ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ

Том (А) 33 1991 № 10

УДК 541.64:539.3

© 1991 г. А. А. Аскадский, В. А. Белошенко,
М. К. Пактер, К. А. Бычко, М. П. Валецкий

ЭВОЛЮЦИЯ СВОЙСТВ ЧАСТОСЕТЧАТОГО ПОЛИМЕРА ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И ОТЖИГЕ

Изучено влияние деформации в твердофазном состоянии и отжига на упругие, прочностные и релаксационные свойства частосетчатого полимера, полученного на основе эпоксидиановой смолы ЭД-16. Изменение механических свойств связано с эволюцией структуры полимера и появлением внутренних микронапряжений, вызываемых твердофазным деформированием. Кинетика процессов релаксации напряжения проанализирована с помощью новых ядер релаксации. Предложена модель, объясняющая восстановление эффективной концентрации узлов сетки при отжиге.

Широко используемым способом повышения механических свойств полимерных материалов является ориентация макромолекул. Она может достигаться вытяжкой из раствора или расплава с последующей или одновременной кристаллизацией, а также деформированием в твердофазном состоянии [1]. Второй подход получил в настоящее время большое распространение благодаря возможности изготовления высокопрочных высокомодульных изделий сложного профиля [2]. Он реализован главным образом для линейных полимеров, легко поддающихся твердофазному формованию. В случае частосетчатых полимеров этот процесс затруднен из-за наличия частых сшивок, поэтому создание ориентированной структуры может сопровождаться разрушением сетки. Представляет интерес выяснить, как указанные процессы отразятся на деформационно-прочностных и релаксационных свойствах полимера и какие изменения происходят в структуре и свойствах деформированного материала при отжиге.

Объектом исследования служил эпоксидный полимер на основе эпоксидиановой смолы ЭД-16, отвержденной *изо*-метилтетрагидрофталевым ангидридом. Ориентирование полимера осуществляли гидростатической экструзией. Выбор указанного метода обусловлен тем, что наложение высокого гидростатического давления в процессе деформации препятствует образованию и росту дефектов, приводящих к разрушению материала [3]. Условия отверждения ЭД-16 и проведения гидростатической экструзии те же, что и в работе [4]. Степень деформации ε рассчитывали по формуле $\varepsilon = \frac{d_1^2 - d_2^2}{d_1^2} \cdot 100\%$, где d_1 и d_2 – соответственно диаметр заготовки и калибрующего отверстия матрицы. Отжиг образцов проводили при 160° в течение 2 ч.

Деформационно-прочностные характеристики изучали в условиях одноосного сжатия при скоростях деформирования 1 и 2 мм/мин (диаметр образцов 10, высота 15 мм) и одноосного растяжения при скорости деформирования 1 мм/мин на образцах цилиндрической формы с диаметром рабочей части 5, длиной 20 мм. На каждую степень деформации испытывали не менее пяти образцов. За результат измерения брали среднее арифметическое совокупности полученных данных.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н по серии из 15–20 отпечатков.

Релаксацию напряжения изучали при сжатии образцов диаметром 3 и высотой 6 мм. Величина деформации была постоянной и составляла 2,5%, время нагружения 12 с.

Плотность измеряли методом гидростатического взвешивания с точностью до четвертого знака после запятой. Ее значения в дальнейшем округляли с учетом средней арифметической погрешности измерений.

Термомеханический анализ выполняли в условиях одноосного сжатия при на-

пряжении 1,2 МПа и скорости изменения температуры 2 К/мин. По данным термомеханического анализа рассчитывали квазиравновесный модуль при сжатии $E_{в.э}$ и эффективную концентрацию узлов ν полимерной сетки [5].

Микроструктурные исследования проводили в отраженном свете на полированной поверхности образцов, подвергнутой травлению концентрированной серной кислотой.

Ранее отмечалось, что метод гидроэкструзии позволяет продеформировать исследуемый полимер с достаточно высокими значениями ε [4]. Лишь при $\varepsilon=55\%$ экструдаты разрушались как целое. Это связано как с благоприятной схемой деформирования, так и со свойствами эпоксидного полимера: диаграммы растяжения и сжатия исходных образцов свидетельствуют о том, что материал имеет область вынужденной эластичности и обладает некоторым резервом пластичности. С ростом ε вплоть до 30% экструдаты остаются прозрачными, трещины практически отсутствуют. Дальнейшее увеличение ε приводит к растрескиванию отдельных участков. Вместе с тем происходит охрупчивание полимера и при больших ε имеет место значительный разброс в значениях прочностных показателей (для исследований выбирали части экструдатов, не содержащих видимых трещин).

На рис. 1 приведены зависимости модулей упругости E при растяжении и сжатии, измеренные в направлении вытяжки, и плотности ρ от ε. С увеличением степени предварительной деформации модуль упругости при испытаниях на растяжение интенсивно увеличивается, при сжатии — уменьшается. Причем для отдельных образцов, деформированных на 45%, значения E при растяжении превосходят контрольные более чем в 2 раза. Величина ρ изменяется немонотонно, достигая максимума при $\varepsilon\sim25\%$.

Зависимости прочностных показателей от ε, как и ρ, носят экстремальный характер (рис. 2). При этом предел вынужденной эластичности $\sigma_{в.э}$ и разрушающее напряжение $\sigma_р$ при растяжении изменяются симбатно. В случае испытаний на сжатие $\sigma_{в.э}$ достигает минимальных, а $\sigma_р$ — максимальных значений при $\varepsilon=25\%$. Относительная деформация до разрушения $\varepsilon_р$ при обоих видах испытаний с повышением ε до 25% возрастает, затем уменьшается.

Исследованные образцы при растяжении разрушаются квазихрупко. Разрушение происходит в направлении, перпендикулярном направлению растяжения. Изучение поверхностей разрушения показало, что оно является следствием роста микротрещин, зарождающихся у поверхности или внутри образцов и приводящих к появлению зеркальной зоны. Дальнейшее прорастание первичных и большого числа вторичных микротрещин способствует образованию шероховатой зоны, возникающей в результате их слияния в единый поток. В области зеркальной зоны поверхность разрушения состоит из сколов в виде парабол или имеет ручьевидный рельеф. Наблюдается корреляция между площадью, занимаемой зеркальной зоной, и разрушающим напряжением: образцам с большой зеркальной зоной соответствуют низкие значения $\sigma_р$ и, наоборот, там, где она занимает незначительную часть поверхности образцов, имеют место наибольшие значения $\sigma_р$. Деформация гидроэкструзией не приводит к изменению механизма разрушения. Поверхности разрыва экструдатов имеют сходный характер с таковыми для контрольных образцов и различаются лишь размерами зеркальной и шероховатой зон.

Немонотонное изменение плотности полимера в зависимости от степени вытяжки при гидроэкструзии связано со следующими обстоятельствами. Деформация под высоким гидростатическим давлением способствует залечиванию микропор, образованных на стадии отверждения эпоксидного полимера [6, 7], а происходящая при этом ориентация полимерных цепей в направлении действия силы приводит к большему упорядочению структуры по сравнению с исходной. Все это вызывает увеличение ρ. Вместе с тем по мере роста ε происходит разрыхление материала с образованием границ раздела и микропустот, разрушение внутри- и межмолекулярных связей [6, 8, 9], что в свою очередь ведет к возникновению трещин и снижению плотности.

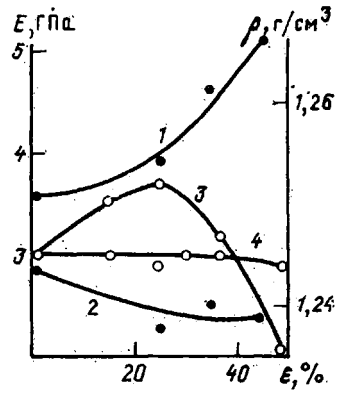

Рис. 1

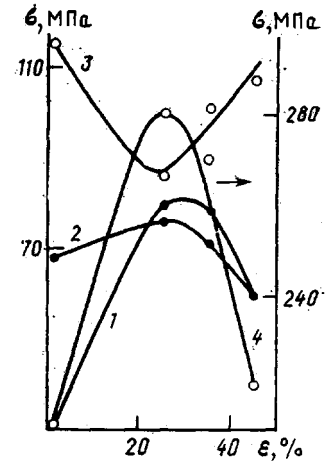

Рис. 2

Рис. 1. Зависимости модулей упругости E при растяжении (*1*) и сжатии (*2*), а также плотности ρ (*3*, *4*) от степени деформации ε для деформированных образцов (*1–3*) и полимера после деформации и отжига (*4*)

Рис. 2. Зависимости предела вынужденной эластичности (*1*, *3*) и разрушающего напряжения (*2*, *4*) при растяжении (*1*, *2*) и сжатии (*3*, *4*) от степени деформации ε

Отмеченные изменения ρ несомненно отражаются на уровне механических свойств гидроэкструдированного полимера. Об этом свидетельствует одинаковый с ρ характер зависимостей σ_p и ε_p, наблюдаемый при обоих видах испытаний. Залечивание микропустот, предопределяющих в значительной мере прочность сплошной среды, в рамках представлений которой может рассматриваться поведение эпоксидного полимера, приводит к возрастанию σ_p и ε_p, а увеличение пористости, имеющее место при $\varepsilon > 25\%$, вызывает заметное снижение этих величин.

В то же время одним только изменением ρ нельзя объяснить данные, приведенные на рис. 1 и 2. Как показали ранние исследования [4, 10], при гидроэкструзии эпоксидного полимера в нем развиваются процессы ориентации цепей макромолекул и механодеструкции. Ориентация, вероятно, осуществляется путем разворота элементов сетки, приводящего к расположению отдельных участков цепей между сшивками, параллельному направлению вытяжки. При небольших ε превалируют процессы ориентации. Они являются причиной появления в полимере внутренних микронапряжений, оказывающих влияние на характер последующей деформации образцов при испытаниях на растяжение и сжатие. В результате действия этих микронапряжений наблюдается эффект, известный для металлов как эффект Баушингера [11]: предварительная пластическая деформация, вызванная растяжением, уменьшает сопротивление пластической деформации при сжатии. Процесс формования при гидроэкструзии в первом приближении можно рассматривать как деформацию растяжением (особенно при малом угле конуса матрицы) [1]. Поэтому уменьшение $\sigma_{в.э}$, наблюдаемое при испытаниях на сжатие для образцов с $\varepsilon = 25\%$ по сравнению с исходными (рис. 2), может быть связано с совпадением по знаку микронапряжений, имеющихся в экструдате, вызванных натяжением цепей макромолекул, и внешних приложенных напряжений. Различное поведение модулей упругости в зависимости от схемы деформирования (рис. 1), по-видимому, также обусловлено наличием в материале микронапряжений, облегчающих или затрудняющих преодоление сил межмолекулярного взаимодействия при нагружении полимера. Следует отметить, что установленные закономерности в изменении механических свойств деформированного частосетчатого полимера имеют сходный характер с из-

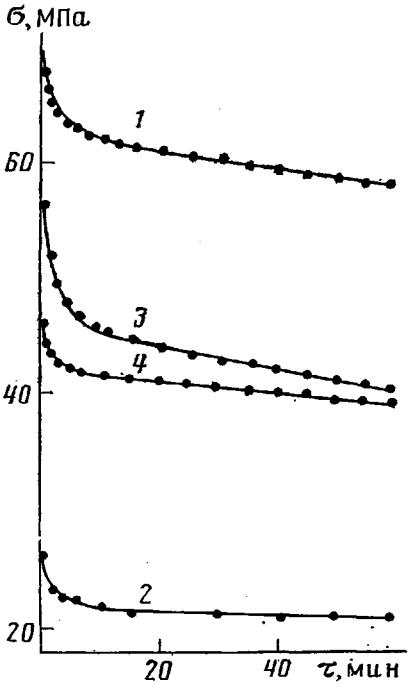

Рис. 3. Релаксация напряжения σ в исходном (*1*, *2*) и деформированном на 45% (*3*, *4*) полимере для нативных образцов (*1*, *3*) и полимера после отжига (*2*, *4*)

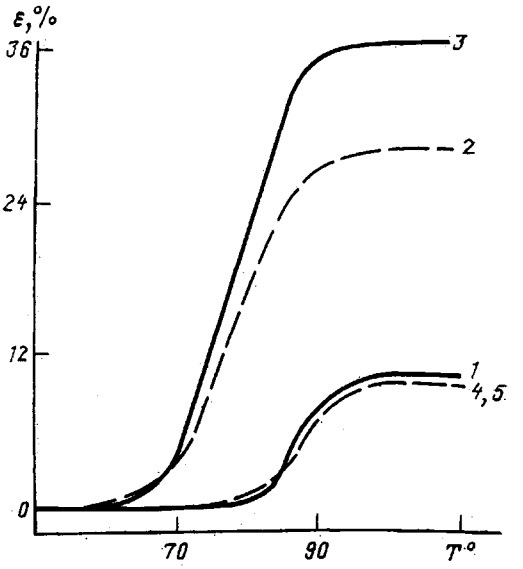

Рис. 4. Термомеханические кривые исходного (*1*), деформированного (*2*, *3*) и отожженного после деформации (*4*, *5*) полимера при ε=35 (*2*, *4*) и 45% (*3*, *5*)

менением деформационно-прочностных свойств ориентированных линейных полимеров [12]. Это свидетельствует о сходстве механизмов деформирования линейных и частосетчатых полимеров.

Изучение релаксационных свойств, выполненное на исходных образцах и экструдатах с ε=35 и 45%, показало, что при этих ε наблюдается резкое возрастание молекулярной подвижности, вызванное разрыхлением материала и частичной механодеструкцией сетки. Наиболее детально были изучены процессы релаксации напряжения. Результаты этих экспериментов приведены на рис. 3. Хорошо видно, что релаксация напряжения в деформированном полимере протекает более интенсивно, чем в контрольном. С увеличением ε напряжение, необходимое для поддержания заданной деформации, уменьшается, скорость релаксации возрастает, релаксация протекает до более низких значений напряжения. Отжиг образцов вызывает изменения в ходе релаксационных процессов. Исходный образец после отжига требует гораздо меньших напряжений для поддержания постоянной деформации, чем до отжига. Уменьшается величина этих напряжений и у деформированных образцов. Вместе с тем после отжига образец, деформированный первоначально на 45%, требует больших напряжений для поддержания постоянной деформации, чем отожженный контрольный.

Для описания кинетики релаксационных процессов была проведена аппроксимация зависимостей $\sigma(t)$ с помощью новых ядер релаксации, предложенных в работе [13]. Эти ядра получены на основе анализа производства энтропии системы (образца) в ходе релаксационного процесса. Рассматривалась энтропия смешения релаксаторов и нерелаксаторов [13]. Под релаксаторами подразумеваются различного типа неоднородности, например микрополости, под нерелаксаторами — материал, в котором релаксационные процессы уже завершены.

Если ход релаксационного процесса лимитируется кинетикой взаимодействия релаксаторов и перехода их в нерелаксирующий материал, то

ядро релаксации имеет вид

$$T_1(\tau) = -\frac{S_0}{k_Б m_1}\left\{\frac{1}{[f_1(\tau)-\alpha_0]\ln[f_1(\tau)-\alpha_0]+[1-f_1(\tau)+\alpha_0]\ln[1-f_1(\tau)+\alpha_0]}+\frac{1}{\ln 2}\right\}, \quad (1)$$

где $f_1(\tau)=\frac{1}{(1+k^*\tau/\beta)^\beta}$; $\alpha_0=10^{-10}$ (доля прореагировавших релаксаторов к моменту окончания задания постоянной деформации): k^* — величина, пропорциональная константе скорости взаимодействия релаксаторов; τ — текущее время; $\beta=\frac{1}{n-1}$, а n — порядок реакции взаимодействия релаксаторов; S_0 — начальная энтропия системы, $k_Б$ — константа Больцмана; $m_1=m^*\int_0^\infty T_1^*(\tau)d\tau$, m^* — общее число релаксаторов (неоднородностей) в образце, $T_1^*(\tau)$ — переменная часть ядра (1), заключенная в фигурных скобках.

Если процесс релаксации напряжения лимитируется кинетикой диффузии образовавшихся нерелаксаторов в образце, то ядро имеет вид

$$T_2(\tau) = -\frac{S_0}{k_Б m_2}\left\{\frac{1}{f_2(\tau)\ln f_2(\tau)+[1-f_2(\tau)]\ln[1-f_2(\tau)]}+\frac{1}{\ln 2}\right\}, \quad (2)$$

где $f_2(\tau)=a\tau^\gamma$, a и γ — константы материала; $m_2=m_2^*\int_0^\infty T_2^*(\tau)d\tau$, m_2^* — количество неоднородностей, претерпевающих диффузию, $T_2^*(\tau)$ — переменная часть ядра (2), заключенная в фигурных скобках.

Уравнения Больцмана для описания кривых релаксации напряжения с учетом ядер (1) и (2) имеют вид

$$\sigma(\tau)=\sigma_0-\frac{\sigma_0 S_0}{k_Б m_1}\int_0^t T_1^*(\tau)d\tau$$

$$\sigma(\tau)=\sigma_0-\frac{\sigma_0 S_0}{k_Б m_2}\int_0^t T_2^*(\tau)d\tau$$

Здесь σ_0 — начальное напряжение.

Табулированные значения $\int_0^t T_1^*(\tau)d\tau$, $\int_0^t T_2^*(\tau)d\tau$ даны в работе [14]. Эти значения были занесены в память ЭВМ, с помощью которой проводили аппроксимацию. Результаты аппроксимации представлены в табл. 1. Из нее видно, что коэффициент корреляции r близок к единице при использовании ядра $T_1(\tau)$. В то же время для исходных образцов величина r при использовании ядра $T_2(\tau)$ также приближается к единице. Следовательно, исходя из представлений, развитых в работе [13], можно считать, что для неотожженных образцов процесс релаксации напряжения равновероятно определяется как кинетикой взаимодействия релаксаторов, так и кинетикой диффузии нерелаксаторов. В случае отожженных образцов лимитирующей стадией процесса является кинетика взаимодействия релаксаторов. У исходных образцов условно равновесное напряжение σ_∞ снижается при деформировании, а у отожженных оно выше в том случае, если отжигу предшествовала диффузия. Результатом твердофазной деформации является также снижение количества неоднородностей (вели-

Таблица 1

Параметры ядер $T_1(\tau)$ и $T_2(\tau)$, полученные при аппроксимации зависимостей $\sigma(\tau)$

Состояние образцов	ε, %	$T_1(\tau)$						$T_2(\tau)$					
		σ_0, МПа	σ_∞, МПа	$k^* \cdot 10^3$, мин$^{-1}$	$\frac{k_Б m_1^*}{S_0}$	n	r	σ_0, МПа	σ_∞, МПа	a	γ	$\frac{k_Б m_2^*}{S_0}$	r
Исходные	0	75,1	51,1	1	3,127	6	0,997	65,8	57,7	0,0403	0,5	8,129	0,994
	35	51,6	28,8	1	2,261	6	0,996	42,8	35,1	0,0403	0,5	5,535	0,998
	45	65,5	29,4	1	1,819	6	0,999	52,1	40,6	0,05	0,5	4,528	0,994
После отжига	0	29,5	20,5	10	3,266	1,43	0,994	23,9	20,2	0,05	0,5	6,504	0,981
	35	35,4	27,8	10	4,647	4,33	0,997	31,2	28,0	0,05	0,5	9,763	0,987
	45	49,7	34,4	1	3,255	6	0,998	44,0	39,1	0,05	0,5	9,020	0,994

чины $\frac{k_Б m_1^*}{S_0}$ и $\frac{k_Б m_2^*}{S_0}$ уменьшаются с ростом ε). Однако отжиг предварительно деформированных образцов способствует увеличению числа неоднородностей, причем достаточно заметному $\left(\frac{k_Б m_1^*}{S_0}, \frac{k_Б m_2^*}{S_0}\right.$ возрастают).

Величины a и γ практически не зависят от предыстории, причем во всех случаях $\gamma=0{,}5$. Это свидетельствует о фиковском механизме диффузии.

Результаты термомеханических исследований указывают на снижение температуры стеклования T_c и модуля упругости в высокоэластическом состоянии $E_{в.э}$ деформированнего полимера по сравнению с исходным (рис. 4). Они согласуются с данными ЯМР, полученными ранее [10], которые свидетельствуют об уменьшении температуры «ядерного» стеклования и возрастании подвижности менее жесткой кинетической фазы при деформировании.

Отжиг экструдатов при $T>T_c$ практически полностью восстанавливает первоначальные размеры образцов. Это следует рассматривать как результат релаксации напряженных межузловых цепей в межглобулярном пространстве. Такое поведение свойственно линейным полимерам, полученным в процессе холодной вытяжки [15], и является доказательством того, что в экструдатах частосетчатого полимера содержатся выпрямленные цепи [8]. Эффект восстановления формы может быть использован при изготовлении термовосстанавливаемых изделий. В отличие от изделий из термопластичных полимеров они могут применяться при достаточно высоких температурах без опасности вязкого течения.

Исследуемый полимер имеет глобулярную структуру [10]. Гидроэкструзия приводит к ее гомогенизации и превращению при $\varepsilon \geqslant 35\%$ в вихревую. Однако фибриллярная структура, типичная для линейных ориентированных полимеров [8, 15], в этом случае не наблюдается. Вероятно, частая сетка не позволяет достичь достаточно протяженных ориентированных участков. Отжиг при $T>T_c$ после деформации способствует восстановлению глобул, однако их размеры и характер расположения отличаются от исходных, при этом микроструктура становится более однородной.

Релаксация формы образцов и их микроструктуры при отжиге сопровождается восстановлением свойств. Так, ρ достигает значений плотности контрольных образцов (рис. 1). Это происходит благодаря разупорядочению микроструктуры ($\varepsilon=0-35\%$) и залечиванию микротрещин ($\varepsilon>35\%$) [15]. Возрастают значения микротвердости H_μ (табл. 2). Рисунок 5 иллюстрирует кинетику восстановления H_μ в процессе отжига. Выдержка при каждой температуре составляла 2 ч. Видно, что H_μ увеличивается с ростом температуры отжига, достигая значений H_μ недеформированного полимера. В работе [4] было показано, что при небольших величинах ε

Таблица 2

Влияние деформации и отжига на характеристики структуры и свойства полимера

ε, %	$\varepsilon_{в.э}$, %	$E_{в.э}$	$\sigma_t^{в.э}$	$\sigma_t^{ст}$	$\nu\cdot10^{-20}$, см$^{-3}$	T_c°	H_μ, МПа
		МПа					
0	11	13,4	0	0	9,0	83	205
35 *	27,6 / 10,9	5,5 / 13,5	1,6 / 0	22,3 / –	3,7 / 9,1	68 / 81	165 / 207
45 *	35,8 / 10,9	4,3 / 14,1	2,5 / 0	21,7 / –	2,9 / 9,5	68 / 81	165 / 205

Примечание. В числителе — образцы после деформирования, в знаменателе — после отжига.

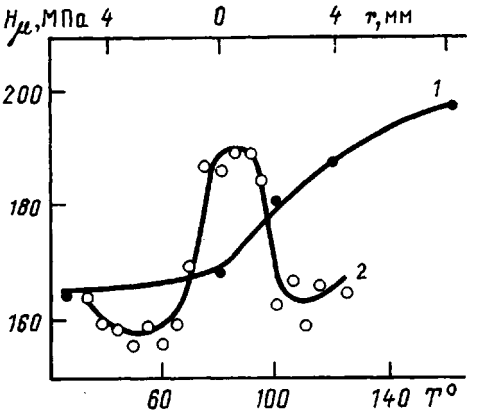

Рис. 5. Зависимость микротвердости H_μ полимера, деформированного на 25%, от температуры отжига (*1*) и распределение H_μ по диаметру экструдата (*2*) после отжига при 80°

распределение H_μ по диаметру экструдата неоднородно: H_μ, измеренная в центральной части образца, превышает H_μ периферийных участков, что связывалось с неоднородностью деформации. По-видимому, этим же объясняется характерное распределение H_μ по сечению образца, деформированного на 25% и отожженного при 80°, так как при $\varepsilon > 25\%$ или при более высоких T подобной картины не наблюдали.

В процессе отжига экструдатов ($\varepsilon \leqslant 45\%$) также восстанавливаются характеристики полимерной сетки T_c, $E_{в.э}$, ν (табл. 2). Это свидетельствует о том, что эластически активные цепи, определяющие поведение полимера при одноосном сжатии, не подверглись механодеструкции. Тогда изменение T_c и $E_{в.э}$ для деформированных образцов естественно увязать с внутренними микронапряжениями (остаточными напряжениями сжатия) $\sigma_t^{в.э}$, которые, суммируясь с внешним ($\sigma_T = 1{,}2$ МПа), создают результирующее напряжение $\sigma_\Sigma = \sigma_T + \sigma_t^{в.э}$, под действием которого сетка деформируется в высокоэластическом состоянии на величину $\varepsilon_{в.э}$. Если исходить из того, что равновесный модуль полимера при $\varepsilon \leqslant 45\%$ не меняется, то $\varepsilon_{в.э} = \dfrac{\sigma_\Sigma}{E^{и}_{в.э}}$, где $E^{и}_{в.э}$ – модуль упругости недеформированного полимера в высокоэластическом состоянии.

Аналогичный процесс наблюдается для релаксационных свойств в стеклообразном состоянии (табл. 1): σ_0 и σ_∞ после отжига экструдатов достигают или превосходят значения, характерные для отожженного исходного полимера. В этом случае также различия в σ_∞ исходного $\sigma_\infty^{и}$ и экструдированных $\sigma_\infty^{э}$ образцов можно рассматривать как остаточные напряжения сжатия $\sigma_t^{ст} = \sigma_\infty^{и} - \sigma_\infty^{э}$. Вполне естественно, что величины остаточных напряжений в стеклообразном и высокоэластическом состояниях существенно различаются: $\sigma_t^{ст} \gg \sigma_t^{в.э}$ (табл. 2).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сверхвысокомодульные полимеры / Под ред. Чиффери А., Уорда И. Л., 1983.
2. *Ениколопян Н. С., Береснев Б. И., Мясников Г. Д., Прут Э. В., Цыганков С. А., Крючков А. Н., Шишкова Н. В.* // Докл. АН СССР. 1986. Т. 291. № 2. С. 368.
3. *Гольдман А. Я.* Объемное деформирование пластмасс. Л., 1984.
4. *Белошенко В. А., Пактер М. К., Береснев Б. И., Заика Т. П., Слободина В. Г., Шепель В. М.* // Механика композит. материалов. 1990. № 2. С. 195.
5. *Парамонов Ю. М., Вашевко Д. С., Артемов В. Н., Пактер М. К.* // Реакционноспособные олигомеры, полимеры и материалы на их основе. М., 1981. С. 37.
6. *Айнбиндер С. Б., Тюнина Э. Л., Цируле К. И.* Свойства полимеров в различных напряженных состояниях. М., 1981.
7. *Зайцев Ю. С., Кочергин Ю. С., Пактер М. К., Кучер Р. В.* Эпоксидные олигомеры и клеевые композиции. Киев, 1990.
8. *Аскадский А. А.* Деформация полимеров. М., 1973.

9. *Черемской П. Г., Слезов В. В., Бетехтин В. И.* Поры в твердом теле. М., 1990.
10. *Пактер М. К., Белошенко В. А., Береснев Б. И., Заика Т. П., Абдрахманова Л. А.* // Высокомолек. соед. А. 1990. Т. 32. № 10. С. 2039.
11. *Мороз Л. С.* Механика и физика деформаций и разрушения материалов. Л., 1984.
12. *Цыганков С. А., Шишкова Н. В., Береснев Б. И.* // Физика и техника высоких давлений. 1987. Вып. 26. С. 74.
13. *Аскадский А. А.* // Механика композит. материалов. 1987. № 3. С. 403.
14. *Аскадский А. А., Блюменфельд А. Л., Гальперн Е. Г., Чистяков А. Л.* // Высокомолек. соед. А. 1988. Т. 30. № 4. С. 886.
15. *Волынский А. Л., Бакеев Н. Ф.* Высокодисперсное ориентированное состояние полимеров. М., 1984.

Донецкий физико-технический институт АН УССР

Институт элементоорганических соединений им. А. Н. Несмеянова АН СССР

Украинский научно-исследовательский институт пластических масс

Поступила в редакцию 25.12.90

A. A. Askadskii, V. A. Beloshenko, M. K. Pakter, K. A. Bychko, M. P. Valetskii

EVOLUTION OF PROPERTIES OF DENSE-NETWORK POLYMER IN THE COURSE OF SOLID PHASE STRAIN AND ANNEALING

Summary

Influence of the strain in the solid-phase state and annealing on elastic, strength and relaxational properties of the dense-network polymer obtained from the epoxydiane 3D-16 resin has been studied. The change of mechanical properties is a result of the evolution of the polymer structure and of the arising of internal microstresses because of the solid-phase strain. Kinetics of stress relaxation is analysed using the new relaxation nuclei. The model explaining the reduction of the effective concentration of crosslinks after annealing is proposed.