

06

Композиты на основе полистирола с включениями алюмосиликатов различной формы

© О.А. Москалюк,² И.В. Семенова,^{1,¶} В.Е. Юдин,³ Я.М. Бельтюков,¹ Н.Н. Сапрыкина,³ В.Ю. Елоховский³

¹ Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный университет промышленных технологий и дизайна,
191186 Санкт-Петербург, Россия

³ Институт высокомолекулярных соединений РАН,
199004 Санкт-Петербург, Россия

¶ e-mail: irina.semenova@mail.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 14 июня 2018 г.)

Получены образцы композитов на основе полистирола с добавлением алюмосиликатов — галлуазитных нанотрубок, слюды Миса и монтмориллонита. Исследовано влияние этих наполнителей на вязкоупругие, механические и структурные свойства композитов. Показано, что при введении алюмосиликатов в виде включений Миса до 5% можно повысить жесткость композитов и сохранить их прочность на уровне чистого полистирола без сильного охрупчивания образцов. Введение галлуазитных нанотрубок и монтмориллонита, также приводит к повышению жесткости композитов, однако при этом снижается прочность и эластичность материалов. Существенное возрастание модуля упругости композита на изгиб (вплоть до 50%) было достигнуто при введении 15% галлуазитных нанотрубок или 5% Миса.

DOI: 10.21883/JTF.2019.02.47078.241-18

Введение

Широкое использование полимерных материалов в различных отраслях промышленности обусловлено их уникальными характеристиками, такими как малый вес, гибкость в комбинации с достаточной жесткостью, а также простота изготовления деталей сложной формы. Кроме того, чрезвычайно привлекательной является возможность изменения базовых свойств полимерных материалов путем введения в них дисперсных наполнителей.

Недавние теоретические исследования аморфных систем с помощью случайных матриц показали, что добавление небольшой концентрации жестких включений в относительно мягкую аморфную матрицу может привести к существенному увеличению макроскопической жесткости такой системы [1,2]. Как было показано ранее, существенное влияние на макроскопическую жесткость аморфных систем оказывает неаффинность смещений атомов при деформации системы [3]. Поскольку характерный масштаб неаффинных смещений оценивается десятками межатомных расстояний [4], то можно ожидать, что частицы нанометрового размера должны оказывать наиболее существенное влияние на макроскопическую жесткость аморфных и полимерных матриц.

Композиционные материалы с наноразмерными включениями, вплоть до единиц микрометров, приобретают новые характеристики, не достижимые при использовании более крупных частиц [5–8]. Однако положительные эффекты возможны лишь при условии однородного распределения включений в матрице и хорошего адгезионного взаимодействия между компонентами композита.

Одним из наиболее многочисленных и разнообразных видов композитных материалов являются композиты на основе полимерных матриц. В течение последних 20 лет работы по улучшению механических свойств полимерных материалов за счет разнообразных добавок являются наиболее активно развивающимся направлением разработки новых композитных материалов. В качестве добавок используются углеродные нанотрубки, графит, графен, фуллерены, нановолокна, частицы металлов, алюмосиликаты и др. (см. например, обзоры [9–11]). В силу своих размеров и высокого поверхностного натяжения наночастицы часто агрегируют в объеме полимерной матрицы [6]. Свойства полимеров с наноразмерными включениями во многом зависят от концентрации, формы, активности поверхности наполнителя, характера его распределения в полимере и взаимодействия с ним, а также от структуры поверхностного слоя наполнителя [5,6,12,13].

Алюмосиликаты обладают большим потенциалом для создания новых материалов и являются перспективными наполнителями для полимерных композитов. Однако природные глинистые минералы и цеолиты являются сложными и непостоянными по составу многокомпонентными системами. Их физико-химические свойства существенно зависят от содержания основной фазы в породе, типа катионообменной формы и характера примесей. Эти обстоятельства ограничивают более широкое использование глинистых минералов в ряде областей, где необходимо постоянство структурных и физико-химических характеристик материала [11].

Первые попытки создания композитов на основе полимеров и алюмосиликатов были предприняты

в 50-х г. прошлого столетия [14,15]. Однако введение до 40–50 wt.% глин (бентонит, гекторит и др.) не привело к улучшению свойств материала, прежде всего из-за неудовлетворительного диспергирования силикатного наполнителя. Значительный прогресс в создании полимер-силикатных нанокомпозитов с улучшенными физическими и механическими свойствами по сравнению с исходными полимерами и традиционными дисперсно-наполненными композитами был достигнут лишь в 90-х годах, после того, как в исследовательской лаборатории Тойота был создан композитный материал на базе нейлона 6 с добавками частиц глины [16], и было продемонстрировано увеличение модуля Юнга, предела прочности на разрыв и теплостойкости материала без потери его ударной прочности [17–19]. Было показано, что наибольшие изменения физико-химических свойств можно ожидать при введении в полимерную матрицу анизометричного наноразмерного наполнителя [20]. Значительной анизометрией обладают, как известно, частицы слоистых алюмосиликатов, в частности, монтмориллонит или галлуазитные нанотрубки.

Полимерные нанокомпозиты находят широкое применение в таких отраслях промышленности, как космическое, авиа- и автомобилестроение, где они подвергаются различным динамическим нагрузкам. Поэтому информация о динамических механических характеристиках этих материалов чрезвычайно важна для оценки их работоспособности.

Многие аморфные полимеры, в частности, полистирол (ПС), полиметилметакрилат (ПММА) и поликарбонат (ПК) имеют ярко выраженные нелинейно упругие свойства. Эти свойства, в частности, допускают формирование в волноводах из этих материалов объемных нелинейных уединенных волн (солитонов) деформации [21,22]. Возможность формирования в материале солитона деформации определяется коэффициентом нелинейности [23], который является комбинацией упругих модулей второго и третьего порядка материала. Таким образом, информация об упругих характеристиках важна для корректного предсказания возникновения и эволюции нелинейных волн деформации в этом материале. Поскольку добавление в полимерную матрицу наноматериалов существенно меняет упругие свойства материала, можно ожидать также заметного изменения параметров формирующегося в нем солитона деформации.

Целью настоящей работы являлось создание по расплавной технологии композитов на основе термопластичной полимерной матрицы, наполненной алюмосиликатными нановключениями различной формы. Было исследовано влияние типа и концентрации наполнителя на физико-механические свойства образцов композитов.

Материалы и методы исследования

В качестве матрицы для композитов использовался ПС марки 585 производства ОАО „Нижнекамскнефтехим“.

Наполнителями служили включения алюмосиликатов различной формы:

— HNT tubes, галлуазитные нанотрубки с диаметром около 100 nm и длиной от 500 nm до 1.2 μm ;

— Mica ME-100 (CBC Co. Ltd, Tokyo, Japan), гидрофильная набухающая слюда с катионообменной емкостью (CEC) 120 me/100 g и средним размером частиц 1–5 μm ;

— MMT Cloising 15A (Southern Clay Products Inc., Texas, United States), монтмориллонит, слоистый силикат с характерным размером частиц < 10 μm .

Изготовление блочных образцов композитов на основе ПС с включениями алюмосиликатов производилось по расплавной технологии с использованием двухшнекового микрокомпаундера DSM Xplore 5 ml Microcompounder, производства DSM Xplore (Нидерланды). Смешение осуществлялось при температуре 220°C в течение 5 min и скорости вращения шнеков $\omega = 50 \text{ min}^{-1}$. Затем происходило формование блочных образцов путем впрыскивания расплава полимера в пресс-форму, нагреваемую до 80°C. В зависимости от типа пресс-формы были получены блочные образцы композитов двух видов: пластины размером 50 × 10 × 1.5 mm и лопатки с длиной в рабочей зоне 20 mm, шириной 4 mm и толщиной 1.5 mm. Затем пресс-форма вынималась из микроинжектора и охлаждалась до комнатной температуры на воздухе. Таким образом, были получены блочные образцы из чистого ПС и композитов с включениями алюмосиликатов. Концентрации наполнителей составляли $K = 1, 3, 5, 10$ и 15 wt.%.

Реологические характеристики расплавов композитов определялись с помощью реометра Physica MCR 301 (Anton Paar GmbH, Австрия) в измерительном узле конус–плоскость CP25-2 при 220°C в сдвиговом и динамическом (колебательном) режимах со снижением (Down) и ростом (Top) скорости деформации (круговой частоты) в воздушной атмосфере.

Особенности морфологии композитов на основе ПС и включений из алюмосиликатов различной формы изучались по микрофотографиям поверхности крио-сколов образцов композитов с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Supra-55 (Carl Zeiss, Германия). Для получения поперечных сколов образцы закреплялись в держателе и на несколько секунд погружались в жидкий азот. После охлаждения производился резкий отрыв свободного конца образца с образованием скола по плоскости, перпендикулярной длине пластины. Полученные образцы приклеивались на специальный столик. Для снятия заряда статического электричества и улучшения контраста на исследуемую поверхность проводилось напыление золота. После этого столик с образцами загружался в рабочую камеру микроскопа, и производилось сканирование поверхности сколов образцов электронным пучком.

Исследование влияния включений алюмосиликатов на механические свойства полученных композитов осу-

шествовалось с помощью одноосного растяжения и динамических механических испытаний на трехточечный изгиб. Образцы композитов подвергались одноосному растяжению с помощью универсальной разрывной машины 1958-У10-1 (Россия) при базовой длине 25 mm и скорости растяжения 1 mm/min. На основе диаграмм растяжения были определены значения прочности σ_p , относительного удлинения ε и модуля упругости E . Для проведения данных испытаний использовались лопатки, полученные по описанной выше технологии, с длиной в рабочей зоне 20 mm, шириной 4 mm и толщиной 1.5 mm. Динамический механический анализ на трехточечный изгиб проводился на установке DMA 242 C (Netzsch, Германия) при частоте 1 Hz и динамической силе 2 Н. Расстояние между опорами составляло 25 mm. На основе полученных данных определялся модуль упругости на изгиб E' . Для испытаний использовались композиты в виде пластин с размером $50 \times 10 \times 1.5$ mm.

Результаты и их обсуждение

Реологические характеристики расплавов композитов ПС-алюмосиликатные включения

Чтобы выяснить влияние формы и концентрации алюмосиликатных включений на реологические характеристики расплава ПС-матрицы были проведены реологические исследования. Полученные данные представлены на рис. 1–5. Отметим, что расплавы исследуемых композитов демонстрировали стабильные реологические характеристики в течение всего эксперимента (60 min).

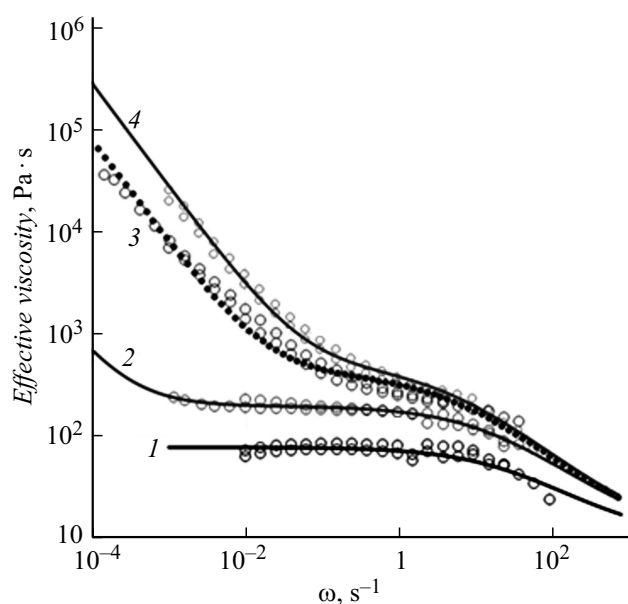


Рис. 1. Зависимость вязкости расплава от скорости сдвига для композитов на основе ПС с различной концентрацией ММТ: 1 — чистый ПС; 2 — 1 wt.% ММТ; 3 — 3 wt.% ММТ и 4 — 5 wt.% ММТ. Кружки — экспериментальные данные, линии — аппроксимация.

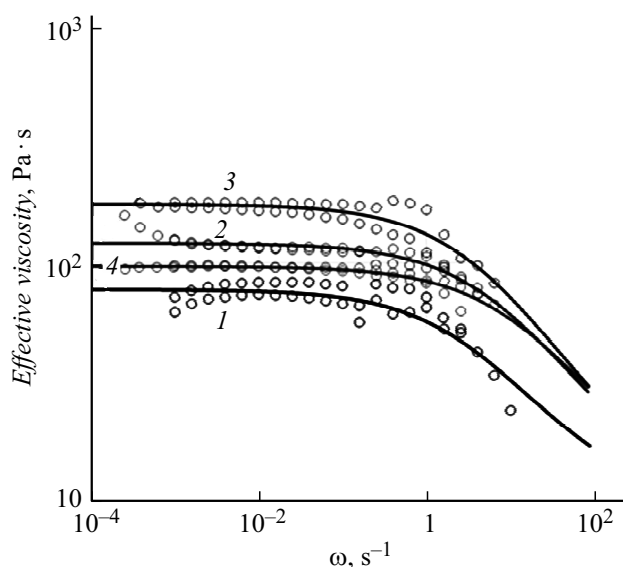


Рис. 2. Зависимость вязкости расплава от скорости сдвига для композитов на основе ПС с различной концентрацией Мика: 1 — чистый ПС; 2 — 1 wt.% Мика; 3 — 3 wt.% Мика и 4 — 5 wt.% Мика. Кружки — экспериментальные данные, линии — аппроксимация.

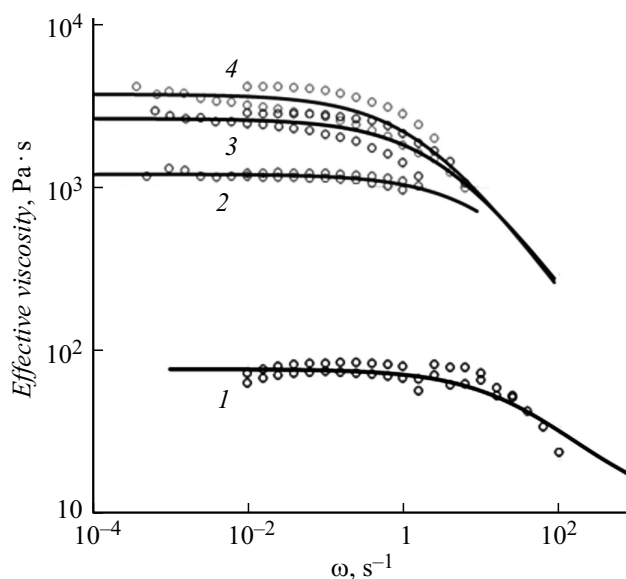


Рис. 3. Зависимость вязкости расплава от скорости сдвига для композитов на основе ПС с различной концентрацией HNT: 1 — чистый ПС; 2 — 5 wt.% HNT; 3 — 10 wt.% HNT и 4 — 15 wt.% HNT. Кружки — экспериментальные данные, линии — аппроксимация.

Расплав ненаполненного ПС не подчиняется правилу Кокса–Мерца и является неньютоновской жидкостью. Вязкость в сдвиговом режиме равна динамической вязкости (действительная часть комплексной вязкости) при равенстве значений скорости деформации и круговой частоты.

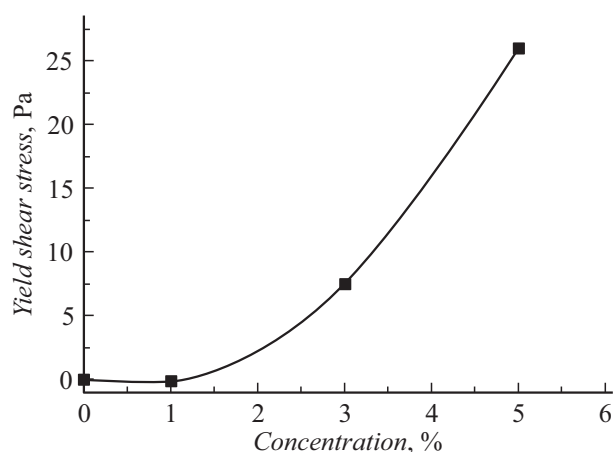


Рис. 4. Условный предел текучести, рассчитанный при заданной наименьшей ньютоновской вязкости ($10 \text{ Pa} \cdot \text{s}$) в зависимости от содержания ММТ.

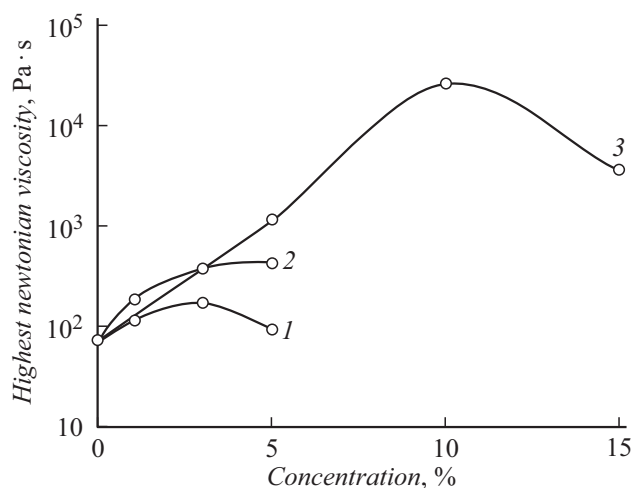


Рис. 5. Наибольшая ньютоновская вязкость, рассчитанная при заданной наименьшей ньютоновской вязкости ($10 \text{ Pa} \cdot \text{s}$) в зависимости от содержания включений: 1 — ПС + Миса, 2 — ПС + ММТ, 3 — ПС + ННТ.

Из рис. 1–3 видно, что все исследуемые композиты на основе ПС с алюмосиликатными включениями также являются неньютоновскими жидкостями. Введение включений приводит к увеличению вязкости расплава пропорционально концентрации наполнителя, за исключением композитов с 5 wt.% Миса. Наибольший эффект наблюдается при введении ММТ. Эффективная вязкость при 5 wt.% ММТ возрастает на 4 порядка по сравнению с чистым ПС. Увеличение вязкости расплавов при низких скоростях сдвига свидетельствует о формировании сеточной структуры между полимером и наполнителями, что подтверждается рис. 4 и данными [24,25]. Увеличение содержания ММТ приводит к упрочнению надмолекулярной структуры (росту условного предела текучести) и повышению наибольшей ньютоновской вязкости за счет образования сольватных оболочек свя-

зующего на частицах включений. Вязкость расплавов композитов ПС + ММТ находится в технологическом диапазоне скоростей деформации ($0.1\text{--}100 \text{ s}^{-1}$) и достигает $3000 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ за счет формирования надмолекулярной структуры.

В случае введения частиц Миса вязкость расплава композита не превышает $180 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ в технологическом диапазоне скоростей деформации, но остается достаточной для переработки данного композита по расплавному методу. При концентрации включений Миса и ММТ более 5 wt.% наблюдается насыщение, которое приводит к снижению дальнейшего роста наибольшей ньютоновской вязкости (рис. 5).

При введении ННТ такой эффект наблюдается при концентрации включений более 10 wt.% (рис. 5). Стоит отметить, что вязкость расплава композита с 15 wt.% ННТ достигает $3800 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ (рис. 3) в технологическом диапазоне скоростей деформации, что затрудняет изготовление композитов по расплавному методу.

Структура композитов ПС-алюмосиликатные включения

На рис. 6 и 7 представлены микрофотографии поверхности поперечных крио-сколов блочных образцов чистого ПС и композитов на его основе.

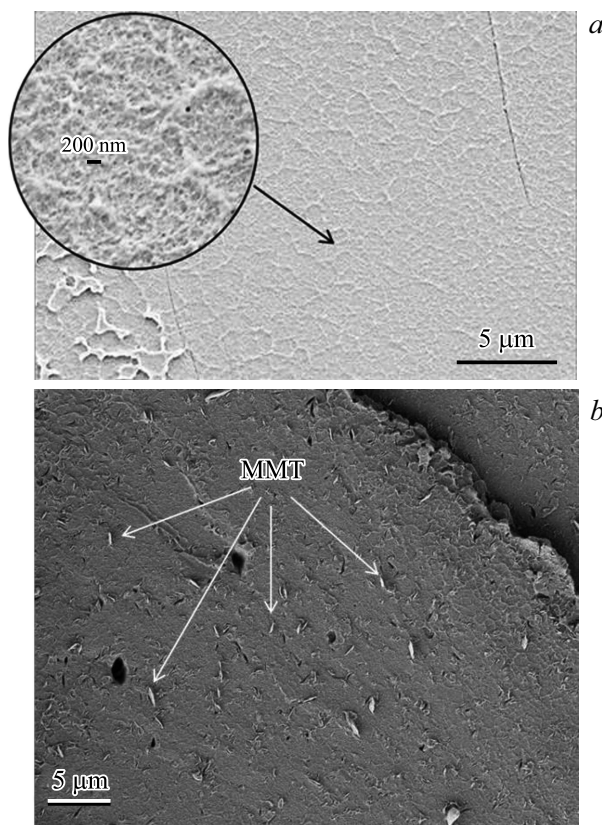


Рис. 6. Микрофотографии поверхности криосколов блочных образцов из чистого полистирола (а) и композита ПС + 3 wt.% ММТ (b).

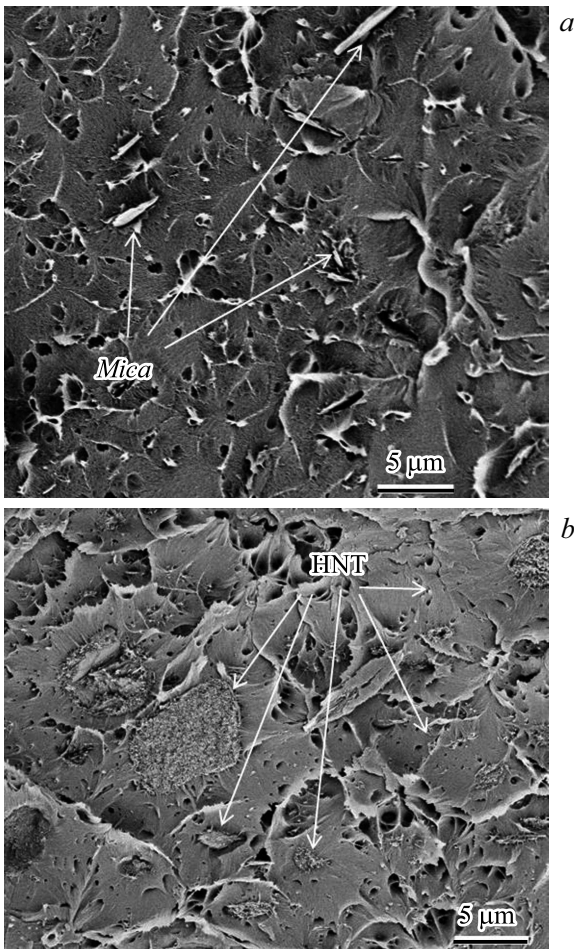


Рис. 7. Микрофотографии поверхности криосколов блочных образцов из композитов ПС + 3 wt.% Миса (а) и ПС + 10 wt.% ННТ (б).

Как видно из приведенных микрофотографий, включения Миса и ММТ достаточно равномерно распределяются в объеме ПС-матрицы в виде небольших агрегатов с размером до 1–2 μm (рис. 6, б, 7, а). Однако добиться получения композита с интеркалированной структурой данным способом не удалось. Вероятно, помимо механического смешения необходимо использовать дополнительные технологические операции, повышающие совместимость полимера со слоистым силикатом (например, модифицирование алюмосиликатных включений органическими катионами) [26–29]. Галлузитные нанотрубки при введении в малых концентрациях распределяются в объеме ПС-матрицы в виде отдельных частиц с диаметром ~ 100 nm и длиной до 1 μm (рис. 7, б). При концентрации 10 wt.% появляются агрегаты эллипсообразной формы со средним размером 5 μm. Это обусловлено тем, что, как было показано при реологическом исследовании, при данной концентрации ННТ вязкость расплава существенно возрастает, что осложняет качественное диспергирование включений в расплаве ПС-матрицы.

Механические свойства композитов ПС-алюмосиликатные включения

Влияние формы и концентрации алюмосиликатных включений на механические свойства ПС-композитов определялось на основе одноосного растяжения и динамического механического анализа на трехточечный изгиб по описанным выше методикам. В таблице представлены значения основных механических характеристик композитов на основе ПС и алюмосиликатных включений, полученных на основе диаграмм растяжения.

Отметим, что при испытании на растяжение для образцов из чистого ПС и композита, наполненного до 5 wt.% Миса, характерно пластическое разрушение с наличием области условного предела текучести на диаграмме растяжения. В то же время для композитов с ННТ и ММТ наблюдается хрупкое разрушение вне зависимости от концентрации включений. Экспериментальные данные согласуются с результатами, полученными другими авторами для различных термопластичных матриц и исследуемых включений [30–33].

Введение частиц Миса приводит к повышению модуля упругости композита и при максимальном наполнении 5 wt.% достигает 1.9 GPa, в то время как для чистого ПС он составляет 1.6 GPa. При этом удлинение до разрыва снижается на 30% и достигает значения 3.9%. Стоит отметить, что прочность композитов с включениями Миса не зависит от концентрации и остается на уровне чистого ПС ($\sigma_p = 56$ MPa).

Введение включений ННТ вызывает повышение модуля упругости аналогично Миса. Однако при введении данного наполнителя не удается достичь повышения модуля жесткости при концентрации наполнителя 5 wt.%, значение $E = 2$ GPa достигается при наполнении ННТ порядка 10 wt.%. Дальнейшее увеличение концентрации включений не приводит к росту модуля упругости. При этом удлинение снижается на 60%, а прочность почти на 20%.

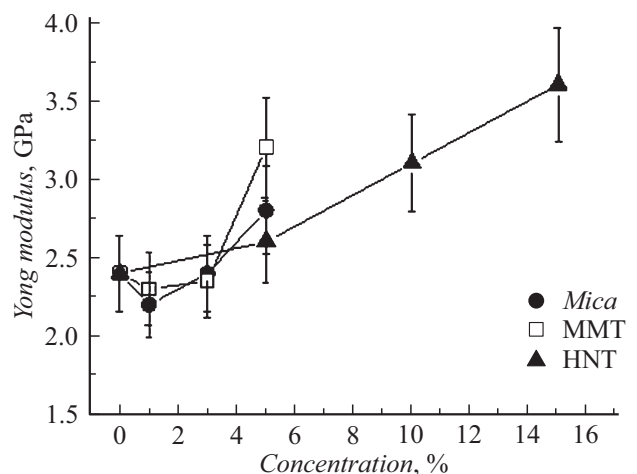


Рис. 8. Зависимость модуля упругости ПС композитов от типа и концентрации алюмосиликатного наполнителя при испытании образцов на трехточечный изгиб методом ДМА.

Механические свойства композитов на основе ПС и включений Мiса, ННТ и ММТ, полученные из диаграмм растяжения

| Образец | Предел прочности, МПа | Модуль упругости, GPa | Относительная деформация при разрушении, % |
|-------------|-----------------------|-----------------------|--|
| ПС чистый | 56 ± 1 | 1.6 ± 0.1 | 5.6 ± 0.2 |
| ПС + 1%Мiса | 56 ± 4 | 1.84 ± 0.02 | 4.4 ± 0.13 |
| ПС + 3%Мiса | 54 ± 2 | 1.86 ± 0.04 | 4.1 ± 0.21 |
| ПС + 5%Мiса | 56 ± 5 | 1.94 ± 0.05 | 3.9 ± 0.3 |
| ПС + 5%ННТ | 52 ± 1 | 1.68 ± 0.15 | 5.7 ± 0.3 |
| ПС + 10%ННТ | 49 ± 6 | 2.0 ± 0.06 | 2.8 ± 0.5 |
| ПС + 15%ННТ | 46 ± 4 | 2.08 ± 0.09 | 2.4 ± 0.2 |
| ПС + 1%ММТ | 58 ± 4 | 1.85 ± 0.04 | 3.9 ± 0.4 |
| ПС + 3%ММТ | 50 ± 4 | 1.89 ± 0.04 | 2.9 ± 0.3 |
| ПС + 5%ММТ | 46 ± 2 | 1.93 ± 0.07 | 2.6 ± 0.2 |

Влияние частиц ММТ на механические свойства композитов из ПС аналогично ННТ. Уже при концентрации 5 wt.% ММТ прочность образцов снижается с 56 до 46 МПа, а удлинение с 5.6 до 2.6%. Модуль упругости при этом наполнении достигает максимального значения $E = 1.9$ GPa.

Таким образом, при введении алюмосиликатов в виде включений Мiса до 5% удается повысить жесткость композитов и сохранить их прочность на уровне чистого ПС без сильного охрупчивания образцов. Введение других типов включений (ННТ и ММТ) хоть и приводит к повышению жесткости композитов, но при этом снижается прочность и эластичность материалов.

Для большинства изделий из полимерных материалов важно не только обеспечить их способность сопротивляться деформированию при растяжении, но и сохранять надежность конструкции при действии изгибающих нагрузок. Было проведено исследование влияния типа и концентрации алюмосиликатных включений на значение модуля упругости при изгибе (рис. 8).

Как видно из рис. 8, введение в объем полимерной матрицы более жестких частиц приводит к росту модуля упругости композита на изгиб с увеличением концентрации включений. Так, при 5% Мiса наблюдается резкое возрастание модуля упругости ПС-композита от уровня ненаполненного полимера ($E' = 2.4$ GPa) до значений 3.2 GPa. Максимальное полученное увеличение на 50% модуля упругости при изгибе было получено при введении 15% ННТ. Введение меньших концентраций не приводит к возрастанию E' , и его значение остается на уровне чистого ПС $E' = 2.4$ GPa. Значения E' для композитов ПС + ММТ имеют средние значения между образцами, наполненными Мiса и ННТ.

В отличие от исследованных нами ранее композитов на основе ПММА и ПС-матриц с нановключениями модифицированных силаном наночастиц SiO₂ [34] композиты на основе ПС с включениями алюмосиликатов обладают повышенным значением модуля упругости при меньших концентрациях нановключений (5% Мiса и 15% ННТ), в то время как SiO₂ необходимо вводить

около 20%. Сами же максимально достигнутые значения модуля упругости для исследуемых композитов ПС с нановключениями различной геометрической формы находятся примерно на одном уровне, около 3.2 GPa.

Заключение

Таким образом, в работе по расплавной технологии были получены образцы композитов на основе полистирольной полимерной матрицы с добавлением включений алюмосиликатов различной формы. Были проведены исследования реологических характеристик расплавов композитов и контроль равномерности распределения включений в композите при разных концентрациях наполнителей. Вязкоупругие свойства образцов исследовались методом ДМА. Механические свойства образцов исследовались при испытаниях на одноосное растяжение и трехточечный изгиб. Было показано, что при введении алюмосиликатов в виде включений Мiса до 5% удается повысить жесткость композитов и сохранить их прочность на уровне чистого ПС без сильного охрупчивания образцов. Введение других типов включений (ННТ и ММТ) хоть и приводит к повышению жесткости композитов, но при этом снижается прочность и эластичность материалов. Существенное возрастание модуля упругости композита на изгиб (вплоть до 50%) было достигнуто при введении 15% галлуазитных нанотрубок или 5% Мiса.

Полученные результаты позволят в дальнейшем провести исследования нелинейно-упругих свойств синтезированных композитов, в частности, изучить формирование и эволюцию в них объемных нелинейных волн деформации. Такие волны перспективны для разработки методик неразрушающего контроля и дефектоскопии функциональных и конструкционных элементов, выполненных из композитных материалов.

ОАМ, ИВС и ЯМБ благодарят Российский научный фонд за финансовую поддержку исследования в рамках гранта № 17-72-20201.

Список литературы

- [1] Beltukov Y.M., Kozub V.I., Parshin D.A. // Phys. Rev. B. 2013. Vol. 87. P. 134203.
- [2] Бельтюков Я.М., Паршин Д.А. // Письма в ЖЭТФ. 2016. Т. 104. С. 570.
- [3] Beltukov Y.M., Parshin D.A. // Письма в ЖЭТФ. 2011. Т. 93. С. 660.
- [4] Leonforte F., Boissiere R., Tanguy A.J., Wittmer P., Barrat J.-L. // Phys. Rev. B. 2005. Vol. 72. N 22. P. 224206.
- [5] Пул Ч., Оуэнс Ф. Нанотехнологии. М.: Техносфера, 2004. 327 с.
- [6] Van R.A., Maguire J.F. // Chem. Mater. 2007. Vol. 19. P. 2736–2751.
- [7] Njugunal J., Pielichowski K., Desai S. // Polym. Adv. Technol. 2008. Vol. 19. P. 947–959.
- [8] Серенко О.А., Луцкейкин Г.А., Гетманова Е.В., Гриценко О.Т., Музафаров А.М. // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 9. С. 63–66.
- [9] Hanemann T., Szabó D.V. // Materials. 2010. N 3. P. 3468–3517.
- [10] Papageorgiou D.G., Kinloch I.A., Young R.J. // Progr. Mater. Sci. 2017. Vol. 90. P. 75–127.
- [11] Lopes P., Martins A.C., Lancers-Mendez S. // Progr. Surf. Sci. 2014. Vol. 89. P. 239–277.
- [12] Юрков Г.Ю., Фионов А.С., Кокиаров Ю.А., Колесов В.В., Губин С.П. // Неорган. материалы. 2007. Т. 43. № 8. С. 936–947.
- [13] Гладченко С.В., Полоцкая Г.А., Грибанов А.В., Знон-ник В.Н. // ЖТФ. 2002. Т. 72. Вып. 1. С. 105–109.
- [14] US patent 2531396. 1956. National Lead Co.2.
- [15] US patent 3084117. 1963. Union Oil Co.
- [16] Kojima Y., Usuki A., Kawasumi M., Okada A., Fukushima Y., Kurauchi T. et al. // J. Mater. Res. 1993. N 8. P. 1185–1189.
- [17] Kojima Y., Usuki A., Kawasumi M., Okada A., Kurauchi T., Kamigaito O. // J. Polym. Sci. A. 1993. Vol. 31. P. 1755.
- [18] Kojima Y., Usuki A., Kawasumi M., Okada A., Kurauchi T., Kamigaito O. // J. Appl. Polym. Sci. 1993. Vol. 49. P. 1259.
- [19] Yano K., Usuki A., Okada A., Kurauchi T., Kamigaito O. // J. Polym. Sci. A. 1993. Vol. 31. P. 2493.
- [20] Чвалун С.Н., Новокшионова Л.А., Коробко А.П., Бревнов П.Н. // РХЖ (журн. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева). 2008. Т. LII. № 5. С. 52–57.
- [21] Дрейден Г.В., Самсонов А.М., Семенова И.В. // ЖТФ. 2008. Т. 78. Вып. 5. С. 8–14.
- [22] Дрейден Г.В., Самсонов А.М., Семенова И.В. // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. Вып. 11. С. 20–26.
- [23] Samsonov A.M. Strain Solitons in Solids and how to construct them. London, NY: Chapman & Hall/CRC Press, Boca Raton, 2001. 248 p.
- [24] Naira K.C., Kumara R.P., Thomas S., Schüb S.C., Ramamurthy K. // Composites Part A: Appl. Sci. Manufactur. 2000. Vol. 31. N 11. P. 1231–1240.
- [25] Gelfer M.Y., Song H.H., Liu L., Hsiao B.S., Chu B., Rafailovich M., Si M., Zaitsev V. // J. Polym. Sci. Part B: Polym. Phys. 2003. Vol. 41. N 1. P. 44–54.
- [26] Hao Li, Yunzhao Yu, Yukun Yang // Europ. Polym. J. 2005. Vol. 41. N 9. P. 2016–2022.
- [27] Manias E., Touny A., Wu L., Strawhecker K., Lu B., Chung T.C. // Chem. Mater. 2001. Vol. 13. P. 3516.
- [28] Kawasumi M., Hasegawa N., Kato M., Usuki A., Okada A. // Macromolecules. 1997. Vol. 30. P. 6333.
- [29] Vaia R.A., Sauer B.B., Tse O.K., Giannelis E.P. // J. Polym. Sci. B. 1997. Vol. 35. P. 59–67.
- [30] Daoji Gan, Shiqiang Lu, Caisheng Song, Zhijian Wang // Europ. Polym. J. 2001. Vol. 37. 7. P. 1359–1365.
- [31] Nan-ying Ning, Qin-jian Yin, Feng Luo, Qin Zhang, Rongni Du, Qiang Fu. // Polymer. 2007. Vol. 48. N 25. P. 7374–7384.
- [32] Prashantha K., Lacrampe M.F., Krawczak P. // Polym. Lett. 2011. Vol. 5. N 4. P. 295–307.
- [33] Cyrasa V.P., Manfredia L.B., Ton-Thatb M.-T., Vázquez A. // Carbohydrate Polym. 2008. Vol. 73. N 1. P. 55–63.
- [34] Москалюк О.А., Самсонов А.М., Семенова И.В., Смирнова В.Е., Юдин В.Е. // ЖТФ. 2017. Т. 87. Вып. 2. С. 106–110.