. ч.) модифицирующих добавок носят экстремальный характер. Структурные изменения и повышение прочности композиционного материала, а также снижение ударной вязкости в данной области концентрации модификатора, определяются как природой, так и размером частиц модифицирующей добавки. Можно предположить, что крупные частицы TiB₂ (около 60 мкм, кривая 1) из-за отсутствия термодинамического сродства с основным полимером при формировании структуры полимерного композита заполняют крупные поры и рыхлые участки матрицы (уровень мезо-2) с размерами, соответствующими размерам модификатора. Общий объем таких крупных пор в полимере небольшой, поэтому, как показывают эксперименты, 0,5 масс. ч. TiB₂ на 100 масс. ч. АБС достаточно для повышения прочности материала примерно на 10 % по сравнению с матрицей. Увеличение содержания TiB₂ с размерами около 60 мкм не может заполнить меньшие по размерам поры, поэтому происходит общее разрыхление и ослабление композиции в интервале содержания TiB₂ до 5 масс. ч. Можно предположить, что в этой концентрационной области модифицирующий компонент из-за малого количества не образует армирующего каркаса (частицы между собой не взаимодействуют), хотя и образуется отдельная фаза в матрице полимера. В концентрационной области содержания TiB₂ 5...10 масс. ч. прочностные свойства композита определяются конкурирующими процессами разрыхления структуры основного полимера и упрочнения полимерной матрицы за счет образования армирующего пространственного каркаса TiB₂. При большем содержании (> 10 масс. ч.) TiB₂ в АБС прочность и ударная вязкость композиции должна повышаться за счет образования все более частого армирующего каркаса модификатора.

При введении более мелких частиц (20 мкм) TiC в полимерную матрицу в количестве 0,5...1,5 масс. ч. заполняются как крупные, так и мелкие рыхлые образования АБС. Поэтому экстремальное повышение прочности композита (кривая 2), обусловленное заполнением крупных пор (до $\tau_{ср} = 28,5$ МПа), достигается при большем содержании TiC (1,5 масс. ч. на 100 масс. ч. АБС). В концентрационной области содержания TiC (0,5...2 масс. ч.) помимо заполнения крупных и мелких пор идут процессы разрыхления полимера, поэтому достигаемый уровень прочностных свойств материала АБС+TiC ниже, чем для АБС+TiB₂ в этой же концентрационной области. В большей степени процессы разрыхления структуры материала идут при содержании TiC 1,5...2 масс. ч., когда крупные поры заполнены, а для закрытия мелких пор TiC недостаточно. При увеличении содержания TiC 2...5 масс. ч. в исходном полимере идет заполнение все большего количества мелких пор (~20 мкм), уплотнение (монолитизация) матрицы и повышение ее прочности (уровень мезо-1).

Указанный процесс повышения прочностных свойств композиции АБС+TiC стабилизируется при концентрации модификатора от 5 до 10 масс. ч. При этом поры, соответствующие размеру модификатора, полностью заполнены и достигнуты прочностные свойства материала АБС+TiC около 30 МПа, что на 12 % выше показателя исходного АБС. Можно предположить, что используя модификаторы TiB₂ и TiC с меньшей дисперсностью, в том числе нанометрического размера, возможно получить больший эффект в повышении прочностных свойств полимерного композита за счет формирования монолитной структуры не только на мезо-, но и на микроуровне.

При обсуждении концентрационных зависимостей ударной вязкости композитов АБС+TiB₂ и АБС+TiC следует подчеркнуть, что, во-первых, данный по-

казатель является более структурно-чувствительным, чем характеристика прочности в условиях среза. На это указывают сложные экстремальные зависимости ударной вязкости композита от содержания модификатора. Во-вторых, ударная вязкость исходного ударопрочного полимера АБС определяется состоянием и объемом неупорядоченных зон, заполненных эластичным материалом (полибутадиеновыми блоками). И малейшее заполнение этих зон хрупким модификатором TiB_2 , или TiC , резко снижает ударную вязкость исходного материала.

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что для повышения прочностных и упругих свойств полимерного композита псевдосетчатого строения необходима оптимальная топологическая структурная микронеоднородность, при которой структурно-дефектные рыхлые участки АБС в виде хвостов межзвеньевых цепей выступают в качестве локальных релаксаторов внутренних напряжений. Ясно, что такая структурная микронеоднородность, а, следовательно, и физико-механические характеристики композита определяются концентрацией модификатора [3, 4].

Антибатное влияние модификаторов TiB_2 и TiC на прочностные свойства в условиях среза и ударную вязкость композитов на основе АБС объясняется различными механизмами разрушения и характером молекулярного движения кинетических единиц, ответственных за упругие и прочностные характеристики полимера.

Таким образом, для достижения высокого уровня прочностных свойств и ударной вязкости полимера требуется оптимальная структурная неоднородность композита не только на топологическом (локальном), но и на надмолекулярном (сегментальном) уровнях. Из рисунка 2 следует, что этого требования невозможно достичь при одной концентрации модификатора в полимерных системах АБС+ TiB_2 и АБС+ TiC . Для полимерной системы АБС+ДСТ наиболее близкой к оптимальной является концентрация 0,5 масс. ч. ДСТ в АБС-матрице. Для полимерной системы АБС+УНМ указанным требованиям удовлетворяет полимерный композит АБС+(0,3...0,6) масс. ч. УНМ.

Для сравнительного анализа структуры полимерных композиций были получены микрофотографии поперечных срезов образцов, прошедших жидкофазную экструзию (ЖФЭ) и дальнейшую твердофазную обработку при различных скоростях нагружения (рис. 3).

Основные закономерности изменения структуры и свойств СВМПЭ-композитов в условиях ЖФЭ и ТФЭ методом ТМС анализируются на примере системы СВМПЭ+1 масс. ч. TiB_2 [4].

На рисунке 4 приведена термомеханическая кривая (ТМК) полимерной композиции СВМПЭ+1 масс. ч. TiB_2 при соосной ориентации векторов потока расплава при горячем прессовании и нагрузки на полимер при его термомеханическом анализе. Снятая в температурном диапазоне $-100...400$ °С, она типична для топологически полиблочного полимера псевдосетчатого строения его матричного аморфного блока. Его узлами разветвления являются кристаллиты СВМПЭ с температурой начала плавления (точка Д на ТМК), коэффициентом теплового расширения $\alpha = 166,7 \cdot 10^{-5}$ град⁻¹, молекулярной массой закристаллизованных фрагментов $M_k = 12600$ и их весовой долей $\varphi_k = 0,07$ (таблица).

С целью получения информации о возможном протекании при традиционной технологии через стадию расплава СВМПЭ изотропных – анизотропных превращений топологической структуры, связанных с ориентацией продольной оси кристаллитов вдоль потока его расплава и фиксации ее после охлаждения, проведен термомеханический анализ полимера при взаимно перпендикулярной ориентации векторов.

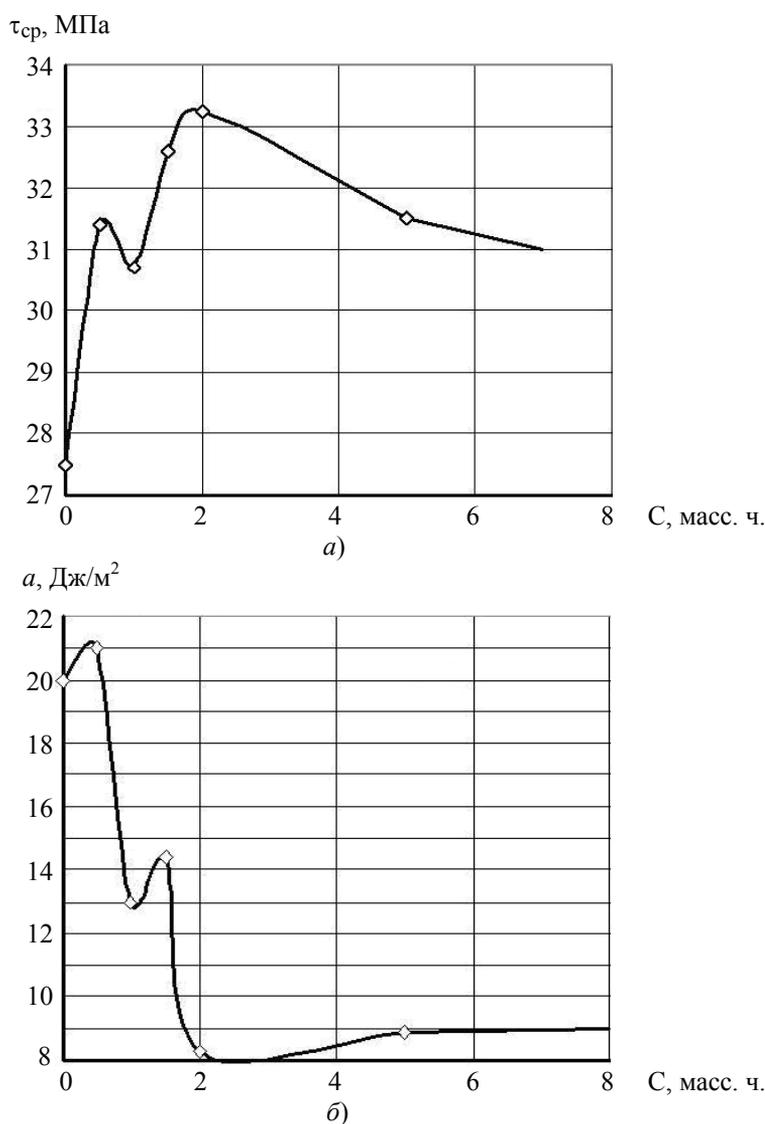


Рис. 2. Концентрационные зависимости разрушающего напряжения среза $\tau_{ср}$ (а) и ударной вязкости α (б) для полимерной системы АБС+ДСТ (модификаторы: дивинилстирольный термоэластопласт (ДСТ-30))

Результаты анализа существенных превращений в топологическом строении СВМПЭ не показали, за исключением незначительных изменений, молекулярно-релаксационных и количественных характеристик в блоках, то есть в аморфной фазе полимера.

Исследования методом рентгеноструктурного анализа (РСА) образцов СВМПЭ, содержащих различное процентное содержание ТiС, показали, что увеличение количества добавок, в основном, отражаются на параметрах аморфной фазы СВМПЭ и в меньшей степени на кристаллической полимерной фазе. Изменения в кристаллической фазе СВМПЭ отражаются в незначительном расширении кристаллической решетки на $\Delta d = 0,001$ нм, при этом полуширина кристаллических рефлексов практически не изменяется, и это говорит о том, что размеры кристаллитов и параметры кристаллической составляющей полимера остаются практически неизменными.

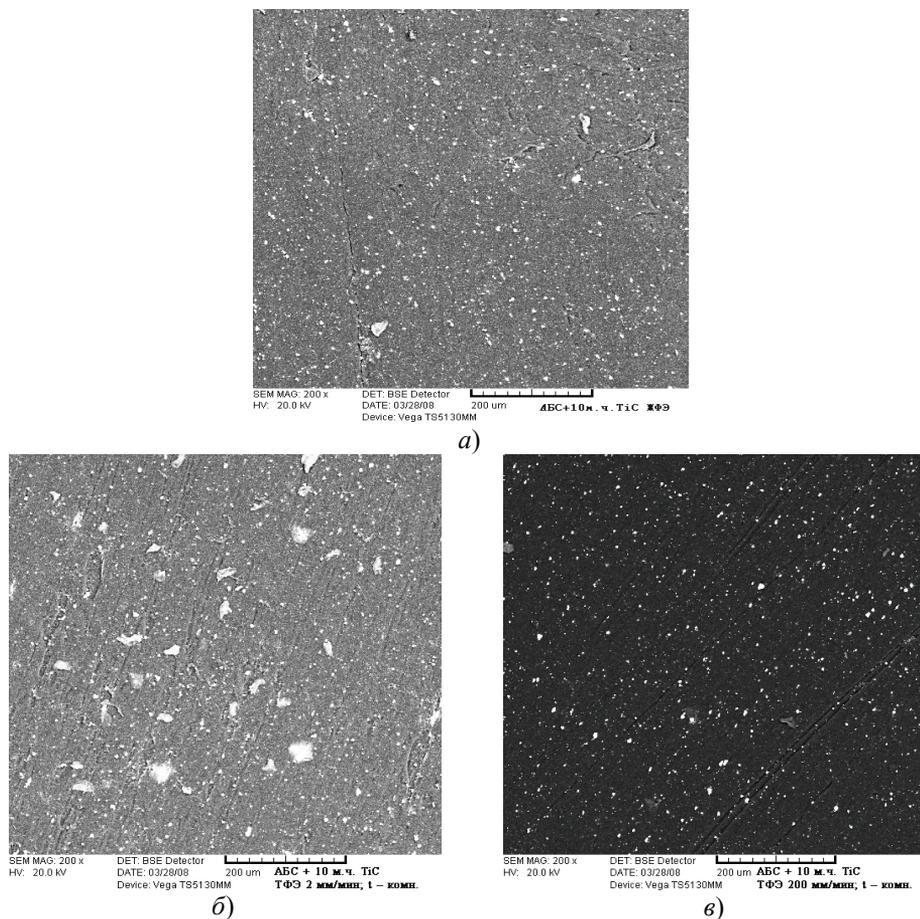


Рис. 3. Микрофотографии поперечных срезов образцов системы АБС+10 масс. ч. TiC: а – ЖФЭ; б – ТФЭ 2 мм/мин; в – ТФЭ 200 мм/мин

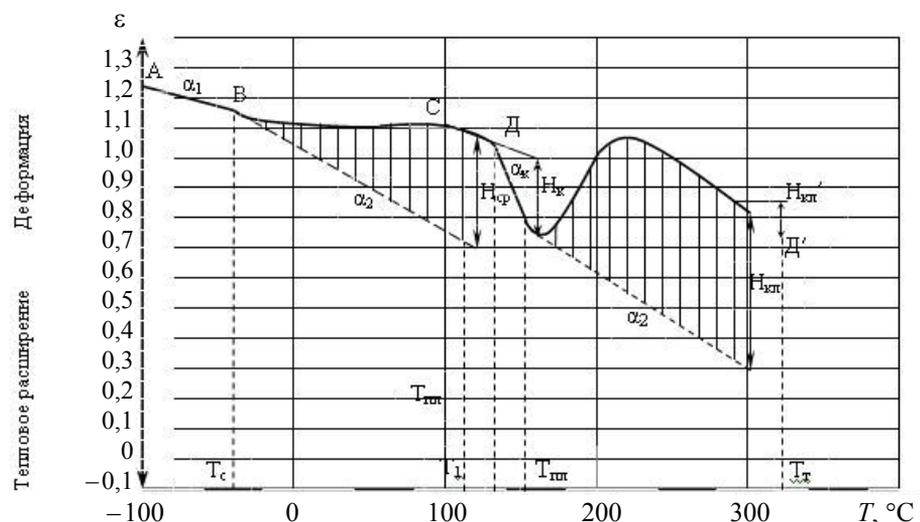


Рис. 4. Термомеханическая кривая для полимерной системы СВМПЭ+1 масс. ч. TiB₂, полученной жидкофазной технологией (горячим прессованием) при T_ф = 491...493 К (направление испытания ⊥ направлению прессования)

Молекулярно-топологическое строение системы СВМПЭ+1 масс. ч. TiB₂ после горячего прессования (ЖФЭ) и твердофазной экструзии (ТФЭ)

Характеристики СВМПЭ	Скорость выдавливания СВМПЭ, мм/мин					
	0 (ЖФТ)		5 (ТФЭ)		100 (ТФЭ)	
		⊥		⊥		⊥
<i>Аморфный блок-матрица псевдосетчатого строения</i>						
$T_c, ^\circ\text{C}$	-37	-40	-25	-32	-22	-38
$\alpha \cdot 10^5, \text{град.}^{-1}$	14,7	15,3	7,62	12,3	4,52	12,1
$\alpha \cdot 10^5, \text{град.}^{-1}$	33,3	52,4	33,6	71,4	23,3	37,0
V_f	0,132	0,259	0,193	0,427	0,141	0,176
$M_{сн} \cdot 10^{-3}$	173,8	128,2	593,5	143,0	337,2	270,9
$M_{св} \cdot 10^{-3}$	263,1	207,9	928,7	202,7	500,5	380,8
K	1,51	1,62	1,57	1,42	1,49	1,41
Φ_a	0,30	0,25	0,59	0,18	0,21	0,24
<i>Кристаллические блоки-узлы разветвления псевдосетки</i>						
$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	11	120	133...146	54...121	107...122	59...74
$\alpha_k \cdot 10^5, \text{град.}^{-1}$	166,7	142,9	45,7...48,3	178...222	202...758	78...190
$M_k \cdot 10^{-3}$	12,	20,0	5,0...0,0	3,162...3,6	2,5...7,9	6,3...631
Φ_k	0,07	0,04	0,08	0,14	0,05	0,02
<i>Кластерный блок псевдосетчатого строения</i>						
$T_{кл}, ^\circ\text{C}$	130	141	163	133	157	130
$M_{сн(кл)} \cdot 10^{-3}$	559,7	779,3	215,8	1109,8	1985,1	1652,5
$M_{св(кл)} \cdot 10^{-3}$	860,0	1167,5	310,2	1649,7	3041,3	2591
K	1,54	1,50	1,44	1,49	1,55	1,57
$\Phi_{кл}$	0,46	0,62	0,22	0,50	0,52	0,58
<i>Кластерный блок-узел разветвления псевдосетки</i>						
$T_{кл}, ^\circ\text{C}$	278	288	296	300	307	295
$M^1_{кл} \cdot 10^{-3}$	501,2	125,9	501,2	125,9	125,9	10,0
$\Phi_{кл}$	0,17	0,09	0,08	0,10	0,08	0,01
$T_{тз}, ^\circ\text{C}$	327	321	336	334	340	312
<i>Усредненная по блокам масса СВМПЭ</i>						
$M_{св} \cdot 10^{-3}$	560,6	788,0	657,0	1316,7	1713,6	1645,6

С другой стороны, введение добавок в полимерную матрицу в большей степени отражается на изменении рентгеновских параметров аморфной фазовой компоненты. Угловое положение аморфного гало (рис. 5) показывает, что даже небольшой процент добавок увеличивает среднее межмолекулярное расстояние в некристаллической фазе на 0,02 нм, что на порядок выше соответствующих изменений в кристаллической фазе. При этом полуширина диффузного максимума также реагирует на введенные добавки TiC. Введение добавок несколько увеличи-

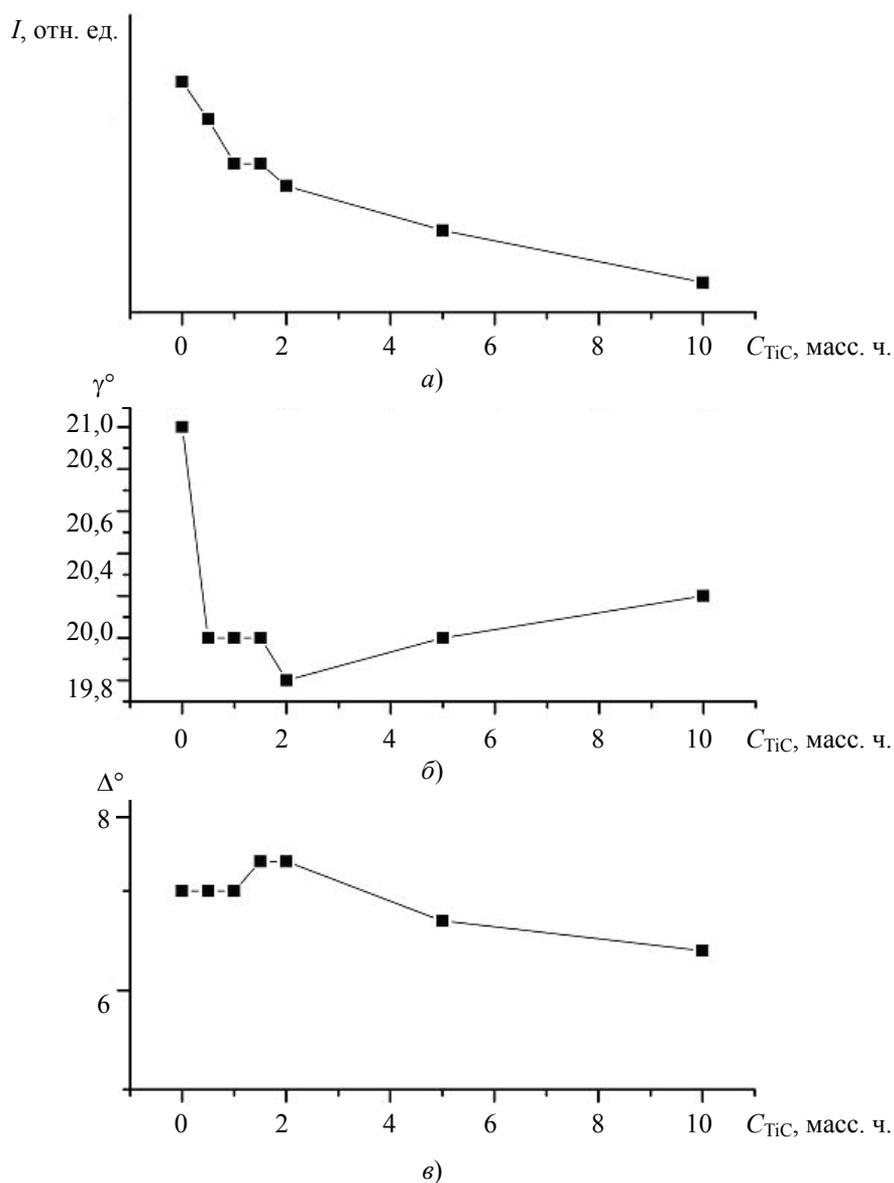


Рис. 5. Зависимости интенсивности (а), углового положения (б), полуширины (в) аморфного гало от содержания TiC для композита СВМПЭ+TiC

вает полуширину аморфного гало при малом процентном содержании TiC компоненты (до ~ 2 масс. ч.), что говорит о ббльшем возрастании неоднородности аморфной фазы (степень упорядоченности аморфной компоненты уменьшается, что обусловлено непосредственным влиянием добавок).

Оценка степени кристалличности исследуемых композиций показала, что при увеличении процентного содержания вносимых добавок TiC происходит несущественное падение степени кристалличности (рис. 6) в общем на 4...6 масс. ч., причем влияние добавок ощущается уже начиная с 0,5 масс. ч. TiC.

Таким образом, согласно данным PCA, наибольшие структурные изменения наблюдаются для образцов с содержанием TiC 0,5...1,5 масс. ч. При этом кристаллическая фаза практически остается неизменной, тогда как в аморфной происходит

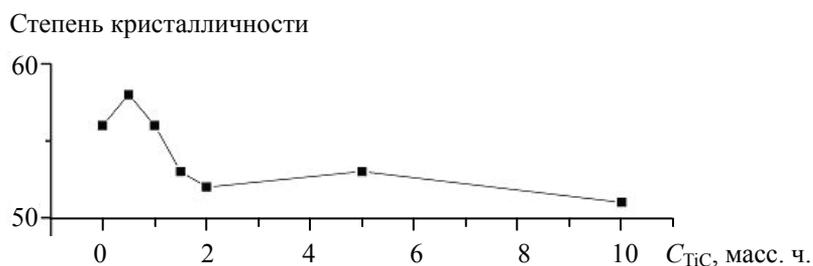


Рис. 6. Степень кристалличности исследуемых композитов СВМПЭ+TiC

уменьшение средних межмолекулярных расстояний с одновременным уменьшением степени упорядоченности. При этом происходит изменение степени кристалличности – доля аморфной фазы в полимерном материале увеличивается. Дальнейшее увеличение концентрации добавок не оказывает существенного влияния на структурные параметры всего композита. Несколько упорядочивается аморфная компонента, что может свидетельствовать о кластерном распределении в объеме вносимых добавок начиная с ~2 %.

Исследования методом РСА ЖФ-образцов СВМПЭ, содержащих различное процентное содержание TiB₂, показали, что увеличение количества добавок, в основном, отражаются на параметрах аморфной фазы СВМПЭ и в меньшей степени на кристаллической полимерной фазе.

Оценка степени кристалличности исследуемых композитов показала, что при процентном содержании вносимых добавок 0,5...1,5 масс. ч. происходит повышение степени кристалличности материала с последующим ее снижением в общем на 4...6 масс. ч., причем влияние добавок ощущается уже с 0,5 масс. ч. TiB₂.

Как и в случае полимеров с добавками TiC, изменения в кристаллической фазе СВМПЭ отражаются в несущественном расширении кристаллической решетки на $d = 0,001$ нм, при этом полуширина кристаллических рефлексов практически не изменяется. Несущественно уменьшается полуширина кристаллических пиков, что свидетельствует о совершенствовании кристаллической структуры.

Введение добавок в полимерную матрицу в большей степени отражается на изменении рентгеновских параметров аморфной фазовой компоненты. Эти изменения аналогичны изменениям полимерного композита СВМПЭ+TiC, однако, не так масштабны (так увеличение среднего межмолекулярного расстояния в некристаллической фазе составляет менее 0,01 нм). Степень кристалличности соответственно уменьшается не так сильно, как в предыдущей серии образцов, содержащих компонент TiC.

Выводы

1. Изменения прочности в условиях среза и ударной вязкости композиций АБС+TiB₂ и АБС+TiC при малом содержании (до 5 масс. ч.) модифицирующих добавок носят экстремальный характер.

2. Экспериментально установлено антибатное влияние модификаторов TiB₂ и TiC на прочностные свойства в условиях среза и ударную вязкость композитов на основе АБС.

3. Ударная вязкость исходного ударопрочного полимера (АБС-сополимера) определяется состоянием и объемом неупорядоченных зон, заполненных эластичным материалом (полибутадиеновыми блоками) и проходными цепями САН, и малейшее заполнение этих зон хрупким модификатором TiB₂, или TiC, резко снижает ударную вязкость исходного материала.

4. Для достижения высокого уровня прочностных свойств при низкоскоростном и высокоскоростном воздействиях требуется оптимальная структурная неоднородность композита не только на топологическом (локальном), но и на надмолекулярном (сегментальном) уровнях.

5. Оценка степени кристалличности исследуемых СВМПЭ-композитов показала, что при процентном содержании вносимых добавок 0,5...1,5 масс. ч. происходит повышение степени кристалличности материала с последующим ее снижением, в общем на 4...6 масс. ч., причем влияние добавок ощущается уже с 0,5 масс. ч. TiB_2 .

6. По данным РСА, наибольшие структурные изменения в СВМПЭ наблюдаются для образцов с содержанием TiC 0,5...1,5 масс. ч. Кристаллическая фаза практически остается неизменной, тогда как в аморфной происходит уменьшение средних межмолекулярных расстояний с одновременным уменьшением степени упорядоченности. При этом происходит изменение степени кристалличности – доля аморфной фазы в полимерном материале увеличивается. Дальнейшее увеличение концентрации добавок не оказывает существенного влияния на структурные параметры всего композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках аналитической ведомственной программы «Развитие научного потенциала высшей школы», код РНП.2.2.1.1.5207, Федерального агентства по образованию по проекту «Исследование композиционных материалов с целью создания теоретических и технологических основ наукоемких твердофазных технологий. Фундаментальное исследование» на 2008–2010 гг. и госконтракта № П 1485 по направлению «Создание и обработка полимеров и эластомеров» в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг.

Список литературы

1. Переработка полимеров в твердой фазе. Физико-химические основы / Г.С. Баронин [и др.]. – М. : Машиностроение–1, 2002. – 320 с.
2. Павлова, Л.Ф. Рентгеноспектральный микроанализ и его применение в минералогии / Л.А. Павлова, Л.Ф. Парадина. – Якутск : Якут. науч. центр СО АН СССР, 1990. – 186 с.
3. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин [и др.]. – Новосибирск : Наука, Сиб. отд-ние РАН, 1990. – 225 с.
4. Сравнительные молекулярно-релаксационные и структурно-механические характеристики СВМПЭ-композитов жидко- и твердофазной технологии / Г.С. Баронин [и др.] // Хим. технология. – 2009. – № 1. – С. 16–21.

Investigation of Strength Properties and Impact Strength of Ceramic-Polymer Composites on the Basis of ABS Copolymers and UHMWPE, Produced by Liquid-and-Solid-Phase Extrusion

G.S. Baronin, D.V. Pugachev, D.E. Kobzev, P.V. Kombarova

*Department “Theory of Machines and Machine Parts”, TSTU;
BaroninGS@yandex.ru*

Key words and phrases: ceramic-polymer materials; impact strength; mesomechanics; shear stress; solid phase extrusion.

Abstract: The results of experimental investigations of the strength properties in shear and impact strength of polymer-ceramic composites based on ABS copolymer and

UHMWPE. The discussion of the experimental data is based on structural studies with the use of thermo-mechanical spectroscopy, X-ray diffraction and X-ray analysis, based on the concept of local (β -relaxation process), segmental (α -relaxation process) the molecular mobility and dissipation properties in terms of physical mesomechanics and relaxation properties of polymer composite.

Untersuchung der Festigkeitseigenschaften und der Schlagviskosität der kerampolymerischen Kompositen auf Grund der durch das Flüssig- und Hartphasenextrudieren erhaltenen ABS-Polymere und der ultrahochmolekularen Polyäthylene

Zusammenfassung: Es sind die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen der Festigkeitseigenschaften in den Bedingungen des Schnittes und der Schlagviskosität der polymerkeramischen Kompositen auf Grund der ABS-Polymere und der ultrahochmolekularen Polyäthylene dargelegt. Die Besprechung der erhaltenen experimentellen Angaben wird auf Grund der strukturellen Untersuchungen mit der Benutzung der thermomechanischen Spektroskopie, der röntgenstrukturellen Analyse und der röntgenspektroskopischen Analyse, auf Grund der Vorstellungen über der lokalen (β -Relaxationsprozess), segmentalen (α -Relaxationsprozess) molekularen beweglichkeit und der dissipativen Eigenschaften von den Positionen der physikalischen Mesomechanik und der Relaxationseigenschaften des Polymerkomposites durchgeführt.

Etudes des propriétés de rigidité et de la viscosité d'urgence des composites céramopolymères à la base du polymère ABS et le polyéthylène ultrahautmoléculaire reçus par l'extrusion de la phase solide et liquide

Résumé: Sont présentés les résultats des études expérimentales des propriétés de rigidité et de la viscosité d'urgence des composites céramopolymères à la base du polymère ABS et le polyéthylène ultrahautmoléculaire reçus par l'extrusion de la phase solide et liquide. L'examen des données expérimentales reçues est effectué à la base des études structurelles avec l'utilisation de la spectroscopie thermomécanique, de l'analyse structurelle radiographique, à la base des idées sur la mobilité locale (processus de β -relaxion), segmentaire (processus de α -relaxion) moléculaire et des propriétés dissipatives du point de vue de la mésomécanique et des propriétés de relaxation du composite polymère.

Авторы: *Баронин Геннадий Сергеевич* – доктор технических наук, профессор кафедры «Теория машин, механизмов и детали машин», директор научно-образовательного центра (НОЦ) ТамбГТУ – ИСМАН (г. Черногоровка) «Твердофазные технологии»; *Пугачев Дмитрий Владимирович* – кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИС; *Кобзев Дмитрий Евгеньевич* – аспирант кафедры «Теория машин, механизмов и детали машин»; *Комбарова Полина Владимировна* – аспирант кафедры «Теория машин, механизмов и детали машин», ФГБОУ ВПО «ТГТУ».

Рецензент: *Ткачев Алексей Григорьевич* – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Техника и технологии производства нанопродуктов», ФГБОУ ВПО «ТГТУ».