

УДК 539.3:539.377

К. Ф. К о м к о в

**ОСОБЕННОСТИ УПРУГИХ СВОЙСТВ
ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ
МАТЕРИАЛОВ**

Приведены результаты экспериментальных исследований низкомолекулярных высоконаполненных полимеров. Выполнен анализ, позволяющий представить механизм деформации сред, механические свойства которых имеют некоторые особенности: аномально высокие значения коэффициента поперечной деформации, разномодульность и очень малое значение отношения модуля сдвига к модулю объемного сжатия. Для описания деформации высоконаполненных полимерных материалов использованы тензорно-нелинейные уравнения. Результаты расчетов по предложенной модели сопоставлены с результатами испытаний образцов.

Известно [1], что высоконаполненные полимерные материалы (ВНП) проявляют зависимость свойств от времени, поэтому под характеристиками упругости следует понимать значения мгновенных модулей или податливостей. Для проведения расчета напряженно-деформированного состояния изделий из ВНП, например при нагрузках, возрастающих с большой скоростью, наличие упругих характеристик является одним из главных условий. Однако при обработке результатов испытаний возникают трудности в установлении связи между модулями упругости из-за отсутствия надежных сведений о значении коэффициента поперечной деформации.

Поэтому их приходится определять по результатам лабораторных испытаний для конкретных видов напряженного состояния. Например, для определения модуля объемного сжатия разработана и изготовлена специальная установка, несколько видоизмененная схема которой приведена в работе [2]. Нагружение осуществлялось в камере, заполняемой жидкостью или сжатым воздухом. Изменение объемной деформации фиксировалось визуально. Результат испытания — график зависимости объемной деформации от давления, меняющегося в пределах 0...5 МПа. Искомый модуль K определяли по начальному участку графика 1, изображенного на рис. 1.

Модуль упругости при растяжении и сжатии определяли по графикам напряжение–деформация (σ – ε), полученным при испытаниях образцов. На рис. 2, а приведена схема приспособления, которая включает в себя образец 1, датчик продольных деформаций 3, датчик

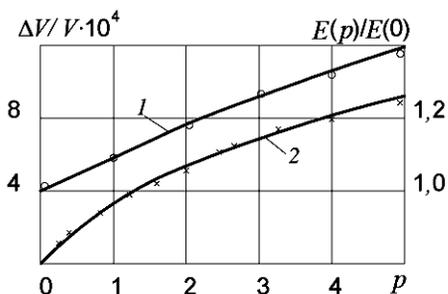


Рис. 1. Влияние внешнего давления на свойства ВНП:

1 — график изменения модуля упругости при растяжении от гидростатического сжатия; 2 — график зависимости объемной деформации от давления

в камере при давлении 0...5 МПа, что позволило определить зависимость модуля упругости E от давления (см. рис. 1, кривая 1).

Графики $\varepsilon_2 - \varepsilon_1$ дали возможность установить, что при малых деформациях растяжения ($\varepsilon_1 < 3...4\%$) коэффициент поперечной деформации ν_{12} может принимать значения большие 0,5. На

силы 2 и систему шарниров для исключения изгиба образца. Образец с тензометрическими датчиками продольной и поперечной деформации показан на рис. 2, б.

Схема регистрации, включающая в себя датчики с усилителем и двухкоординатными потенциометрами, позволила записать диаграммы $\sigma - \varepsilon$ и графики зависимости от продольной ($\varepsilon_2 - \varepsilon_1$). Подобная же схема использовалась для испытаний на сжатие. По этой схеме проводились испытания на растяжение

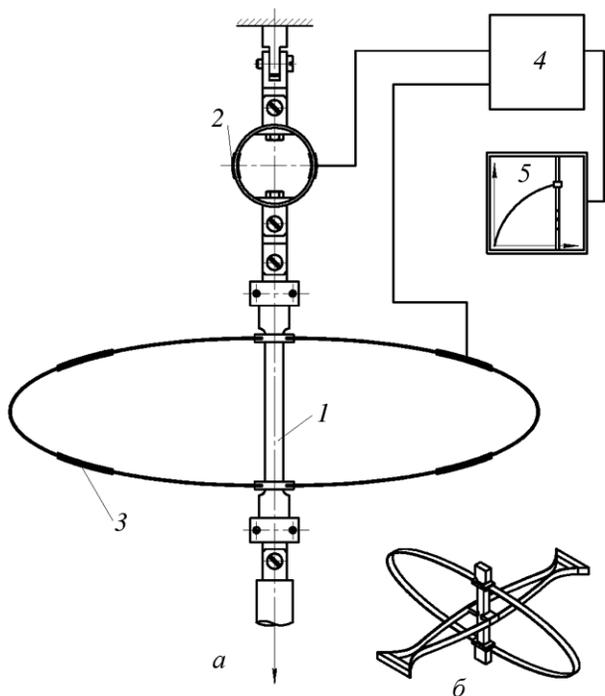


Рис. 2. Схема приспособления для испытания образцов ВНП на растяжение:
1 — образец, 2 — датчик силы, 3 — датчик для измерения продольной деформации; 4 — усилитель, 5 — двухкоординатный потенциометр

рис. 3 приведен график (кривая 1), усредненный по результатам испытаний пяти образцов, вырезанных из заготовки в различных направлениях. Для повышения достоверности результатов тарировка датчиков дополнялась испытаниями тестовых материалов.

График 3 относится к образцам из плотной, наполненной сажей, резины. Для нее (по литературным данным) $\nu_{12} = 0,48 \dots 0,49$. График 2 относится к образцам из пластичного материала, не подвергавшегося полимеризации. Для них, как и ожидалось, $\nu_{12} = 0,5$. В результате испытаний образцов из других ВНП, отличающихся составом связующего, получены кривые $\varepsilon_2 - \varepsilon_1$, расположенные над тестовыми кривыми 2 и 3.

Поскольку отмеченные особенности упругих свойств ВНП проявляются при деформациях, существенно меньших, чем при разрушении, то на рис. 4 приведены начальные участки диаграмм $\sigma - \varepsilon$ (кривые 1 и 2) и графиков $\nu - \varepsilon$ (кривые 3 и 4) для растяжения и сжатия.

Полученные результаты стимулировали поиск сведений о подобных исследованиях таких или близких по механическим свойствам, материалов. Выяснилось, что аномально высокие значения ν_{12} и ν_{13} описаны в работе [3] для условий растяжения образцов из полиэтилена и фторопласта. Там же высказано предположение, что этот эффект связан с деформационной анизотропией и изменением объема.

Для изотропного материала условие $\nu > 0,5$ равнозначно утверждению, что деформация растяжения сопровождается уменьшением объема образца. Чтобы убедиться в этом, провели испытания с измерением объемной деформации посредством специально изготовленного дилатометра. Эксперименты на образцах из ВНП не обнаружили отрицательной объемной деформации. Уровень жидкости в измерительной трубке оставался неизменным до

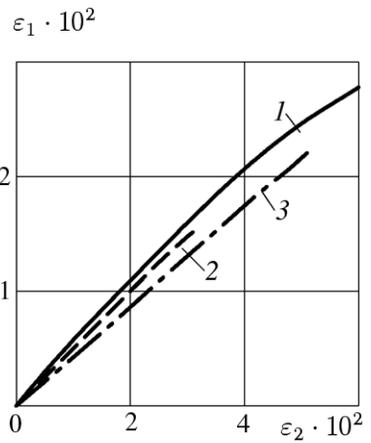


Рис. 3. Зависимости поперечной деформации от продольной:

1 — при испытании образцов ВНП, 2 — образцов не полимеризованного ВНП, 3 — образцов резины

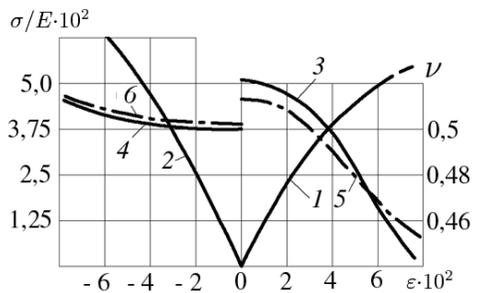


Рис. 4. Начальные участки диаграмм $\sigma - \varepsilon$ (кривые 1 и 2) и графиков $\nu - \varepsilon$ (кривые 3 и 4):

1 — при растяжении, слева — при сжатии; сплошные кривые — эксперимент, штрих-пунктирные — расчет (кривые 5 и 6)

$\varepsilon = 0,6 \dots 0,8\%$, после $\varepsilon > 2\%$ с возрастающей скоростью уровень жидкости поднимался (подобные результаты можно найти в обзорной работе [1]).

Полученные сведения дали основание для поиска механизма деформации, способствующего эффекту повышенной поперечной деформации. Основной вклад в описанную гипотезу дала работа [4], в которой проведено исследование, раскрывающее причины зависимости модуля упругости от внешнего давления. В этой работе при растяжении образцов ненаполненных полимеров исследовалось состояние макроструктуры с помощью микроскопа. Обнаружено, что при повышенной температуре, когда деформация достигает $\approx 1\%$, в поле зрения микроскопа появляются полосы сдвига под углом примерно 45° к оси образца, сопутствующие существенному повышению податливости. Такое поведение материала названо “сдвиговым деформированием”. Эти полосы, незаметные для невооруженного глаза, есть следствие структурных изменений. Они аналогичны линиям скольжения, возникающим в образцах пластичных материалов при напряжениях, превышающих предел текучести [5].

Предполагается, что нечто подобное происходит при сравнительно малой деформации низко модульных ВМП. При высокой степени наполнения полимера минеральными частицами (рис. 5, а) малую жесткость можно получить при слабом межмолекулярном взаимодействии в клеевом слое и высокой подвижности их цепочек на поверхности наполнителя [6].

Если за поле наблюдения принять лунку из-под крупной частицы, то при большом увеличении наблюдается примерно такая же структура, что и на рис. 5, а. Пограничные цепочки (связи) могут скользить (позиция 1, рис. 5, б) или отслаиваться (позиции 2 и 3) при сохране-

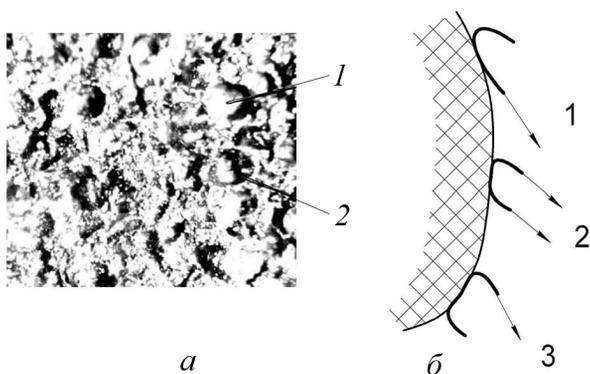


Рис. 5. Поверхность разрушения ВМП ($\times 30$):

a — элементы структуры, 1 — зерно наполнителя, 2 — лунка из-под зерна; *б* — взаимодействие цепочек молекул полимера (связей) с поверхностью наполнителя, 1 — микродеформация со скольжением, 2 и 3 — с отслоением

нии общего числа точек контакта за счет энергии теплового движения молекул.

Исходной причиной особенностей упругого поведения ВНП является существенная неоднородность поля деформаций из-за наличия в нем твердых частиц наполнителя. Макродеформация материала включает в себя существенные микродеформации и перемещения связей на поверхности наполнителя и молекул клеевого слоя, имеющего большую склонность к изменению формы, чем объема.

Если к тому же сопротивление связей на отрыв больше сопротивления скольжению, то отмеченное способствует приобретению регулярности в структуре связей и появлению сдвигов между поверхностью наполнителя и клеевого слоя. Совокупность таких сдвигов при их слиянии образуют “полосы”, не обязательно прямолинейные, в направлении касательных напряжений. На макроуровне этот процесс можно представить в форме “деформирование сдвигом”.

Несмотря на то, что видимых признаков наличия полос сдвига на поверхности образца не обнаруживается из-за сложности макроструктуры, его поведение в процессе активной деформации можно сравнить с поведением плоского образца, испытывающего развитую пластическую деформацию [7, 8], что схематично представлено на рис. 6, б.

При разгрузке заметных остаточных деформаций не наблюдается, и остаточные напряжения при таком состоянии связующего тоже следует считать пренебрежимо малыми. Структура материала при сравнительно малой деформации изменяется и он приобретает признаки анизотропного тела, упругие свойства которого зависят от направления и знака главных напряжений.

Дальнейший рост макродеформации ведет к массовому отрыву связей, увеличению объемной деформации (дилатансии), изменению возникшей регулярности, с которой связаны отмеченные эффекты. Проявляется уже другой, более заметный механизм, ведущий не только к повышению податливости, но и к разрушению материала [9]. Более

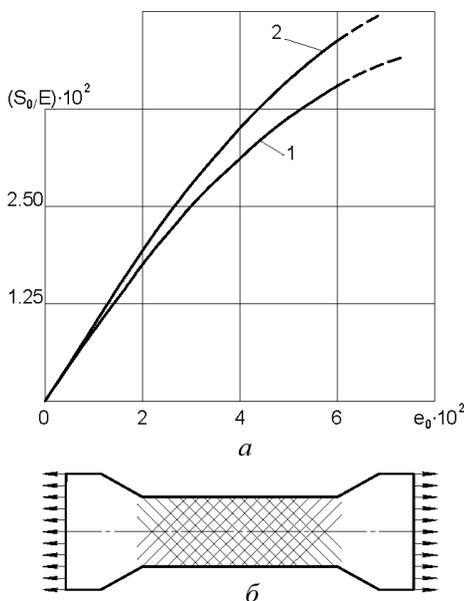


Рис. 6. Диаграмма интенсивность напряжений–интенсивность деформаций (а) и схема образца при деформировании сдвигом (б):

1 — растяжение, 2 — сжатие

глубокое изучение описанного механизма деформации ВНП требует целенаправленных исследований.

Для оценки состояния среды с учетом отмеченных эффектов используются тензорно-нелинейные уравнения, которые для главных деформаций приводятся к виду [10]

$$\varepsilon_i = a_{ij}\sigma_j \quad (i, j = 1, 2, 3), \quad (1)$$

где σ_i , ε_i — главные напряжения и деформации; a_{ij} — переменные коэффициенты деформаций [11], которые связаны с используемыми в технических приложениях характеристиками следующим образом:

$$a_{ii} = E_i^{-1}, \quad a_{ij} = -\nu_{ji}E_j^{-1}, \quad i, j = 1, 2, 3, \quad i \neq j; \quad \sum' i, j. \quad (2)$$

Здесь E_i — модули упругости в направлении главных напряжений; ν_{ij} — коэффициенты поперечных деформаций. Их можно определить по соотношениям

$$E_i = 9/(3\Phi_m + \Phi_k + \Phi_d C_{ii}); \quad (3)$$

$$\nu_{ij} = (3/2\Phi_m - \Phi_k - \Phi_d C_{ij})E_i/9, \quad i, j = 1, 2, 3, \quad (4)$$

где Φ_m , Φ_d , Φ_k — обобщенные характеристики среды. Первая из них представляет собой среднее арифметическое значение податливостей в направлении главных касательных напряжений, вторая — пропорциональна среднему квадратичному отклонению этих податливостей, а третья характеризует податливость при объемном растяжении (сжатии). Последняя из них при малых деформациях ВНП значительно меньше Φ_m и Φ_d . При оценочных расчетах можно принять $\Phi_k = 1/K$ (где K — модуль объемной деформации), $\Phi_k = 0$:

$$C_{ii} = C_i(1 + \varkappa); \quad (5)$$

$$C_{ij} = C_\alpha + \varkappa C_i, \quad i, j, \alpha = 1, 2, 3, \quad i \neq j \neq \alpha; \quad \sum' i, j, \alpha; \quad (6)$$

$$C_1 = 2 \cos \theta, \quad C_2 = \sqrt{3} \sin \theta - \cos \theta, \quad C_3 = -(\sqrt{3} \sin \theta + \cos \theta); \quad (7)$$

$$\theta = \frac{1}{3} \arccos \left(\frac{9S_{ij}S_{j\alpha}S_{\alpha i}}{2S_0^3} \right), \quad 0 \leq \theta \leq \pi/3; \quad (8)$$

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_0 \delta_{ij}, \quad S_0 = (3/2S_{ij}S_{ij})^{1/2}, \quad \sigma_0 = \sigma_{ii}/3.$$

Здесь σ_{ij} , S_{ij} — тензор и девиатор напряжений; S_0 , σ_0 — интенсивность напряжений и среднее напряжение соответственно; θ — угол вида напряженного состояния; \varkappa — параметр, характеризующий интенсивность снижения плотности связей и роста положительной объемной деформации (дилатансии).

Определяя интенсивность деформаций $e_0 = (2/3e_{ij}e_{ij})^{1/2}$, уравнения (1) позволяют установить зависимость между инвариантами e_0

и S_0

$$e_0 = S_0/3(\Phi_m^2 + 4/3\Phi_m\Phi_d\eta + 4/9\Phi_d^2)^{1/2}. \quad (9)$$

В этих соотношениях $e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \varepsilon_0\delta_{ij}$; $\varepsilon_0 = \varepsilon_{ii}/3$; $\eta = \cos 3\theta$; ε_{ij} , e_{ij} — тензор и девиатор деформаций соответственно, ε_0 — средняя деформация.

Аналогично можно найти параметры Лоде [10]

$$\lambda_\sigma = -(2\tau_1/\tau_2 + 1) = 2(C_2 - C_3)/(C_1 - C_3) - 1; \quad (10)$$

$$\lambda_\varepsilon = -(2\gamma_1/\gamma_2 + 1) = 2(\lambda_\sigma + 1)(3\Phi_m - 2\Phi_d C_1)/(3\Phi_m - 2\Phi_d C_2) - 1, \quad (11)$$

а также их разницу, характеризующую отклонение от подобия девиаторов напряжений и деформаций

$$\Delta\lambda = \lambda_\sigma - \lambda_\varepsilon = 2\Phi_d(\lambda_\sigma + 1)(C_1 - C_2)/(3\Phi_m - 2\Phi_d C_2), \quad (12)$$

где $\tau_i = (\sigma_j - \sigma_\alpha)/2$, $\gamma_i = \varepsilon_j - \varepsilon_\alpha$, ($i, j, \alpha = 1, 2, 3$; $i \neq j \neq \alpha$) — главные касательные напряжения и главные деформации сдвига соответственно.

Принимая допущение, что Φ_m и Φ_d не зависят от вида напряженного состояния, из соотношений (9)–(12) можно определить податливости формоизменения и разницу параметров Лоде [12] при:

растяжении ($C_1 = 2, C_2 = -1, C_3 = -1, \eta = 1$)

$$\Phi_p = 3e_0/S_0 = \Phi_m + 2/3\Phi_d, \quad \Delta\lambda = 0; \quad (13)$$

сжатии ($C_1 = 1, C_2 = 1, C_3 = -2, \eta = -1$)

$$\Phi_c = \Phi_m - 2/3\Phi_d, \quad \Delta\lambda = 0; \quad (14)$$

чистом сдвиге ($C_1 = \sqrt{3}, C_2 = 0, C_3 = -\sqrt{3}, \eta = 0$)

$$\Phi_\tau = (\Phi_m^2 + 4/9\Phi_d^2)^{1/2}, \quad \Delta\lambda = 2\Phi_d/(\sqrt{3}\Phi_m). \quad (15)$$

Чтобы получить представление о Φ_p и Φ_c по экспериментальным данным, необходимо располагать диаграммами S_0 – e_0 для растяжения и сжатия. При этом следует учесть, что диаграммы σ – ε (см. рис. 4) не являются независимыми от σ_0 . Испытания образцов в камере показывают, что модуль упругости на начальном участке возрастает практически пропорционально давлению (см. рис. 1, кривая 1), т.е. $E(p) = E(0)(1 + \alpha_1 p)$, где $E(0)$, $E(p)$ — модули упругости до и после приложения внешнего давления p , α_1 — коэффициент, определяемый по результатам испытаний.

Учитывая принятое допущение и тот факт, что при простом растяжении (сжатии) гидростатическое напряжение переменено, для коэффициента α_1 принимается линейная зависимость $\alpha_1 = \alpha_\sigma \sigma_0$. Это позволяет уточнить напряжения:

$$S_0 = \sigma(0) = \sigma(\sigma_0)/[1 - \alpha_\sigma(\text{sign}\sigma_0)\sigma_0^2/E^2]. \quad (16)$$

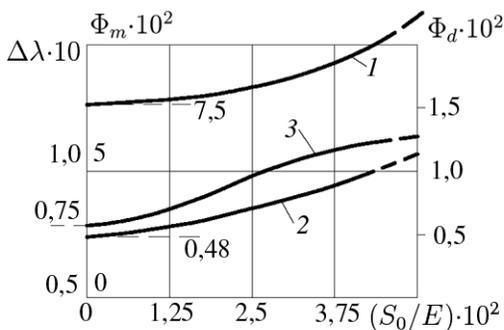


Рис. 7. Зависимости обобщенных податливостей Φ_m и Φ_d (кривые 1 и 2) и разницы параметров Лоде (кривая 3) от интенсивности напряжений

Интенсивность деформации вычисляется с учетом значений ν на кривых ν - ε , а именно $e_0 = 2(1 + \nu)\varepsilon/3$.

Для фиксированных значений e_0 по графикам 1 и 2 (см. рис. 6, а) находят S_0 для растяжения и сжатия и определяют соответствующие податливости Φ_p и Φ_c , которые позволяют найти

$$\Phi_m = (\Phi_p + \Phi_c)/2, \quad \Phi_d = 3(\Phi_p - \Phi_c)/4. \quad (17)$$

Поскольку последние приняты независимыми от θ , то, исходя из соотношений (15), можно вычислить $\Delta\lambda = f(S_0)$, Φ_τ и $S_{0\tau} = \sqrt{2}S_{0p}S_{0c}/(S_{0p}^2 + S_{0c}^2)^{1/2}$. На рис. 7 приведены графики Φ_m , Φ_d и $\Delta\lambda$ в зависимости от S_0/E . Соответствующие кривые 1, 2 и 3 при $S_0 \rightarrow 0$ стремятся к исходному ненулевому значению и тем самым указывают на наличие разномодульности материала.

Описанная модель предполагает, что начальная анизотропия, связанная, например, с технологией изготовления материала или изделия из него, вполне возможна, но при широком диапазоне размеров округлых зерен наполнителя (0...300 мк) она мала по сравнению с анизотропией, вернее с ее проявлением, при деформации. Последняя имеет то преимущество, что коэффициенты деформации могут быть определены по функциям Φ_m и Φ_d , найденным согласно (17) по результатам испытаний на простое растяжение и сжатие. Для этого достаточно воспользоваться соотношениями (3) и (4).

Как уже отмечалось ранее, для мягких ВНП при малых деформациях допустимо принять $\Phi_k = 0$. Тогда можно оценить начальные значения модулей упругости по соотношениям (3), а именно

$$E_i = 3\mu/(1 + C_i f), \quad (18)$$

и коэффициентов поперечной деформации по соотношениям (4):

$$\nu_{12} = \nu_{13} = (0,5 - C_3 f)/(1 + C_1 f) = (0,5 + f)/(1 + 2f) = 0,5 \quad (19)$$

— при растяжении;

$$\nu_{31} = \nu_{32} = (0,5 - C_2f)/(1 + C_3f) = (0,5 - f)(1 - 2f) = 0,5 \quad (20)$$

– при сжатии;

$$\nu_{12} = (0,5 + \sqrt{3}f)/(1 + \sqrt{3}f) > 0,5; \quad \nu_{31} = 0,5/(1 - \sqrt{3}f) > 0,5 \quad (21)$$

– при чистом сдвиге, где принято $f = \Phi_d/3\Phi_m$, $\mu \approx 1/\Phi_m$ и $\varkappa = 0$.

Из соотношений (19)–(21) следует, что на характеристики E_i и ν_{ij} влияют тригонометрические функции C_i , отражающие вид напряженного состояния. Результаты вычислений по соотношениям (19) и (20) расходятся с результатами испытаний, представленными на рис. 4 начальными точками графиков 3 и 4, тогда как расхождения с результатами вычислений по выражению (21) более приемлемы.

Если принять во внимание тот факт, что при деформировании сдвигом существенную роль играют главные касательные напряжения, то допустимо состояние чистого сдвига дополнять для каждого исходного с помощью величин C_i . Не нарушая соосности тензоров σ_{ij} и ε_{ij} и вводя в рассмотрение функцию

$$q = 1/(1 + \beta \exp(-\alpha\xi)), \quad (22)$$

где α и β – коэффициенты, а $\xi = \sigma_0/S_0$, можно внести изменения в соотношения (19) и (20) с помощью следующего уравнения:

$$C_i^* = C_i(1 - q) + C_{\tau i}q, \quad (23)$$

где $C_{\tau i}$ – состояние чистого сдвига.

Выполненное наложение следует рассматривать как дополнение к алгоритму, учитывающее наличие рассмотренного механизма деформации и позволяющее согласовать теорию с опытом. Результаты расчета начальных значений ν_{ij} с учетом уравнения (23) в виде табл. 1 дают представление о их различии. Среднее значение $\nu_c = 0,5$ при всех напряженных состояниях. Коэффициенты α и β подбирали, исходя из условия лучшего согласования с опытными данными для начальных значений ν при растяжении и сжатии.

Таблица 1

Вид напряженного состояния	Коэффициенты поперечной деформации					
	ν_{12}	ν_{21}	ν_{13}	ν_{31}	ν_{23}	ν_{32}
Растяжение	0,517	0,554	0,481	0,536	0,445	0,463
Чистый сдвиг	0,520	0,542	0,479	0,522	0,457	0,478
Сжатие	0,532	0,537	0,467	0,504	0,463	0,495

Выше отмечалось, что снижение плотности внутренних связей учитывается переменной величиной ε . Как показано в работе [10], она может быть принята в следующем виде:

$$\varepsilon = \varepsilon_u S_u^m, \quad (24)$$

где $S_u = S_0/S_b$; S_b и m – постоянные величины. Интенсивность этого процесса существенно зависит от вида напряженного состояния и гидростатического напряжения. Поэтому ε_u принята в виде функции, аналогичной (22):

$$\varepsilon_u = \varepsilon_0 / [1 + \beta_1 \exp(-\alpha_1 \xi)], \quad (25)$$

где ε_0 , β_1 , α_1 – постоянные величины. Их значения определяются из условия лучшей аппроксимации экспериментальных графиков ν – ε . На рис. 4 эти графики представлены кривыми 5 и 6, построенными по данным из табл. 2.

Таблица 2

$\varepsilon \cdot 10^2$	1,5	2,5	3,5	4,0	4,5	5,0	5,5	6,0
Растяжение (ν_{12})	0,511	0,505	0,496	0,490	0,484	0,478	0,472	0,464
Сжатие (ν_{31})	0,503	0,504	0,505	0,506	0,507	0,508	0,510	0,512

Необходимо принять во внимание, что учет рассмотренных эффектов по разработанной модели может внести поправки в расчет напряженно-деформированного состояния изделий из ВМП только при их малой деформации. Традиционные подходы, описывающие эту среду тензорно-линейными уравнениями, вполне оправданы.

Трудности с определением модулей упругости, как показано в работе [1], вполне преодолимы, если использовать не экспериментальные данные с прямым измерением поперечной деформации, а интегральные результаты, которые следуют из испытаний с определением объемной деформации. Однако при этом останутся скрытыми отмеченные эффекты и связанные с ними особенности упругих свойств. Опытные и расчетные данные о начальных значениях E и ν , показывают, что разномодульность ВМП реальна и ее следует учитывать при анализе упругих свойств.

В заключение следует отметить, что рассматриваемые особенности упругого поведения ВМП могут быть отражены в феноменологической модели, включающей в себя тензорно-нелинейные уравнения связи деформаций с напряжениями и дополнения (23) и (24). Необходимость подобных дополнений при описании поведения сложных сред подтверждают многие исследователи. Например, в работе [13] для учета внутренних сдвиговых процессов главные компоненты обобщенного

тензора напряжений включают в себя интенсивность напряжений. Это говорит еще и о том, что работы по данной проблеме нельзя назвать законченными.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. S c h w a r z l F. R. On mechanical properties of unfilled and filled elastomers // Mechanics and chemistry of solid propellants. Proceeding of the fourth symposium of naval structural mechanics. – 1965. – P. 503–538.
2. K i e k b u s c h M. Elektrisches Messen von Volumenänderungen beim Triaxialversuch // Mitt. Bl. d. BAW. - 1977. – № 41. – P. 111–119.
3. У р ж у м ц е в Ю. С., П у т а н с А. В., К а л н р о з е З. В. Термоползучесть полиэтилена при циклических температурных воздействиях // Механика полимеров. – 1968. – № 3. – С. 421–427.
4. M a t s u s h i g e K., R a d c l i f f e S. V., B a e r E. The mechanical behavior of poly (methylmethacrylate) under Pressure // J. Polym. Sci.: Polymer Physics Edition. – 1976. – V. 14. – P. 703–721.
5. Ф е о д о с ь е в В. И. Сопротивление материалов. – М.: Наука, 1972. – 544 с.
6. M u l l i n s L. Softening of rubber by deformation // Rubber Chem. Technol. – 1966. – 41. – P. 339–362.
7. O n a t E., P r a g e r W. The necking of tension specimen in plane plastic flow // J. Appl. Phys. – 1954. – V. 25. – № 4. – P. 491–493.
8. Х р о м о в А. И. Разрушение жесткопластичных тел, константы разрушения // Изв. АН. МТТ. – 2005. – № 3. – С. 137–152.
9. W i e g a n d J a m e s H. The failure mechanism of solid propellant grains // Mechanics and chemistry of solid propellants. – 1965. – P. 539–574.
10. К о м к о в К. Ф. Об использовании тензорно-нелинейных уравнений для анализа поведения пластических сред // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. “Машиностроение”. – 2007. – № 1. – С. 46–56.
11. Л е х н и ц к и й С. Г. Теория упругости анизотропного тела. – М.: Наука, 1977. – 416 с.
12. К о м к о в К. Ф. К определению параметров Лоде при обработке результатов испытаний // Изв. РАН. МТТ. – 2005. – № 2. – С. 126–135.
13. А р т е м о в А. Н., З и б р о в Л. А., М а т ч е н к о Н. М. Определяющие соотношения для нелинейных разносопротивляющихся материалов // Проблемы прочности. – 1989. – № 4. – С. 39–42.

Статья поступила в редакцию 24.11.2006

Кирилл Федотович Комков родился в 1938 г., окончил МВТУ им. Н.Э. Баумана в 1966 г. Канд. техн. наук, доцент военного технического университета. Автор более 30 научных работ в области механики материалов.

K.F. Komkov (b. 1938) graduated from the Bauman Moscow Higher Technical School in 1966. Ph. D. (Eng.), assoc. professor of the Military and Technical University. Author of more than 30 publications in the field of mechanics of materials.

