

05

Кинетика ползучести и разрушения полимеров

© А.Г. Макаров, Г.Я. Слуцкер, Н.В. Дроботун

Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна,
191186 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: galina-slutsker@yandex.ru

(Поступило в Редакцию 8 апреля 2014 г.)

Для сопоставления кинетики ползучести и процесса разрушения выбран объект: ориентированные волокна линейного полимера — полипропилена. На серии одинаковых образцов, нагружаемых в идентичных условиях (нагрузка, температура), проведено исследование распределения (разброса) долговечности и скорости стационарной ползучести. Обнаружено, что при известном равенстве энергии активации процесса разрушения (мерой которого является долговечность) и ползучести, разброс долговечности существенно превышает разброс скорости ползучести. Данный факт отражает локализованность разрушения (разрыва) образцов и дelokализованность (охват всего объема образца) ползучести. Сделано заключение, что равенство энергии активации обоих процессов обусловлено элементарными актами разрушения ориентированного полимера (разрывами цепных молекул), открывающих возможность актов ползучести полимера — конформационных переходов.

Введение

Реакция полимерных тел (как и других твердых тел) на действие растягивающей нагрузки имеет два вида: деформация и разрушение (разрыв). Если приложенная нагрузка недостаточно высока, чтобы вызвать „мгновенное“ разрушение, то оба вида реакции приобретают формы:

— вслед за „быстрой“ упругой деформацией происходит под действием постоянной нагрузки сравнительно медленное нарастание во времени пластической или вязкоупругой деформации, носящей название „ползучесть“ (сгееп) [1,2];

— разрыв тела наступает не сразу при приложении нагрузки, а через некоторое (при малых нагрузках — и весьма длительное) время, носящее название „долговечность“ [3,4]. Такой факт позволяет сделать заключение о протекании процесса подготовки нагруженного тела к разрыву.

Обе названные формы реакции полимерного тела на действие нагрузки, включающие фактор времени, объединяются общим понятием „кинетические явления“.

Характеристиками кинетики данных явлений выступают:

— для ползучести (стационарной — см. ниже): скорость ползучести $\frac{d\varepsilon_{cr}}{dt} = \dot{\varepsilon}_{cr}$, где ε_{cr} — относительная деформация ползучести;

— для разрушения: долговечность — время между моментом приложения нагрузки и моментом разрыва тела τ .

Экспериментальные исследования показали, что обе характеристики, $\dot{\varepsilon}_{cr}$ и τ , зависят от температуры (T) и приложенной нагрузки (напряжения σ). Фактически неожиданным оказалось, что для каждого тела зависи-

мости $\dot{\varepsilon}_{cr}(T, \sigma)$ и $\tau(T, \sigma)$ однотипны [5]:

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{cr} &\simeq \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{Q_0 - \chi\sigma}{kT}\right), \\ \tau &\simeq \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right). \end{aligned} \quad (1)$$

Видно, что обе зависимости включают фактор Больцмана $\exp\left(\pm \frac{W}{kT}\right)$, где W — энергия активации, k — постоянная Больцмана. Это означает, что оба процесса состоят из последовательности элементарных актов с термофлуктуационным преодолением потенциальных барьеров $Q(\sigma) = Q_0 - \chi\sigma$ и $U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma$, контролирующих акты. Более того, оказалось, что $Q_0 \simeq U_0$, $\chi \simeq \gamma$, т.е. $Q(\sigma) \simeq U(\sigma)$. При этом $\dot{\varepsilon}_0 \simeq 10^{12} \text{ s}^{-1}$, $\tau_0 \simeq 10^{-13} \text{ s}$ [5]. Такое количественное совпадение параметров наводило на представление о том, что оба процесса и ползучести, и разрушения состоят из одних и тех же элементарных актов.

И еще одно важное следствие [5,6]

$$\dot{\varepsilon}_{cr}\tau = \dot{\varepsilon}_0\tau_0 \simeq 0.1. \quad (2)$$

Отметим, что произведение $\dot{\varepsilon}_{cr}\tau \simeq \varepsilon_{cr}(\tau)$ отвечает деформации ползучести, достигнутой в образце к моменту его разрыва, т.е. за время τ . Появился аргумент судить о ползучести как о критерии для разрушения, т.е. считать, что разрыв образца наступает по достижении определенного значения деформации ползучести

$$\varepsilon_{cr}(\tau) \simeq 0.1.$$

Названные положения вызвали вопросы:

— имеет ли действительно место „критериальность“ ползучести относительно разрушения;

— являются ли элементарные акты ползучести и подготовки разрыва одними и теми же? В этом вопросе, сохраняющим дискуссионность до сих пор [2,7], серьезное

внимание отводилось представлению о различии актов: акты ползучести рассматривались как перегруппировки атомов, акты же подготовки разрыва образца

— как акты разрыва межатомных связей — нарушения сплошности материала. Поэтому требовалось согласование имеющихся представлений об элементарных актах процессов с результатами, вытекающими из сравнения между собой выражений (1).

При обсуждении вопросов, поставленных выражениями (1), следует отметить существенную особенность получения этих зависимостей. Для получения одной „точки“ — значения $\dot{\epsilon}_{cr}$ или τ при определенной паре значений T и σ — производились измерения на 10–15 образцах и брались средние значения $\langle \dot{\epsilon}_{cr} \rangle$ и $\langle \tau \rangle$ [5]. Значительный разброс значений $\dot{\epsilon}_{cr}$ и τ отмечался [5], но анализу разброса была подвергнута только одна из характеристик τ [8]. Разброс скорости ползучести фактически не разбирался.

Именно получение данных по разбросу $\dot{\epsilon}_{cr}$ и τ , и что важно, их сопоставление является задачей настоящей работы.

Обоснованием такого подхода выступает соображение о разнице между процессами ползучести и разрушения, заключающейся в том, что ползучесть является процессом делокализованным, охватывающим весь объем образца, а разрыв — результатом локализованного в одном из мест образца наиболее быстрого процесса подготовки разрыва.

1. Объект и методика измерений

Выбор объекта исследования, направленного на выяснение „взаимоотношения“ процессов ползучести и разрушения, играет важную роль, поскольку желательно иметь объект, в котором акты ползучести и разрушения различались бы достаточно резко. Отметим, что металлы, например, не очень подходят, поскольку специфика размытых „металлических“ межатомных связей [9] затрудняет разделение элементарных актов ползучести и разрушения.

В настоящей работе объектом было избрано ориентированное волокно кристаллизующегося полимера — полипропилена (ПП). Скелет цепных молекул ПП построен из последовательности углеродных ($-C-C-C-$) ковалентных связей. Оси молекул преимущественно распрямлены и направлены вдоль оси волокна. Установлено, что в нагруженном волокне ПП элементарные акты разрушения полимера заключаются в разрыве скелетных ковалентных $C-C$ связей (т.е. разрыве цепной молекулы) [10,11]. Элементарные акты ползучести ПП выступают в форме конформационных перегруппировок — переходов „изогнутых“ гош-конформеров в распрямленные транс-конформеры без разрывов молекул [12,13]. Конформер — это участок цепной молекулы из нескольких (4–6) скелетных атомов. Таким образом, ориентированный полимер может считаться одним из

модельных объектов в исследовании связи процессов ползучести и разрушения твердых тел.

Деформационные измерения проводились на волокнах ПП диаметром $D = 160 \mu m$.

Измерения выполнялись на нагружающем устройстве, позволяющем исследовать изменения деформации во времени при постоянном растягивающем усилии (ползучесть). Рабочая длина образцов (расстояние между зажимами) составляла 25 мм. Точность измерения относительного удлинения ϵ была 0.2%. Температура измерений находилась вблизи 293 К.

2. Результаты измерений

Каждый из одинаковых образцов серии (20 штук) нагружался растягивающей силой $F = 11.5 N$ и подвергался ее действию во времени t вплоть до разрыва. На протяжении времени до разрыва (τ) периодически производились измерения деформации образца ϵ и находилась зависимость $\epsilon(t)$. Типичный для образцов серии пример такой зависимости представлен на рис. 1.

Рис. 1 демонстрирует характерный вид зависимости деформации растяжения полимера от времени [2]. Можно видеть быстрое начальное нарастание деформации, а затем достаточно длительное медленное увеличение деформации вплоть до разрыва волокна. Это медленное нарастание имеет зависимость от времени, близкую к линейной, и носит поэтому название „участок стационарной ползучести“ — с постоянной скоростью растяжения $\dot{\epsilon}_{cr} = \frac{d\epsilon}{dt}$.

Из рис. 1 получаем следующие характеристики разрушения и деформации полимера:

τ — долговечность образца — отвечает моменту его разрыва;

ϵ_r — предразрывное удлинение образца;

$\epsilon(\tau)$ — деформация к моменту разрыва;

ϵ_0 — результат линейной экстраполяции зависимости медленного нарастания деформации к $t = 0$, дающую

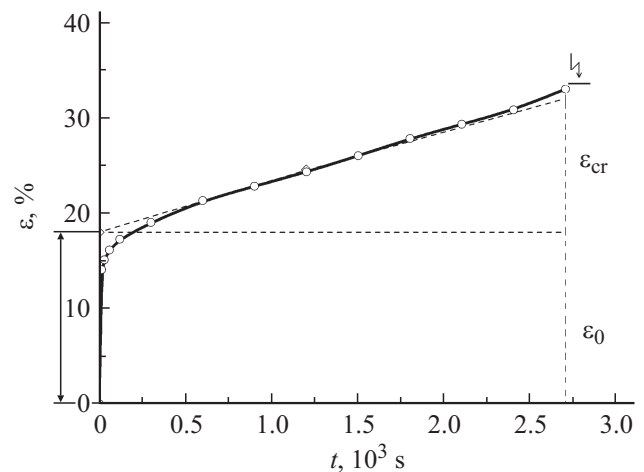


Рис. 1. Ползучесть полипропиленового волокна до разрушения при нагрузке 11.5 N и температуре 293 К.

отсечку при $\varepsilon = \varepsilon_0$. Величину ε_0 принимаем за квазиупругую составляющую деформации полимера. Эта деформация включает истинно упругую деформацию — растяжение межатомных и межмолекулярных связей в полимере и быструю часть конформационной (релаксационной) составляющей деформации;

$\varepsilon_{cr} = \varepsilon(\tau) - \varepsilon_0$ — накопленная за время τ деформация ползучести (сгееп);

$\dot{\varepsilon}_{cr} = \frac{d\varepsilon}{dt}$ — наклон зависимости $\varepsilon(t) - \varepsilon_0$, отвечающий постоянной скорости стационарной ползучести. Приближенно $\dot{\varepsilon}_{cr} \simeq \frac{\varepsilon_{cr}}{\tau}$.

Таким образом, из экспериментальных данных типа рис. 1 для каждого образца серии следуют: характеристика кинетики ползучести — скорость ползучести $\dot{\varepsilon}_{cr}$ и характеристика кинетики разрушения полимера — долговечность τ , а также доразрывная деформация ползучести (ε_{cr}).

Значения измеряемых характеристик для серии образцов имеют разброс (распределение). Обработка данных по разбросу производилась следующим образом.

Для каждой характеристики (x_i) графически строилось интегральное распределение. Для построения этого распределения набор значений каждой из характеристик x_i в серии нумеровался числами от 1 до 20 при монотонном возрастании значения x_i , так что каждое значение x_i приобретало свой абсолютный номер N_i или относительный номер $\frac{N_i}{N_0}$, где N_0 — число образцов серии. Далее строились зависимости $\frac{N_i}{N_0}$ от x_i , т.е. интегральные распределения образцов по x_i . Полученные распределения для характеристик $\dot{\varepsilon}_{cr}$, τ , ε_{cr} приведены на рис. 2–4.

3. Анализ экспериментальных данных

Как уже было отмечено, задачей работы являлось получение экспериментальных данных по разбросу (распределению) характеристик ползучести и разрушения материала и сопоставление этих характеристик между собой.

Рис. 2–4 демонстрируют разброс значений $\dot{\varepsilon}_{cr}$, τ и ε_{cr} . Для сравнения разброса $\dot{\varepsilon}_{cr}$, τ и ε_{cr} требуется характеризовать разброс соответствующими параметрами (показателями).

Обратим внимание на вид интегральных зависимостей $\frac{N_i}{N_0}(x_i)$, общий для разброса $\dot{\varepsilon}_{cr}$, τ и ε_{cr} . Основная часть этих зависимостей (более $\sim 80\%$) достаточно четко выглядит прямолинейной, и только на краях ($\frac{N_i}{N_0} < 0.1$ и $\frac{N_i}{N_0} > 0.9$) имеются криволинейные отступления, придающие всей зависимости $\frac{N_i}{N_0}(x_i)$ некоторое (весьма отдаленное) подобие S-образной формы. Как известно, дифференциальное распределение — распределение плотности вероятности случайной величины вокруг ее среднего значения — описывается колоколообразной функцией Гаусса [4]. Интегральное распределение случайной величины — интеграл вероятности [14] — имеет

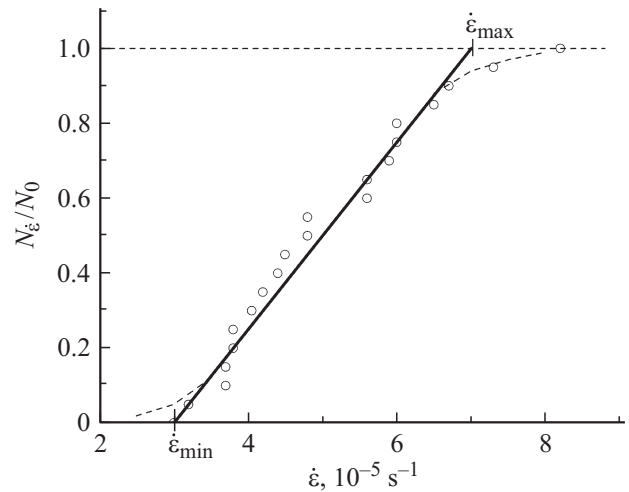


Рис. 2. Интегральное распределение для образцов ПП волокон по скорости ползучести.

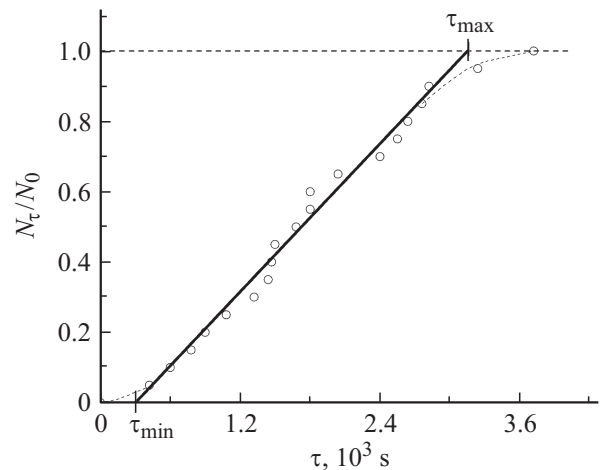


Рис. 3. Интегральное распределение для образцов ПП волокон по долговечности.

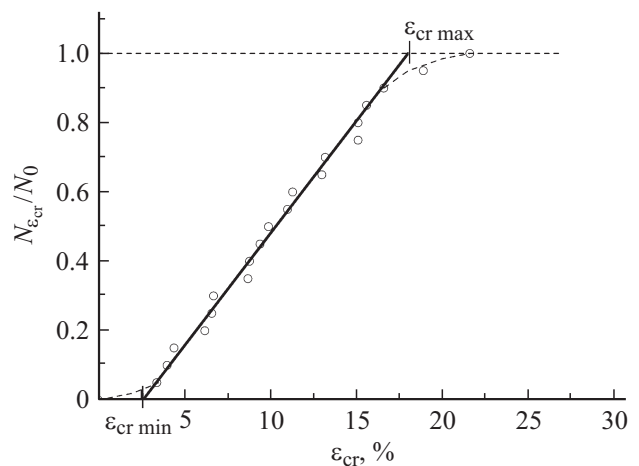


Рис. 4. Интегральное распределение для образцов ПП волокон по деформации ползучести.

Средние значения и параметры распределения характеристик ползучести и разрушения волокон ПП

Характеристика	Среднее значение $\langle x_i \rangle$	Параметр распределения δx_i
τ	$1.74 \cdot 10^3 \text{ s}$	1.6
$\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$	$5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	0.8
ϵ_{cr}	10.5%	1.5

хорошо выраженную S-образную форму. Как видно из рис. 2–4, интегральные распределения разброса $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$, τ , ϵ_{cr} , у которых доминируют линейные участки, отвечают явно „негауссовому“ виду. Это свидетельствует о том, что значения $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$, τ , ϵ_{cr} не являются простыми случайными величинами, а отражают в разбросе своих значений набор ряда случайных величин, формирующих каждое конкретное значение $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$, τ и ϵ_{cr} (см. ниже).

Поэтому для нахождения мер разброса, позволяющих сравнивать разброс различных характеристик, обратимся к упрощенному способу нахождения такой меры, использующему доминирующую линейную часть зависимости $\frac{N_i}{N_0}(x_i)$.

Проводим линейную экстраполяцию зависимости $\frac{N_i}{N_0}(x_i)$ к значениям $\frac{N_i}{N_0} = 0$ и $\frac{N_i}{N_0} = 1$. Получаем значения $x_{i, \text{min}}$ и $x_{i, \text{max}}$. Такие значения показаны на рис. 2–4.

Находим эффективный разброс $x_i \Delta x_i = x_{i, \text{max}} - x_{i, \text{min}}$.

Находим среднее значение $x_i \langle x_i \rangle = \frac{1}{2}(x_{i, \text{max}} + x_{i, \text{min}})$.

Принимаем за безразмерный параметр разброса отношение $\delta x_i = \frac{\Delta x_i}{\langle x_i \rangle} = \frac{2x_{i, \text{max}} - x_{i, \text{min}}}{x_{i, \text{max}} + x_{i, \text{min}}}$.

По графикам на рис. 2–4 находим средние значения $\langle x_i \rangle$ и параметры разброса δx_i для величин $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$, τ и ϵ_{cr} , которые приведены в таблице.

Из данных таблицы видно, что значения параметра распределения для τ и ϵ_{cr} близки, а для $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ — существенно меньше.

Перед обсуждением распределения (разброса) характеристик отметим следующий из данных таблицы результат по средним значениям этих характеристик:

$$\langle \dot{\epsilon}_{\text{cr}} \rangle \langle \tau \rangle = \langle \epsilon_{\text{cr}} \rangle \simeq 0.09.$$

То есть имеется согласие с (2) — результатами многих исследований долговечности и ползучести по устойчивости величины произведения $\dot{\epsilon}_{\text{cr}} \tau$ и близости этой величины значению $\epsilon_{\text{cr}} \sim 0.1$. Это и подталкивало к возможному пониманию критериальности деформации ползучести для наступления разрушения полимеров (как и неполимерных тел) [5,6]. Рассмотрение разброса значений этих характеристик — $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$, τ , ϵ_{cr} — позволяет выяснить вопрос о критериальности ползучести.

Назовем возможные причины разброса характеристик, фигурирующих в таблице.

1. Инструментальные причины. Здесь главным является колебание температуры образца, которое при сильной (экспоненциальной) зависимости τ и $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ от

температуры (1), способно серьезно влиять на разброс регистрируемых значений τ и $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$.

Отметим, что возможные колебания напряжения σ , так же экспоненциально влияющего на значения τ и $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ (1), при использованном нагружении образцов постоянной силой, могут быть связаны только с вариацией (от образца к образцу) диаметра отрезков волокна.

2. Физические (структурные) причины. Имеется в виду вариация от образца к образцу различных характеристик структуры, и, что особенно важно, — дефектов структуры.

Рассмотрим вопрос о распределении (разбросе) двух характеристик: скорости ползучести $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ и долговечности τ .

Ползучесть полимера (как и неполимерных тел) является делокализованным макропроцессом, так как охватывает весь объем образца [15,16]. Разумеется, этот макропроцесс складывается из совокупной последовательности элементарных актов, характерных для полимеров: конформационных переходов. Локальные условия этих актов могут различаться, но скорость макропроцесса ползучести определяется усредненными по всему объему полимера параметрами акта: барьером, активационным объемом, локальным напряжением. Ввиду усредненности факторов, определяющих скорость ползучести макрообразца, для заметной вариации этих средних значений у образцов в серии оснований не имеется. Это означает, что разброс значений скорости ползучести вследствие влияния структурно-дефектной неодинаковости образцов не может быть существенным. Структурно-обусловленная скорость ползучести у всех образцов должна быть практически одинаковой и иметь величину, равную среднему значению $\langle \dot{\epsilon}_{\text{cr}} \rangle = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (см. таблицу).

Тогда следует заключить, что регистрируемый разброс скорости ползучести ($\delta \dot{\epsilon}_{\text{cr}} \simeq 0.8$) обусловлен вариацией от образца к образцу двух инструментальных факторов, определяющих в соответствии с (1) величину $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$: температуры T и напряжения σ . В силу экспоненциальной зависимости $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ от T и σ колебания T и σ в несколько процентов вызывают колебания (разброс) $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$ в десятках процентов.

Обратим теперь внимание на разброс долговечности, который значительно превышает разброс скорости ползучести: $\delta \tau \simeq 1.6$. Поскольку зависимости $\tau(T, \sigma)$ единообразны с зависимостями $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}(T, \sigma)$ (выражения (1)), то разброс T и σ в разброс τ вносит такой же вклад, как и в разброс $\dot{\epsilon}_{\text{cr}}$. Поэтому выделение в разбросе τ составляющей, не связанной с инструментальными факторами (колебаниями T и σ), может быть произведено вычитанием $\delta \tau - \delta \dot{\epsilon}_{\text{cr}}$. Получаемая величина разности относится к иному фактору (нежели инструментальные), а таким фактором, влияющим на разброс долговечности, фактически может быть только дефектность структуры полимера. Здесь и находит объяснение тот интересный факт, что температурно-силовая зависимость средних

(по ансамблю) значений долговечности и скорости ползучести оказывается функционально и количественно одинаковой, а разброс τ и $\dot{\epsilon}_{cr}$ в ансамбле (серии) образцов четко различается.

Этот факт, очевидно, связан с тем, что в отличие от делокализованности ползучести полимера разрыв полимера, наступление которого и фиксирует значение долговечности, является событием локализованным, т.е. происходящим в некоторой „точке“ образца. Такая точка связана с наличием в ней некоторого дефекта структуры, создающего при заданном среднем напряжении σ повышенное локальное напряжение (дефект выступает как концентратор напряжения). В этом месте элементарные акты подготовки разрушения полимера идут более интенсивно (разрывы напряженных межатомных связей, образование зародышевых микротрещин, рост трещин), что и приводит к формированию в данном месте магистральной трещины и разрыву всего образца.

В это же время (до разрыва образца) в других местах объема полимера, где не имеется столь „опасного“ дефекта, процессы подготовки разрушения идут медленнее. Таким образом, долговечность отдельного данного образца полимера определяется наличием наиболее „опасного“ дефекта, причем вариация „степени опасности“ этого дефекта и приводит к значительному разбросу долговечности образцов в серии.

Подчеркнем, что наличие отдельных опасных дефектов не может заметно повлиять на скорость ползучести образцов, охватывающей весь объем полимера, и, как уже отмечалось, связанной с усредненными характеристиками структуры.

Таким образом, регистрируемый сильный разброс долговечности свидетельствует о локализованности процесса подготовки полимера к разрушению в отличие от делокализованности процесса ползучести. Это обстоятельство ставит под сомнение суждение о критериальности ползучести для разрушения полимера, следовавшее из результатов анализа только средних значений долговечности.

Действительно, из рис. 3 следует, что разрыв одинаковых образцов ПП происходит при достаточно широкой вариации доразрывной деформации ползучести от $\epsilon_{cr} \simeq 2\%$ до $\epsilon_{cr} \simeq 20\%$ (т.е. примерно на целый десятичный порядок). Этот факт и соответствует тому, что разрыв образца не требует достижения у полимера определенного значения общей деформации ползучести ($\sim 10\%$), а обуславливается скоростью развития локального „очага разрушения“, которая и определяет долговечность образца.

Таким образом, доразрывная деформация ползучести ϵ_{cr} выступает не самостоятельной величиной, а величиной, определяемой тем, насколько „успеет“ деформация ползучести вырасти за время развития локального очага разрушения (долговечность).

При констатации разницы процесса ползучести и процесса подготовки образца к разрыву, выражающейся в разной степени локализации этих процессов, выступает

вопрос объяснения равенства энергии активации этих процессов $Q(T, \sigma) = U(T, \sigma)$, которое приводит к возможности заключения об одинаковости элементарных актов ползучести и разрушения материалов.

Именно для полимерных материалов (особенно для ориентированных полимеров) имеются экспериментальные данные, ведущие к объяснению равенства энергий активации. Было показано, что действие постоянной растягивающей нагрузки на ориентированные полимеры вызывает разрывы цепных молекул (регистрируемые методами электронного парамагнитного резонанса, инфракрасной спектроскопии), концентрация которых нарастает во времени с постоянной фактически скоростью [3], что является подобием скорости ползучести. Особенно важными выступили данные по влиянию иницирования разрывов скелетных связей в цепных молекулах полимеров ультрафиолетовым облучением (УФ). Показано, что включение УФ-облучения резко ускоряет ползучесть ориентированных полимеров. Как только УФ-облучение прекращается, скорость ползучести сразу же резко падает [17]. Эти данные позволяют заключить, что разрыв скелетной С–С связи определяет возможность пройти конформационному гош-транс-переходу в соседней цепной молекуле, т.е. пройти элементарному акту ползучести полимера и внести вклад в деформацию ползучести образца. Тогда оказывается, что акты разрыва цепных молекул (элементарные акты разрушения полимеров) являются ведущими, а акты ползучести — „не самостоятельными“, а происходящими после актов разрывов цепных молекул.

Энергия активации разрыва цепных молекул (3–4 eV) выше энергии активации конформационных переходов (1–1.5 eV). Поэтому гош-конформеры „ждут“ флуктуационных разрывов соседних молекул, и гош-транс-переходы происходят вскоре после этих разрывов. Тогда скорость ползучести $\dot{\epsilon}_{cr}$ определяется средней скоростью процесса подготовки полимера к разрушению, которая приблизительно выражается обратной средней долговечностью ($\langle \tau^{-1} \rangle$). Отсюда и следует равенство барьеров $Q(\sigma) = U(\sigma)$. Поэтому и кинетика ползучести ориентированных полимеров оказывается совпадающей с кинетикой разрушения (разрыв цепных молекул) полимеров.

Таким образом, условия разрыва полимеров определяет не кинетика ползучести, а кинетика накопления разрыва цепных молекул, что и является процессом подготовки разрыва всего образца.

Заключение

Итогом работы является выяснение связи кинетики ползучести и кинетики разрушения для ориентированного полимерного тела — ориентированных волокон ПП.

Подобные соотношения характеристик ползучести $\dot{\epsilon}$ и кинетики разрушения τ имеют место и для других неполимерных тел, для которых также оказывается $\tau \dot{\epsilon}_{cr} = \tau_0 \dot{\epsilon}_0 \simeq 0.1$ [6]. Детализация связи элементарных

актов ползучести и подготовки образцов к разрывам для неполимерных тел требует соответственного рассмотрения.

Список литературы

- [1] Физическая энциклопедия. Т. 4. М.: Большая Российская энциклопедия, 1994. С. 10–13.
- [2] Энциклопедия полимеров. Т. 2. М.: Советская энциклопедия, 1974. С. 689–691.
- [3] Физическая энциклопедия. Т. 4. М.: Большая Российская энциклопедия, 1994. С. 168–170.
- [4] Энциклопедия полимеров. Т. 1. М.: Советская энциклопедия, 1972. С. 754–764.
- [5] *Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е.* Кинетическая природа твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- [6] *Орлов А.Н.* Введение в теорию дефектов в кристаллах. М.: Высшая школа, 1983. 144 с.
- [7] Deformation and Fracture of Materials and Nanomaterials — DFMN 2007. Moscow: Interkontakt, 2007. 735 p.
- [8] *Слуцкер А.И., Алекперов В.А., Абасов С.А.* // ФТТ. 1980. Т. 32. Вып. 8. С. 2339–2344.
- [9] *Блейкмор Дж.* Физика твердого тела. М.: Мир, 1988. 432 с.
- [10] *Радциг В.Ф., Бутягин П.Ю.* // Высокомолекулярные соединения. А. 1967. Т. 9. Вып. 12. С. 2549–2558.
- [11] *Цобкалло Е.С.* // Изв. вузов. ГЛП. 1988. № 5. С. 65–66.
- [12] *Волькенштейн М.В.* Конфигурационная статистика полимерных цепей. М.–Л.: АН СССР, 1959. 455 с.
- [13] *Пахомов П.М.* Конформационная структура и механика полимеров. Тверь: Изд-во Тверского гос. ун-та, 1999. 236 с.
- [14] Математический энциклопедический словарь. М.: Советская энциклопедия, 1988. С. 139–140.
- [15] *Демидов А.В., Макаров А.Г., Сталевич А.М.* // Прикладная механика и техническая физика. 2007. Т. 48. № 5. С. 147–157.
- [16] *Демидов А.В., Макаров А.Г., Сталевич А.М.* // Механика твердого тела. 2009. № 1. С. 143–153.
- [17] *Бобоев Т.Б., Регель В.Р., Черный Н.Н.* // Механика полимеров. 1969. № 5. С. 929–931.