

УДК 541.64:539.3

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СМЕСЕВЫХ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ЭЛАСТОМЕРОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИПРОПИЛЕНА И ЭТИЛЕНПРОПИЛЕНДИЕНОВОГО КАУЧУКА

© 1997 г. Л. В. Компаниец, Н. А. Ерина, Л. М. Чепель, А. Н. Зеленецкий, Э. В. Прут

Институт химической физики им. Н.Н. Семёнова Российской академии наук

117977 Москва, ул. Косыгина, 4

Поступила в редакцию 06.06.96 г.

Принята в печать 18.02.97 г.

Исследовано влияние скорости растяжения $\dot{\epsilon}$ и температуры на механические свойства смесевых термопластичных эластомеров на основе полипропилена и сшитого этиленпропилендиенового эластомера: начальный модуль при относительном удлинении 1%, модули при относительных удлинениях 100 и 300%, предельные величины прочности и удлинения. Диаграммы напряжение σ –удлинение ϵ спрятываются в координатах $\sigma - (\lambda - \lambda^{-2})$, где $\lambda = 1 + \epsilon$ и не проходят через начало координат. Показано, что модули линейно возрастают с увеличением $1/\dot{\epsilon}$ и уменьшаются с повышением температуры. Результаты рассмотрены в рамках теории вязкоупругости. Показано, что для описания вязкоупругих свойств применимо уравнение Вильямса–Ландела–Ферри. Предложен механизм деформирования смеси: в начале деформируется полипропилен, а затем полипропилен и сшитый эластомер. Предельные величины прочности и удлинения определяются преимущественно растяжением сшитого эластомера.

В настоящее время большой научный и практический интерес представляет новый класс полимерных материалов – смесевые термопластичные эластомеры (ТПЭ), получаемые методом динамической вулканизации [1]. Такие материалы представляют собой многокомпонентные полимерные смеси, которые имеют при комнатных температурах механические свойства эластомеров, а при повышенных температурах – реологические свойства термопластичных полимеров.

Особенность получения ТПЭ методом динамической вулканизации заключается в том, что сшивание эластомера проводят в процессе смешения компонентов. При таком совмещенном процессе смешения и вулканизации формируется гетерогенная структура, в которой сшитые частицы эластомера размером порядка 1–10 мкм диспергированы в непрерывной матрице термопластичного полимера. При этом содержание эластомера превышает содержание термопластика. Размер частиц и плотность сшивок эластомерной фазы существенно влияют на механические свойства ТПЭ. Смеси термопластичный полимер–эластомер, в которых эластомерная фаза плотно сшита, значительно отличаются по свойствам от смесей с несшитой или редко сшитой эластомерной фазой [2].

Однако механизм деформирования ТПЭ до сих пор остается не ясным: почему механические свойства при комнатных температурах определя-

ются преимущественно свойствами дисперской фазы, а не свойствами матрицы?

С этой целью в настоящей работе исследовано влияние скорости растяжения $\dot{\epsilon}$ и температуры T на характер деформирования и предельные деформационные и прочностные характеристики ТПЭ.

Объектом исследования служили ТПЭ на основе изотактического ПП и этиленпропилендиенового эластомера (СКЭПТ).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве основных компонентов ТПЭ использовали изотактический ПП (содержание 12–39 мас. %) с $T_{\text{пп}} = 164–165^\circ\text{C}$, $M_w = 3.7 \times 10^5$, кристалличностью 50–60%; маслонаполненный СКЭПТ фирмы “Enichem Elastomer” (содержание 60–80 мас. %) с вязкостью по Муни 32 при 125°C. Сивающий агент – сера.

Компоненты смешивали либо в лабораторном двухроторном статическом смесителе типа “Брандендер”, либо в двухшnekовом экструдере фирмы “Berstorff” при 453–473 К [3].

Из гранул ТПЭ прессовали пластины при 473 К, давлении 13 МПа и времени 10 мин. Затем пластины охлаждали и вырубали лопатки размером $12 \times 1.4 \times 0.35$ мм.

Механические испытания проводили на машине “Инстрон-1122” при постоянных скоростях перемещения верхнего траверса v_ϵ в области 293–398 К.

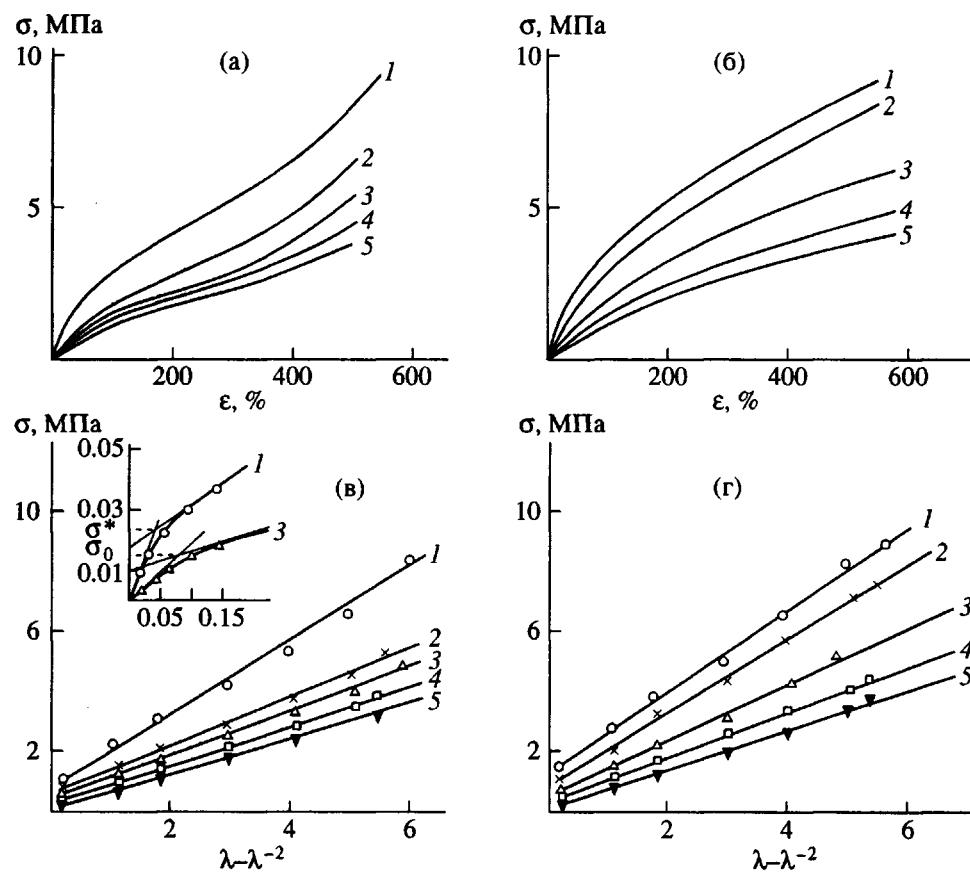


Рис. 1. Диаграммы растяжения σ - ϵ (а, б) и σ - $(\lambda - \lambda^{-2})$ (в, г) образца 1 при $\dot{\epsilon} = 2.4 \times 10^{-4}$ (а, б) и $2.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (б, г). Температура испытаний 293 (1), 323 (2), 348 (3), 373 (4) и 398 К (5). На вставке рис. 1в показана диаграмма растяжения при малых кратностях деформации. Пояснения в тексте.

Скорость растяжения вычисляли как $\dot{\epsilon} = v_e/l_0$, где l_0 – начальная база образца. Изученный диапазон $\dot{\epsilon}$ равен 2.4×10^{-4} – 0.1 с^{-1} . Результаты усредняли по 6–8 образцам. Напряжение σ измеряли на исходное сечение образца. Кратность растяжения λ вычисляли как $\lambda = \epsilon + 1$, где ϵ – относительное удлинение. Модули E определяли при различных уровнях деформации: начальный E_0 – при $\epsilon = 1\%$, E_1 – при $\epsilon = 100\%$, E_2 – при $\epsilon = 300\%$. E_1 равно напряжению σ_1 при 100%-ном удлинении. E_2 рассчитывали как $\sigma_2/3$ (σ_2 – напряжение при 300%-ном удлинении).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В работе использовали как промышленную марку ТПЭ фирмы "Monsanto" Сантопрен 101-73, так и смесевой ТПЭ, полученный авторами [3]. В таблице приведены характеристики изученных материалов. Видно, что характеристики промышленной марки Сантопрен и материала, полученного авторами указанной работы, практически одинаковы.

На рис. 1 для образца 1 показаны диаграммы растяжения σ - ϵ при различных температурах испытаний T и скоростях растяжения $\dot{\epsilon}$. В исследованных диапазонах T , $\dot{\epsilon}$ диаграммы имеют вид,

Механические характеристики ТПЭ (скорость растяжения $\dot{\epsilon} = 2.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, $T = 293 \text{ К}$)

Образец	Материал	E_0 , МПа	E_1 , МПа	E_2 , МПа	Пределная величина прочности σ_p , МПа	Пределная величина удлинения ϵ_p , %
1	Сантопрен 101-73	32.9	3.7	2.1	9.1	522
2	ТПЭ	31.9	2.6	1.6	4.8	520

характерный для каучукоподобных полимеров [4]. Все исследованные образцы растягиваются без образования "шейки". Однако вид диаграммы растяжения отличается по форме в конечной предразрывной стадии деформирования для разных скоростей деформирования: при $\dot{\epsilon} < 2.4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ напряжение возрастает интенсивнее, чем удлинение; при $\dot{\epsilon} > 2.4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ наблюдается линейный рост напряжения от удлинения вплоть до разрыва образца. Аналогичный вид диаграмм растяжения характерен и для образца 2. Поэтому дальнейшие результаты будут рассмотрены на примере образца 1.

Диаграммы σ-ε хорошо спроямляются в координатах $\sigma - (\lambda - \lambda^{-2})$ при $\epsilon > 3\%$ (рис. 1в, 1г). При малых деформациях $\epsilon < 3\%$ наблюдается крутой участок, переходящий при $\epsilon > 3\%$ в прямолинейный пологий участок (вставка к рис. 1в). При 293 К тангенс наклона крутого участка равен модулю упругости $E_0 \approx 32 \text{ МПа}$, а прямолинейного $G = 1.2 \text{ МПа}$, т.е. они отличаются в ~30 раз. При 398 К это различие равно ~10. Начальную ординату линейной зависимости $\sigma - (\lambda - \lambda^{-2})$ можно вычислить либо как точку пересечения крутого и прямолинейного участков σ^* , либо как точку экстраполяции линейной зависимости $\sigma \rightarrow \sigma_0$ при $(\lambda - \lambda^{-2}) \rightarrow 0$. Относительная ошибка при такой экстраполяции $(\sigma^* - \sigma)/\sigma^* = G/E_0 \approx 3-10\%$. Полученные результаты можно описать следующим эмпирическим уравнением:

$$\sigma = \sigma_0 + G(\lambda - \lambda^{-2}) \quad (1)$$

Здесь σ_0 – величина скачка; G – модуль, определяемый из тангенса наклона прямой.

Следовательно, согласно уравнению (1), напряжение σ является суммой двух составляющих: напряжения, которое быстро возрастает с деформацией и достигает значения σ_0 , и напряжения, которое линейно растет от $(\lambda - \lambda^{-2})$, что соответствует в теории высокоэластичности энтропийному вкладу [5]. Такой характер зависимости $\sigma - \lambda$ вызван индивидуальным вкладом ПП и СКЭПТ при деформировании ТПЭ.

Оказалось, что величина скачка σ_0 линейно уменьшается с ростом температуры и не зависит от $\dot{\epsilon}$ (рис. 2а). Величина $\sigma_0 \rightarrow 0$ при $T \rightarrow 418 \text{ К}$, температуре начала области плавления ПП [6]. В работе [7] было установлено, что предел текучести ПП при растяжении линейно уменьшается с повышением температуры и стремится к нулю при $T \rightarrow T_{\text{пл}}$. Наблюдаемое различие между результатами настоящей работы и работы [7], по всей вероятности, вызвано как методом вычисления σ_0 , так и низким содержанием ПП в смеси. Следовательно, можно допустить, что величина скачка σ_0 связана с пределом текучести ПП и определяется деформацией ПП.

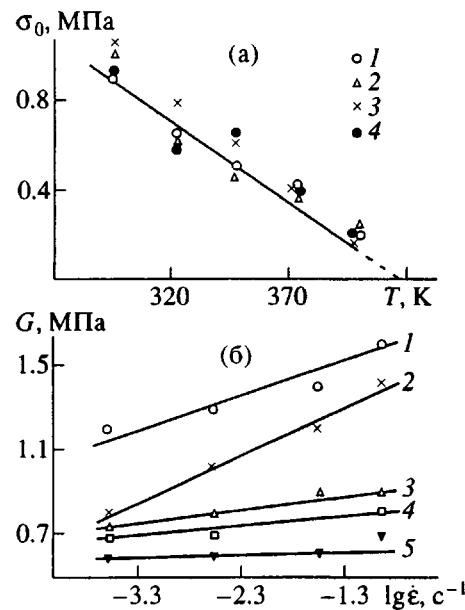


Рис. 2. Зависимость σ_0 от T (а) и G от $\lg \dot{\epsilon}$ (б).
а: $\dot{\epsilon} = 2.4 \times 10^{-4}$ (1), 2.4×10^{-3} (2), 2.4×10^{-2} (3) и $9.5 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (4); б: $T = 293$ (1), 323 (2), 348 (3), 373 (4) и 398 К (5).

Величина G зависит от $\dot{\epsilon}$ в определенной области T . На рис. 2б представлена зависимость величины модуля G от скорости деформации $\dot{\epsilon}$: G увеличивается пропорционально $\lg \dot{\epsilon}$ и уменьшается с повышением температуры (рост тангенса наклона G от $\dot{\epsilon}$ для $T = 323 \text{ К}$ не ясен). Следовательно, изменение G от T и $\dot{\epsilon}$ не соответствует теории высокоэластичности, согласно которой G должен быть прямо пропорционален T и не зависеть от $\dot{\epsilon}$ [5].

Таким образом, на основе структурной модели [2] можно предложить следующий механизм растяжения ТПЭ: на начальной стадии деформируется в основном матрица ПП, а на последующих стадиях – матрица ПП и дисперсная фаза СКЭПТ. Домены сшитого СКЭПТ связаны друг с другом определенным числом ПП-цепей, которые образуют сетчатую структуру. В пространстве между доменами и цепями находятся остальные макромолекулы ПП и масло, которое распределяется между компонентами ПП и СКЭПТ в соответствии с термодинамическими соотношениями. При растяжении на начальной стадии деформируются ПП-цепи и макромолекулы ПП между доменами, которые и определяют величины начального модуля E_0 и скачка σ_0 . Связь между доменами и макромолекулами ПП слабая. Масло разделяет отдельные области. Поэтому далее компоненты ПП и сшитый СКЭПТ деформируются практически раздельно. Для более детального анализа

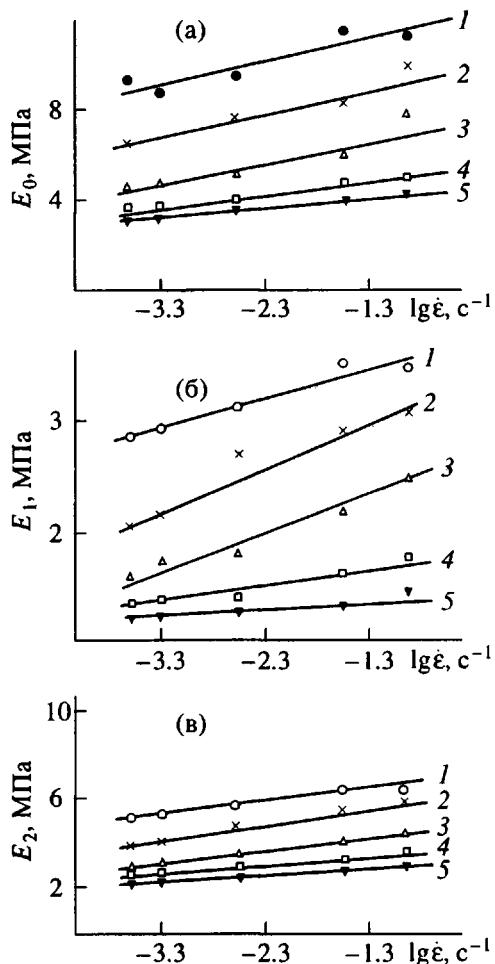


Рис. 3. Зависимость E_0 (а), E_1 (б) и E_2 (в) от $\lg \dot{\epsilon}$ при 293 (1), 323 (2), 348 (3), 373 (4) и 398 К (5).

предлагаемой модели представляется целесообразным рассмотреть полученные результаты на основе теории вязкоупругости [8].

Из диаграмм σ - ϵ были вычислены модули E_0 , E_1 и E_2 при соответствующих уровнях деформации: $\epsilon_0 = 1$, $\epsilon_1 = 100$ и $\epsilon_2 = 300\%$. На рис. 3 представлены зависимости E_0 , E_1 и E_2 от $\dot{\epsilon}$ и T . Видно, что модули линейно возрастают с увеличением $\lg \dot{\epsilon}$ и уменьшаются с повышением температуры. Такой характер зависимостей наблюдали для образцов 1 и 2 (таблица).

Необходимо отметить, что с ростом деформации тангенс наклона зависимости модуля от $\lg \dot{\epsilon}$ при одной и той же T уменьшается: $\Delta E_0 / \Delta \lg \dot{\epsilon} > \Delta E_1 / \Delta \lg \dot{\epsilon} > \Delta E_2 / \Delta \lg \dot{\epsilon}$. Следовательно, с увеличением деформации нивелируется зависимость модуля от скорости растяжения $\dot{\epsilon}$. Такой характер изменения аналогичен изменению $\Delta E_i / \Delta \lg \dot{\epsilon}$ ($i = 0, 1, 2$) от T : с повышением температуры тангенс наклона уменьшается (рис. 3).

Видимо, такое поведение вызвано механизмом деформации ПП и дисперсной фазы СКЭПТ.

Известно, что при комнатной температуре для ПП $E'_0 = 900$, $E'_1 = 20$ МПа, а для смешаного СКЭПТ – $E''_0 = 2.5$, $E''_1 = 1.5$ МПа [1, 7]. Для ТПЭ соответствующие величины $E_0 = 32$, $E_1 = 2.6$ МПа.

Считая, что модуль масла равен нулю, можно для ТПЭ из простейших уравнений расчета модуля [4] оценить его верхнюю и нижнюю границы:

$$E_i = E'_i \phi' + E''_i \phi'' \quad (i = 0, 1, 2) \quad (2)$$

$$\frac{1}{E_i} = \frac{\phi'}{E'_i} + \frac{\phi''}{E''_i} \quad (3)$$

Здесь ϕ' и ϕ'' – массовые доли ПП и смешаного СКЭПТ. Тогда из уравнения (2) следует, что $E_0 = 225$, $E_1 = 5.5$ МПа, а из выражения (3) – $E_0 = 6.3$, $E_1 = 3.6$ МПа.

Видно, что экспериментальная величина E_0 находится в интервале значений E_0 , вычисленных из уравнений (2) и (3).

В то же время экспериментальная величина E_1 ниже значений E_1 , вычисленных из уравнений (2) и (3), причем данное различие с оценкой модуля из выражения (3) меньше. Это согласуется с последовательным соединением элементов, что, вероятно, обусловлено практически раздельной деформацией ПП и СКЭПТ.

С повышением температуры модуль ПП уменьшается, а смешаного СКЭПТ в изучаемом температурном диапазоне незначительно возрастает. Поэтому величина модуля при повышенных T определяется свойствами как ПП, так и СКЭПТ, причем с увеличением T вклад СКЭПТ возрастает. При 398 К модули ТПЭ и СКЭПТ практически одинаковы. Конечно, проведенный анализ расчета модулей является оценочным и требует дальнейшей детализации.

Рассмотрим теперь изменение модуля от скорости деформирования и температуры на основе теории вязкоупругости [8].

Известно, что времененная и температурная зависимости линейных вязкоупругих свойств каучукоподобных полимеров взаимосвязаны [8, 9]. Смесевой ТПЭ – реологически сложный объект, и применение к нему принципа температурно-временной суперпозиции должно быть ограничено. Поэтому необходимо проанализировать возможности описания вязкоупругих свойств ТПЭ на основе уравнения Вильямса–Ландела–Ферри и рассмотреть границы его применения:

$$\lg a_T = -\frac{C_1(T - T_0)}{C_2 + (T - T_0)} \quad (4)$$

Здесь a_T – температурный фактор сдвига, T_0 – стандартная температура приведения, C_1 и C_2 – параметры.

ТПЭ является двухфазной системой с двумя температурами стеклования компонентов – ПП и СКЭПТ. Поэтому расчет a_T , согласно формуле (4), затруднен. Однако можно поступить иначе: вычислить a_T из экспериментальных данных и сравнить эти зависимости с выражением (4). В этом случае запишем соотношение, вытекающее из уравнения Вильямса–Ландела–Ферри, в виде

$$-\frac{1}{\lg a_T} = a + b \frac{1}{T - T_0}, \quad (5)$$

где a и b – параметры. Так как нижняя температурная граница измерения равна комнатной температуре, в качестве стандартной температуры приведения была выбрана $T_0 = 293$ К. Конечно, это произвольный выбор, и только дальнейшие исследования механических свойств ТПЭ как функции T и $\dot{\epsilon}$ позволяют уточнить T_0 . Также в уравнении (5) неизвестны параметры a и b , которые требуется определить.

Фактор сдвига a_T определяли для различных значений E_i' . Для этого на рис. 3 проводили линии, параллельные оси абсцисс, до пересечения с прямыми $E - \lg \dot{\epsilon}$ при различных T , и a_T вычисляли как отрезок между точками пересечения прямой $E = \text{const}$ с графиками $E - \lg \dot{\epsilon}$ при $T = 293$ К и требуемой T .

На рис. 4 приведены зависимости $-\frac{1}{\lg a_T}$, вычисленные из экспериментальных результатов, как функция $1/(T - 293)$ для различных значений модуля. Видно, что зависимости $1/a_T$ от $1/(T - 293)$ линейны, согласно уравнению (4), но различны для E_0 , E_1 и E_2 .

Для E_0 (рис. 4а) наблюдается значительный разброс значений a_T , и трудно сделать определенные выводы о характере его изменения, хотя в целом прямые смещаются в область меньших величин $(\lg a_T)^{-1}$ с уменьшением модуля.

Для E_1 (рис. 4б) все экспериментальные точки независимо от значений модуля ложатся на одну прямую, описываемую уравнением (5) с $a = 0.18$ и $b = -19.2$.

Для E_2 (рис. 4в) зависимости для различных значений модуля практически параллельны друг другу. Параметр $b = -12.8$ и не зависит от значений модуля. Эта величина достаточно удовлетворительно согласуется с литературным значением $C_2/C_1 = -11.5$ в уравнении (4). Параметр a зависит от значения модуля. На вставке рис. 4в представлена

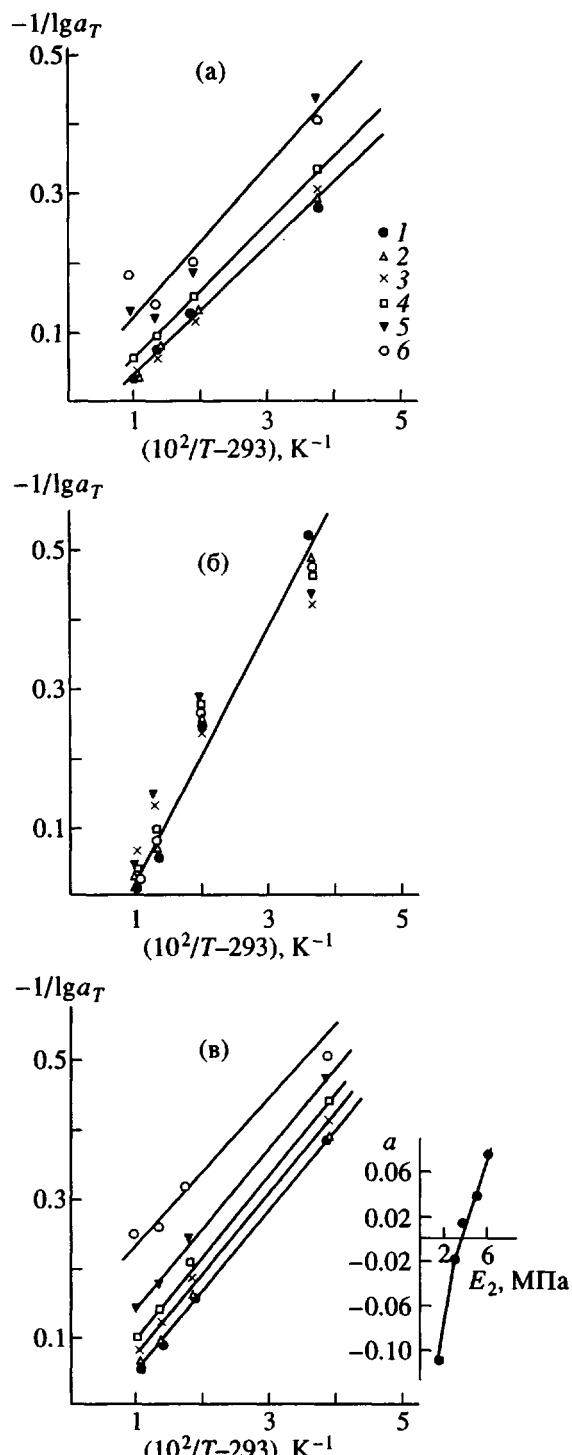


Рис. 4. Зависимость $1/\lg a_T$ от $1/T - 293$ для различных значений модуля. а: $E_0 = 10.5$ (1), 10.0 (2), 8.0 (3), 6.0 (4), 3.0 (5) и 3.5 МПа; б: $E_1 = 3.5$ (1), 3.0 (2), 2.0 (3), 1.2 (4), 1.0 (5) и 0.6 МПа; в: $E_2 = 6.4$ (1), 6.0 (2), 5.0 (3), 4.0 (4), 3.0 (5) и 2.0 МПа.

такая зависимость: с уменьшением модуля величина a падает. При значении $E_2 = 2.0$ МПа экспериментальные параметры a и b совпадают с литературными значениями C_1 и C_2/C_1 в выражении (4).

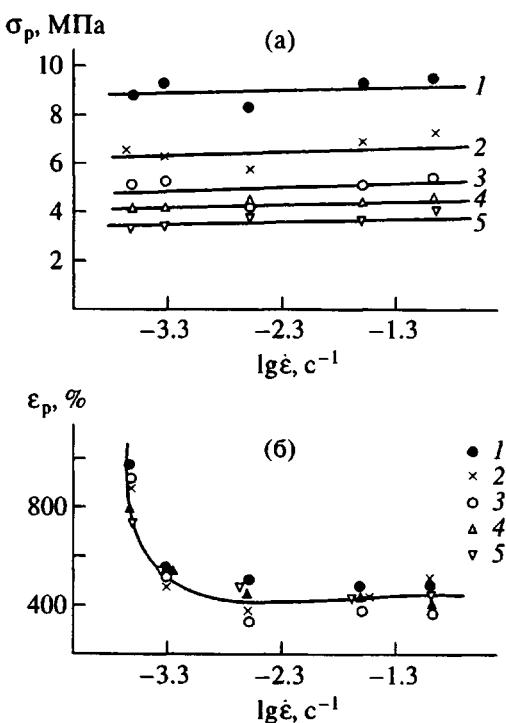


Рис. 5. Зависимость σ_p (а) и ε_p (б) от $\dot{\varepsilon}$ при 293 (1), 323 (2), 348 (3), 373 (4) и 398 К (5).

Таким образом, уравнение Вильямса–Ландела–Ферри применимо для описания вязкоупругих свойств ТПЭ, однако его параметры для ТПЭ зависят от величины модуля, т.е. напряжения. При этом значения параметров a и b в уравнении (5) с уменьшением модуля стремятся к литературным величинам C_1 и C_2/C_1 в уравнении Вильямса–Ландела–Ферри [8, 9]. Следовательно, чем меньше E , тем лучше описываются вязкоупругие свойства ТПЭ уравнением Вильямса–Ландела–Ферри с общепринятыми параметрами. Известно [9], что это уравнение описывает вязкоупругие свойства эластомеров и в нелинейной области. Для ТПЭ при больших напряжениях, т.е., в нелинейной области, параметры в уравнении Вильямса–Ландела–Ферри зависят от величины модуля. С уменьшением модуля эти параметры совпадают с литературными значениями [8, 9].

Необходимо отметить, что для эластомерной фазы температура приведения $T_0 = 293$ К равна $T_c + 70$ К (T_c – температура стеклования СКЭПТ).

Таким образом, при больших кратностях деформации вязкоупругие свойства ТПЭ определяются преимущественно сшитым СКЭПТ.

Как при этом изменяются предельные характеристики ТПЭ?

На рис. 5 представлено изменение предельных величин прочности σ_p и удлинения ε_p от $\dot{\varepsilon}$ и T .

Видно, что ε_p практически не зависит от температуры, а с ростом $\dot{\varepsilon}$ в начале падает в ~2 раза, а затем изменяется незначительно. Такой характер изменения ε_p принципиально отличен от изменения ε_p для эластомеров.

Зависимости σ_p от $\dot{\varepsilon}$, рассчитанные на исходное сечение, спроямляются в координатах $\sigma_p - \lg \dot{\varepsilon}$, причем они практически параллельны друг другу при различной температуре. Тангенс наклона графика $\sigma_p - \lg \dot{\varepsilon}$ весьма мал, т.е. наблюдается слабая зависимость σ_p от скорости растяжения. Такой характер деформирования предполагает, что на предельные характеристики слабо влияет исходная структура ТПЭ. Необходимо отметить, что предельные характеристики ПП чувствительны к T и $\dot{\varepsilon}$ [10]. Поэтому слабая зависимость σ_p и ε_p ТПЭ от $\dot{\varepsilon}$ предполагает, что их величины определяются преимущественно свойствами сшитого СКЭПТ.

Однако для многокомпонентных систем влияние на предельные характеристики могут также оказывать факторы, дополнительные к общим вязкоупругим свойствам. Когда растущая трещина приближается к поверхности раздела между матрицей и дисперсной фазой, она может быть остановлена. Также могут образовываться вторичные трещины, благодаря которым становится возможным уменьшение упругой энергии, накопленной в области первичных трещин. Все это препятствует дальнейшему распространению дефекта. Как следствие, предельные величины прочности и удлинения зависят от состава ТПЭ и требуют дальнейшего анализа.

Таким образом, вязкоупругие свойства ТПЭ имеют более сложный характер, чем аналогичные свойства исходных компонентов. Это вызвано изменением структуры ТПЭ при растяжении. Исходная структура ТПЭ разрушается на начальной стадии деформирования, а затем деформируются раздельно домены сшитого СКЭПТ и макромолекулы ПП.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Coran A.J., Patel P. // Rubber Chem. Tech. 1980. V. 53. P. 141.
- Kresge E.N., Lohse D.J., Datta S. // Makromol. Chem., Macromol. Symp. 1992. V. 53. P. 173.
- Пат. 2069217 Россия // Б.И. 1996. № 32.
- Уорд И. Механические свойства твердых полимеров. М.: Химия, 1975.
- Treloar L.R.G. The Physics of Rubber Elasticity. 2d Ed. Oxford: Clarendon Press, 1958.

6. Ерина Н.А., Кнунианц М.И., Баранов А.О., Прут Э.В., Ениколопян Н.С. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 3. С. 507.
7. Ерина Н.А., Кнунианц М.И., Дорфман И.Я., Крючков А.Н., Прут Э.В., Ениколопян Н.С. // Докл. АН СССР. 1985. Т. 280. № 4. С. 913.
8. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров, М.: Изд-во иностр. лит., 1963.
9. Эйрих Ф.Р., Смит Т.Л. // Разрушение / Под ред. Либовица Г. М.: Мир, 1976. Гл. 3. Т. 7. Ч. II.
10. Аскадский А.А. Деформация полимеров. М.: Химия, 1973.

Deformation Behavior of Thermoplastic Elastomer Blends Based on Poly(propylene) and Ethylenepropylenediene Rubber

L. V. Kompaniets, N. A. Erina, L. M. Chepel', A. N. Zelenetskii, and E. V. Prut

*Semenov Institute of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences,
ul. Kosygina 4, Moscow, 117977 Russia*

Effects of the deformation rate and temperature on the mechanical properties (initial modulus of elasticity at a 1% relative elongation, elastic moduli at a relative elongations of 100 and 300%, ultimate strength, and elongation at break) of thermoplastic elastomer blends based on poly(propylene) and cross-linked ethylenepropylenediene rubber were studied. The stress-strain σ can be linearized in the $\sigma - (\lambda - \lambda^{-2})$ coordinates ($\lambda = 1 + \varepsilon$) and do not pass through the origin. The elastic moduli exhibit a linear growth with increasing $\lg \dot{\varepsilon}$ and decrease with increasing temperature. The results are interpreted within the framework of the theory of viscoelasticity. The viscoelastic properties of the samples studied can be described by the Williams-Landell-Ferry equation. A mechanism of the deformation development in the blend is proposed, according to which polypropylene is deformed in the first stage, and polypropylene together with cross-linked elastomer, in the second stage. The strength and elongation at break are determined predominantly by the tension of cross-linked elastomer.