

УДК 541.64:539.3

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОДНОРОДНО ДЕФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИМЕРА, НАПОЛНЕННОГО ЧАСТИЦАМИ ЭЛАСТОМЕРА

**© 2002 г. С. Л. Баженов, Т. Е. Гроховская, Д. Г. Носова,  
В. С. Авинкин, О. А. Серенко**

*Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова Российской академии наук  
117393 Москва, Профсоюзная ул., 70*

Поступила в редакцию 18.12.2001 г.

Принята в печать 08.04.2002 г.

Исследованы деформационно-прочностные свойства сополимера этилена с винилацетатом, наполненного частицами резины. Установлено, что в исследованном композите не происходит переход к хрупкому разрушению. На основании этого сделан общий вывод о связи хрупкого разрушения наполненных термопластов с образованием и распространением шейки в матричном полимере. Если матрица деформируется однородно без образования шейки, введение частиц наполнителя не приводит к охрупчиванию композита. В зависимости от содержания наполнителя наблюдаются два механизма разрушения. При небольших степенях наполнения разрушение композита происходит вследствие разрыва матрицы. Разрушению матрицы предшествует стадия образования и роста пор, сформированных после разрыва частиц. При высоких степенях наполнения разрушение частиц резины сразу же приводит к разрыву материала. Разрушающая деформация композита в этом случае примерно равна деформации разрушения частиц. Обсуждается аналогия поведения прочности наполненного композита и гибридных волокнистых композитов.

### ВВЕДЕНИЕ

Хорошо известно, что наполнение полимера жесткими неорганическими частицами приводит к снижению деформативности материала. Наблюдаются два принципиально различных типа поведения наполненных полимерных композитов при увеличении концентрации частиц. Если в качестве матрицы используется каучук, предельная деформация монотонно уменьшается с ростом степени наполнения вследствие снижения содержания полимера в объеме материала [1]. Согласно Nielsen, при идеальной адгезии между жесткими частицами наполнителя и матрицей, когда исключено отслоение наполнителя, разрушающая деформация композита описывается выражением [1]

$$\varepsilon = \varepsilon_m (1 - V_f^{1/3}), \quad (1)$$

---

E-mail: Bazhenov@ispn.ru (Баженов Сергей Леонидович).

где  $\varepsilon_m$  – деформация разрушения не наполненного матричного полимера,  $V_f$  – объемная доля наполнителя.

Согласно формуле (1), для получения композита с высокой деформативностью необходимо использовать матрицу с большим предельным удлинением. Так, при  $V_f = 0.5$  деформативность композита должна быть в ~5 раз ниже, чем у матричного полимера. Типичное значение разрушающей деформации термопластичных полимеров 400–900%, и предельная деформация композитов на их основе должна быть 80–180%. Таким образом, наполненный композит должен оставаться высокодеформативным материалом. Именно так ведут себя наполненный каучук и наполненный ПТФЭ [1, 2].

В работе [3] было описано принципиально иное поведение ПЭВП, наполненного частицами  $\text{CaCO}_3$ . При малых концентрациях частиц компо-

зит оставался пластичным, однако при степенях наполнения выше некоторого критического значения (~10 об. %) он становился хрупким. При этом происходило резкое, в ~50 раз, падение деформативности материала. Здесь и далее термин "хрупкое разрушение" предполагает, что разрушающая деформация композита не превышает 10–15%. Такое поведение типично для большого ряда полимеров с жестким наполнителем – ПЭВП, ПП, ПК, ПВХ, ПЭТФ [2–5]. Теория этого явления предложена в работах [4, 6, 7].

Согласно работам [6, 7], переход к хрупкому разрушению характеризуется тем, что шейка перестает распространяться вдоль образца, и разрыв происходит в процессе ее образования. Критическое содержание наполнителя при переходе к хрупкому разрушению не является константой и возрастает при увеличении степени упрочнения матрицы. В работах [4, 5] наблюдали удовлетворительное согласие предсказанных теорией критических степеней наполнения с экспериментом для композитов, наполненных жесткими частицами. Концентрационная область пластического поведения материала определяется степенью деформационного упрочнения матрицы [2, 4, 5]. Таким образом, разрушающее удлинение композитов на основе перечисленных выше матриц определяется не столько их предельным удлинением, сколько степенью упрочнения матрицы, что принципиально отличает такие композиты от наполненных эластомеров.

Переход к хрупкому разрушению наблюдали и в композиционных материалах, состоящих из термопластичной матрицы (ПЭ или ПП) и частиц резины [8]. Если развитые в работах [4–7] представления верны, то в композите на основе деформирующейся без образования шейки матрицы не должно быть перехода к хрупкому разрушению. Цель настоящей работы состоит в проверке данного предположения.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для приготовления композиций использовали сополимер этилена с винилацетатом марки 11306-075. В качестве наполнителя применяли резиновый порошок, полученный валковым способом измельчения автомобильных шин. Состав резиновых частиц приведен в работе [9]. Размер частиц резины 50–600 мкм.

Композиционный материал получали смешением компонентов в расплаве на одношnekовом лабораторном экструдере с диаметром шнека 32 мм и отношением длины шнека к диаметру, равным 12. Экструдер имел две зоны обогрева. Температура по зонам – 120 и 130°C. Камера смешения состояла из концентрических цилиндров длиной 120 мм с зазором 1 мм между ними; внутренний цилиндр является продолжением ротора. Концентрацию резинового порошка в композите изменяли от 2 до 90 мас. % (1.6–88 об. %).

Пластины толщиной 2 мм прессовали в течение 10 мин при 150°C и давлении 10 МПа с последующим охлаждением до 20°C под давлением в течение 10 мин. Из полученных пластин вырубали образцы в виде двусторонних лопаток с размерами рабочей части 5 × 35 мм. Композиты испытывали на динамометрической установке 2038Р-005 при скорости растяжения 20 мм/мин.

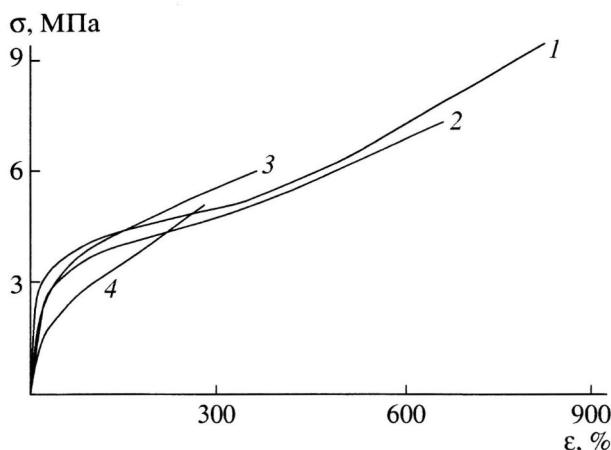
Микроскопическое изучение процесса деформирования образцов проводили при помощи ручного механического устройства, позволяющего растягивать образец непосредственно под объективом оптического микроскопа МБС-9 в отраженном свете. Скорость растяжения при этих испытаниях в ~10 раз ниже, чем при механических исследованиях.

Поверхность разрушенных образцов изучали с помощью микроскопа МБС-9 и растрового электронного микроскопа "Hitachi S-520".

Кристаллическую структуру сополимера этилена-виналацетат и композитов на его основе исследовали методом ДСК на термоанализаторе TA 4000 фирмы "Mettler". Температурный интервал исследования –30...+150°C, скорость нагревания 10 град/мин.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Композиционный материал на основе сополимера этилена с винилацетатом характеризуется хорошим адгезионным взаимодействием на границе матрица–наполнитель, обусловленным наличием полярных групп как в полимерной матрице, так и на поверхности частиц резины [10]. При хорошей межфазной адгезии, когда происходит

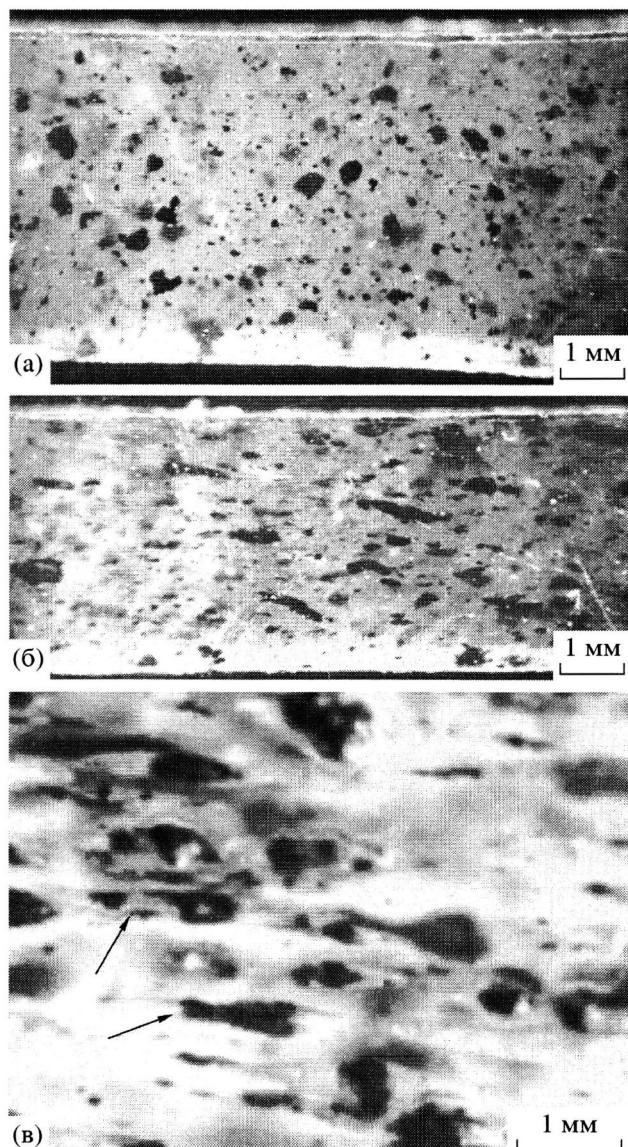


**Рис. 1.** Кривые растяжения композитов сополимер этилена с винилацетатом–резина, содержащих 0 (1), 1.6 (2), 26 (3) и 66 об. % (4) наполнителя.

смачивание расплавом полимера поверхности наполнителя, может измениться скорость кристаллизации полимера и, следовательно, его кристаллическая структура [11].

При изменении содержания наполнителя от 0 до 45 об. % температура плавления сополимера остается  $85 \pm 1^\circ\text{C}$ , а степень кристалличности  $22 \pm 1\%$ , т.е. присутствие частиц резины в полимере не изменяет степень кристалличности полимерной матрицы и ее температуру плавления. Следовательно, используемый эластичный наполнитель не влияет на кристаллическую структуру материала.

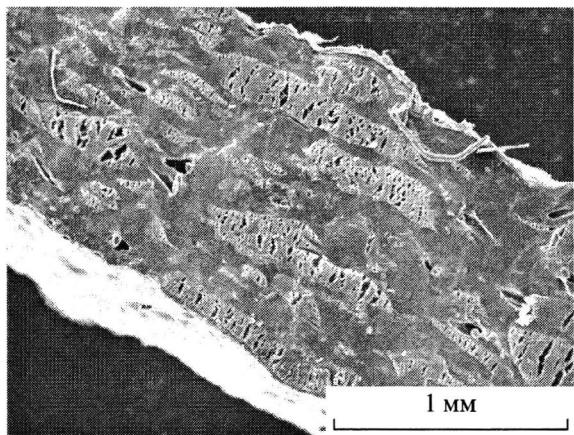
На рис. 1 приведены кривые растяжения сополимера этилен–винилацетат и композитов на его основе. Характерной особенностью деформирования ненаполненного полимера является отсутствие зуба текучести (кривая 1). Сополимер деформируется без образования шейки, и напряжение монотонно повышается с ростом деформации. Введение небольшого количества частиц резины не приводит к изменению вида диаграммы растяжения (кривая 2). При содержании эластичного наполнителя выше 26 об. % конечные участки кривых растяжения проходят выше кривой растяжения матричного полимера (кривые 3, 4). Это свидетельствует о том, что частицы резины деформируются вместе с полимерной матрицей, и напряжение в них при значительных деформациях оказывается большим, чем в матрице.



**Рис. 2.** Поверхность материала, содержащего 1.6 об. % частиц резины, растянутого на 0 (а), 150% (б), и поверхность разрушенного образца (в). Стрелками указаны частицы, разрушенные и отслоенные от матричного полимера.  $\times 10$  (а, б) и  $\times 200$  (в).

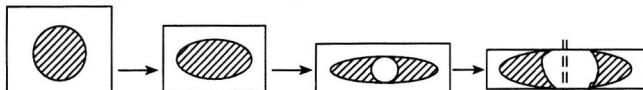
#### Оптическое исследование деформирования

На рис. 2 приведены оптические фотографии поверхности образца, содержащего 1.6 об. % наполнителя, при различных удлинениях. При растяжении образца до  $\sim 150\%$  частицы наполнителя деформируются вместе с полимерной матрицей, о чем свидетельствует их удлинение вдоль оси растяжения (рис. 2б). При деформации  $\sim 170\%$  происходит отслоение наиболее крупных частиц от матрицы. Отслоение начинается в полюсе час-

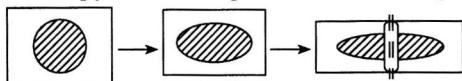


**Рис. 3.** Боковая поверхность разрушенного композита, содержащего 36 об. % наполнителя.

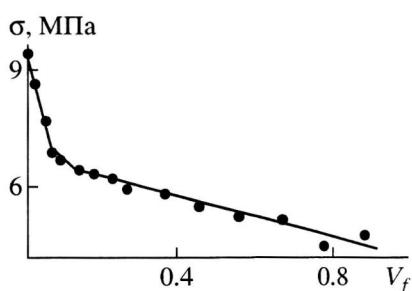
#### I. Рост пор и разрыв матрицы



#### II. Разрушение матрицы вследствие разрыва частиц



**Рис. 4.** Схема двух механизмов разрушения композита. Пояснения в тексте.



**Рис. 5.** Концентрационная зависимость прочности композита сополимер этилена с винилацетатом–резина.

тиц, причем первоначально размер зоны отслоения невелик. Размер и количество областей отслоения возрастает с удлинением. При деформации ~300% появляются множественные разрывы частиц резины. Дальнейшее деформирование композита осуществляется путем растяжения матрицы и удлинения образовавшихся пор. На рис. 2в приведена фотография поверхности разрушенного об-

разца. Наблюдаются множество пор, образованных как при разрушении, так и при отслоении частиц наполнителя от матрицы. Описанное выше поведение характерно для резинопластов, содержащих не более 13 об. % эластомера.

На рис. 3 приведены электронные фотографии боковой поверхности разрушенного композита, содержащего 36 об. % наполнителя. Образец разрушился при деформации 340%. На фотографии видны множественные разрывы частиц. Очевидно, в этом случае разрушение композита происходит вследствие разрыва частиц.

Таким образом, наблюдается два механизма разрушения композита сополимер этилена с винилацетатом – резина, схематично представленные на рис. 4. При малых концентрациях частиц (тип I) их разрыв ведет к образованию пор. Разрушение и отслоение частиц не приводит к катастрофическому разрушению материала, и матрица сохраняет способность к дальнейшему растяжению. При больших концентрациях наполнителя (тип II) разрыв частиц инициирует разрушение композита. В этом случае предельная деформация композита примерно равна деформации разрушения частиц.

#### Прочность резинопластов

На рис. 5 показана зависимость прочности композита от объемной доли частиц резины. Введение наполнителя приводит к снижению прочности, особенно заметному при малых степенях наполнения. Экстраполируя зависимость  $\sigma - V_f$  к  $V_f = 1$ , можно оценить прочность частиц наполнителя  $\sigma_f$ , которая оказалась равной 4.3 МПа.

Для анализа концентрационной зависимости предела прочности материала рассмотрим модель, в которой частицы кубической формы уложены в узлах регулярной кубической решетки [12] (рис. 6а). Ячейка периодичности в данной модели – куб с единичной длиной ребра, в центре которого расположена частица (рис. 6б). Естественно предположить, что трещина распространяется через слабейшее сечение образца, т.е. в плоскости частиц  $AB$  на рисунке 6б. Растягивающее напряжение в этом сечении равно сумме напряжений в матрице и частицах с учетом их сечения

$$\sigma_c = \sigma_m(\varepsilon)S_m + \sigma_f(\varepsilon)S_f, \quad (2)$$

где  $\sigma_m$  и  $\sigma_f$  – инженерное напряжение в матрице и частицах резины,  $S_m$  и  $S_f$  – их площадь,  $\varepsilon$  – деформация материала в слабейшем сечении.

Вследствие малой жесткости наполнителя деформация частиц в этом сечении предполагается равной деформации матрицы. Площадь частицы в рассматриваемом сечении равна  $V_f^{2/3}$ , и уравнение (2) приобретает вид

$$\sigma_c = \sigma_m(\varepsilon)(1 - V_f^{2/3}) + \sigma_f(\varepsilon)V_f^{2/3} \quad (3)$$

В низконаполненных композитах (первый тип разрушения) частицы разрушаются задолго до полного разрыва матрицы и можно считать  $\sigma_f = 0$ . В этом случае прочность материала определяется лишь прочностью матрицы, и уравнение (3) сводится к формуле Смита для слабо связанных частиц

$$\sigma_c = \sigma_{0m}(1 - V_f^{2/3}) \quad (4)$$

( $\sigma_{0m}$  – предел прочности матрицы).

При высоких концентрациях частиц их разрыв приводит к разрушению материала в целом, и напряжением в частицах пренебречь нельзя. В этом случае прочность композита описывается уравнением (3), в котором  $\sigma_m$  – напряжение в матрице при деформации, равной деформации разрушения частиц  $\varepsilon_f$ .

Согласно результатам оптических исследований, предельная деформация частиц резины равна  $\sim 300\%$ . Предполагая равенство деформаций матрицы и наполнителя, из диаграммы растяжения полимера можно оценить величину напряжения в матрице  $\sigma_m$ , которое при  $\varepsilon_f = 300\%$  равно  $\sim 5$  МПа.

Согласно формулам (3) и (4), изменение прочности композита при увеличении степени наполнения должно быть линейным в координатах  $\sigma - V_f^{2/3}$ . На рис. 7 приведена зависимость прочности композита сополимер этилена с винилацетатом–резина в указанных координатах, которая описывается двумя линейными участками с изломом в точке  $V_f \sim 13$  об. %. Причиной излома, очевидно, является изменение механизма разрушения композита.

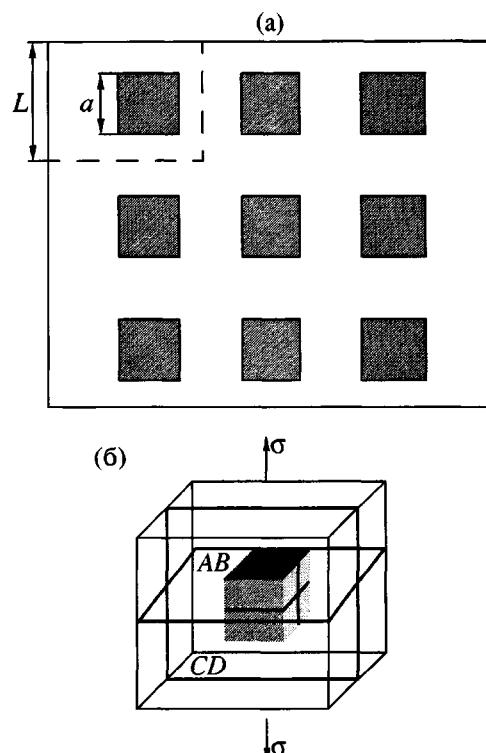


Рис. 6. Структурная модель композиционного материала (а) и ячейка периодичности (б).

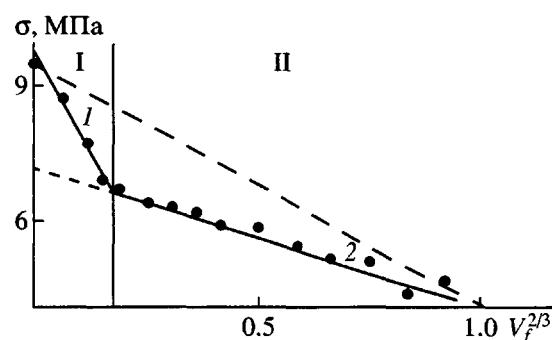
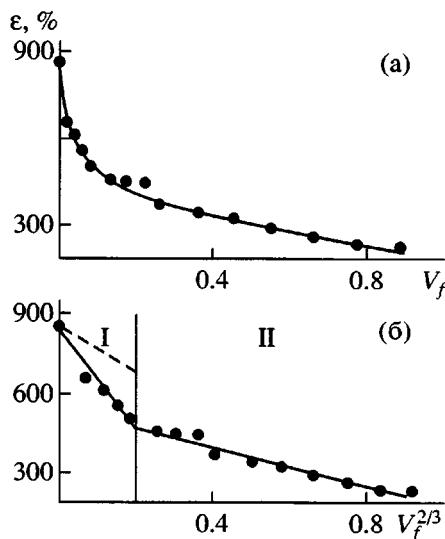


Рис. 7. Зависимость прочности композита от  $V_f^{2/3}$ : областя разрушения композита по типу механизма I (1) и II (2). Штриховыми линиями приведены экстраполяция к  $V_f = 0$  и зависимость, построенная по "правилу смеси".

Экстраполируя прямую 2 к  $V_f = 0$ , находим величину прочности полимера при деформации разрушения частиц  $\sigma_m(\varepsilon_f) = 7.3$  МПа. Данное значение несколько больше величины, полученной из диаграммы растяжения полимера ( $\sigma_m(\varepsilon) = 5$  МПа при  $\varepsilon = 300\%$ ). Несоответствие может быть объ-



**Рис. 8.** Зависимости деформации материала от  $V_f$  (а) и от  $V_f^{2/3}$  (б). Штриховая линия – зависимость, определенная по формуле (7).

ясено концентрацией напряжения и деформации матричного полимера вблизи частиц.

Таким образом, прочность низконаполненных композитов определяется прочностью полимера и концентрацией частиц. Перед разрушением материала частицы наполнителя разорваны и не несут нагрузку. Прочность высоконаполненных композитов определяется прочностью частиц резины и их содержанием, а также напряжением в матричном полимере при разрушении частиц. Последняя величина меньше предела прочности ненаполненного полимера, т.е. при разрыве композита матричный полимер недогружен.

Отметим аналогию разрушения материала сополимер этилена с винилацетатом–резина с волокнистыми гибридными композитами. Примером является однодиагональный стеклоуглеродистый пластик, состоящий из параллельно уложенных стеклянных и углеродных волокон и эпоксидной матрицы. Деформативность углеродных волокон в 2–3 раза ниже деформативности стекловолокон. При малом содержании низкодеформативных волокон в процессе растяжения они постепенно разрушаются, при этом высокодеформативные стекловолокна сохраняют свою целостность. Как следствие, к моменту разрыва стекловолокон углеродные волокна разрушены и нагрузки не несут. При большом содержании углеродных волокон их разрыв приводит к катастрофическому разрушению все-

го композита и, в частности, стекловолокон. Последние разрушаются при деформации разрушения углеродных волокон, а не при деформации разрушения стекловолокна. Вследствие этого нагрузка в них ниже предела прочности, и волокно недогружено. В результате прочность гибридного композита  $\sigma$  ниже суммарной прочности волокон с учетом их долей

$$\sigma = V_1 \sigma_1 + V_2 \sigma_2, \quad (5)$$

где  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$ ,  $V_1$  и  $V_2$  – прочности и объемные доли стеклянных и углеродных волокон. Последнее соотношение называют “правилом смеси”. Меньшие величины прочности гибридного волокнистого композита, по сравнению с ожидаемыми аддитивными, называют гибридным эффектом, причиной которого является различная деформативность волокон. При фиксированной суммарной доле стеклянных и углеродных волокон это выражается в характерной V-образной зависимости прочности от содержания углеродных волокон [13].

Дисперсно наполненный композит сополимер этилена с винилацетатом–резина также демонстрирует гибридное поведение, которое проявляется в виде характерного излома на концентрационной зависимости прочности (рис. 7). Причины данного эффекта те же, что и в описанном выше волокнистом композите: разная деформативность полимера и частиц резины, а также сравнимые значения их прочности. При малой концентрации наполнителя перед разрушением материала частицы резины разорваны и не несут нагрузки, а при большой их концентрации перед разрушением недогружена матрица. Таким образом, наблюдается аналогия поведения с волокнистым гибридным композитом.

Для сравнения на рис. 7 приведена штриховая прямая, соответствующая правилу смеси, которое для дисперсно наполненных систем имеет следующий вид:

$$\sigma_c = \sigma_{0m}(1 - V_f^{2/3}) + \sigma_f V_f^{2/3} \quad (6)$$

#### Деформация разрушения

На рис. 8а представлена зависимость разрушающей деформации резинопластика от объемной доли частиц резины. При концентрации <1.6 об. %

частиц резины наблюдается резкое снижение деформативности резинопласта с 900 до 600%. Дальнейшее увеличение концентрации наполнителя приводит к незначительному снижению разрывной деформации, которая всегда остается выше 200%. Таким образом, композит не охрупчивается, подтверждая сделанное при постановке работы предположение о невозможности хрупкого разрушения при отсутствии шейки в исходном матричном полимере. Экстраполируя зависимость деформации композита при разрушении к  $V_f = 1$ , оцениваем предельную деформацию наполнителя,  $\varepsilon_f \sim 240\%$ .

Анализ зависимости предельной деформации композита от содержания наполнителя проведен Nielsen [1]. Им были рассмотрены случаи хорошей и плохой адгезии частиц. При идеальной адгезии, исключающей отслоение матричного полимера от наполнителя, деформация разрушения описывается выражением (1). При отсутствии адгезии между матрицей и наполнителем, когда деформирование приводит к отслаиванию частиц, получено соотношение

$$\varepsilon \sim \varepsilon_m (1 - V_f^{2/3}) \quad (7)$$

Рассмотрим первый механизм разрушения композита сополимер этилена с винилацетатом–резина. При большом содержании полимера при растяжении образуются поры, но матрица сохраняет способность к дальнейшему деформированию. Такое поведение композита соответствует рассмотренному Nielsen случаю отсутствия адгезии между матрицей и жестким наполнителем. Предельная деформация материала в этом случае описывается формулой (7).

Уравнение (7) предсказывает линейный вид зависимости  $\varepsilon - V_f^{2/3}$ . На рис. 8б представлена расчетная зависимость (штриховая линия) и экспериментальные результаты в тех же координатах. Экспериментальная зависимость имеет излом при  $V_f = 13$  об. %. В интервале 0–13 об. %, т.е. в концентрационной области разрушения композита по первому типу, ход экспериментальной за-

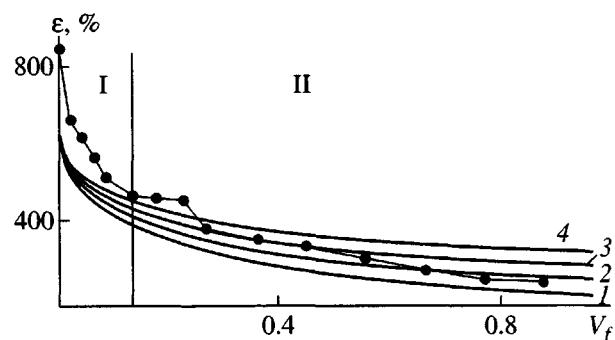


Рис. 9. Сравнение экспериментальных результатов с зависимостями, рассчитанными по уравнению (11) при разрушающей деформации частиц  $\varepsilon_f = 200$  (1), 240 (2), 280 (3) и 320% (4).

висимости соответствует расчетной, но имеет примерно вдвое больший угол наклона. Анализ этого расхождения выходит за рамки данной работы. Тем не менее, можно констатировать, что деформационные свойства низконаполненных композитов сополимер этилена с винилацетатом–резина определяются деформационными свойствами полимерной матрицы.

Рассмотрим второй механизм разрушения. В этом случае разрушение происходит вследствие разрыва частиц. Предположим, что все частицы разрушаются одновременно при деформации  $\varepsilon_f$ . Очевидно, в этом случае предельное удлинение композита примерно равно разрушающей деформации частиц  $\varepsilon_f$ .

Оценим деформативность материала точнее. Деформацию композита для модели, приведенной на рис. 6, можно представить в виде суммы

$$\varepsilon = \frac{\varepsilon_f a + \varepsilon_1 (1 - a)}{L}, \quad (8)$$

где  $\varepsilon_f$  и  $a$  – предельная деформация и размер частиц наполнителя,  $\varepsilon_1$  – деформация матрицы в сечении CD (рис. 6б) при разрушении частиц,  $L$  – размер ячейки периодичности. При переходе к объемным долям наполнителя  $V_f = (a/L)^3$  выражение (8) принимает вид

$$\varepsilon = \varepsilon_f V_f^{1/3} + \varepsilon_1 (1 - V_f^{1/3}) \quad (9)$$

Для оценки деформации матрицы  $\varepsilon_1$  предположим, что связь между напряжением и деформацией для нее описывается линейным законом Гука

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma}{\sigma_m} \varepsilon_m \quad (10)$$

Здесь  $\sigma$  – прочность композита,  $\sigma_m$  и  $\varepsilon_m$  – предел прочности и деформация при разрыве полимерной матрицы. Определяя напряжение в матрице в сечении  $CD$  при помощи формулы (3), на основании соотношений (9) и (10) получаем

$$\varepsilon = \varepsilon_f V_f^{1/3} + \frac{\varepsilon_m}{\sigma_m} [\sigma_{m1}(1 - V_f^{2/3}) + \sigma_f V_f^{2/3}] (1 - V_f^{1/3}), \quad (11)$$

где  $\sigma_{m1}$  – напряжение в матрице при деформации, равной деформации разрушения резины.

На рис. 9 сопоставлены экспериментальные результаты с расчетными зависимостями разрушающей деформации композита от степени наполнения  $V_f$ . Расчеты приведены при значениях разрушающей деформации частиц от 200 до 320%. Согласие экспериментальных данных с расчетом наблюдается при  $\varepsilon_f = 320\%$ . Эти значения соответствуют наблюдаемой оптически деформации разрыва частиц 300%.

## ВЫВОДЫ

При отсутствии шейки в матричном полимере наполненный композит не охрупчивается. Аналогично ведут себя деформирующийся без шейки ПТФЭ, наполненный частицами меди [2], а также каучук, наполненный частицами NaCl [1].

Обнаружен механизм разрушения, инициируемый разрывом частиц наполнителя. При малых концентрациях наполнителя разрыв частиц не приводит к разрушению материала, и матрица сохраняет способность к дальнейшему растяжению. Такой механизм наблюдается при степенях наполнения выше  $V_f > 13$  об. %. При увеличении содержания наполнителя механизм разрушения композита изменяется, и при больших концентрациях частиц их разрыв инициирует разрушение материала. В этом

случае предельная деформация композита примерно равна разрывной деформации частиц. Вследствие разной деформативности матрицы и наполнителя композит проявляет типичное гибридное поведение, проявляющееся в характерных изломах на зависимостях прочности и предельного удлинения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нильсен Л.Е. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. М.: Химия, 1978.
2. Bazhenov S. // Plastics Additives. London; Weinheim; New York; Tokyo; Melbourne; Madras: Chapman and Hall, 1998. P. 252.
3. Точин В.А., Щупак Е.Н., Туманов В.В., Кулачинская О.Б., Гай М.И. // Механика композит. материалов. 1984. № 4. С. 635.
4. Bazhenov S., Li J.X., Hiltner A., Baer E. // J. Appl. Polym. Sci. 1994. V. 52. № 2. P. 243.
5. Тополкараев В.А., Горбунова Н.В., Дубникова И.Л., Парамзина Т.В., Дьячковский Ф.С. // Высокомолек. соед. А. 1990. Т. 32. № 10. С. 2210.
6. Берлин Ал.Ал., Тополкараев В.А., Баженов С.Л. // Сб. науч. тр. "Физические аспекты прогнозирования разрушения и деформирования". Л.: ФТИ, 1987.
7. Bazhenov S. // Polym. Eng. Sci. 1995. V. 35. № 11. P. 813.
8. Баженов С.Л., Гончарук Г.П., Серенко О.А. // Докл. РАН. 2001. Т. 379. № 5. С. 620.
9. Серенко О.А., Гончарук Г.П., Кнуняц М.И., Крючков А.Н. // Высокомолек. соед. А. 1998. Т. 40. № 7. С. 1186.
10. Серенко О.А., Авинкин В.С., Вдовин М.Ю., Крючков А.Н. // Высокомолек. соед. А. 2001. Т. 43. № 2. С. 246.
11. Вундерлих Б. Физика макромолекул. Зарождение, рост и отжиг кристаллов. М.: Мир, 1979. Т. 2.
12. Smith T.L. // Trans. Soc. Reology. 1959. V. 3. P. 113.
13. Зеленский Э.С. // Успехи химии. 1984. Т.53. № 2. С. 290.

# The Mechanical Properties of a Uniformly Deforming Thermoplastic Polymer Filled with Elastomer Particles

S. L. Bazhenov, T. E. Grokhovskaya, D. G. Nosova, V. S. Avinkin, and O. A. Serenko

*Enikolopov Institute of Synthetic Polymeric Materials, Russian Academy of Sciences,  
ul. Profsoyuznaya 70, Moscow, 117393 Russia*

**Abstract**—The stress-strain properties of the ethylene–vinyl acetate copolymer filled with rubber particles were studied. It was shown that the composite does not display a transition to brittle fracture. On this basis, a brittle fracture of filled thermoplastics is regarded as generally related to the formation and propagation of a neck in the matrix polymer. If the matrix is uniformly deformed without necking, the addition of filler particles does not cause an embrittlement of the composite. Two failure modes are observed depending on the filler content. At low degrees of filling, the fracture of the composite takes place via matrix rupture. The matrix fracture is preceded by the appearance and growth of pores formed after the rupture of particles. At high degrees of filling, a fracture of the rubber particles immediately causes a rupture of the material. The breaking strain of the composite in this case is approximately equal to the breaking strain of the particles. An analogy between the strength behaviors of the filled composite and hybrid fiber composites is discussed.