

УДК 541.64:539.3

## ПРОБЛЕМЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Гуль В. Е.*

### Обзор

Рассмотрены пути повышения прочности полимерных материалов и композиций на их основе. Подробно проанализирована роль жесткости цепи, складывания и разворачивания макромолекулы, эффекта ориентации, влияние наполнителей. Описано явление усиления в многокомпонентных системах. Обсуждена роль магнитных и электрических полей в создании преимущественной ориентации наполнителя в заданных направлениях.

Долгое время прочность как специфическое свойство полимерного тела привлекало внимание исследователей главным образом с практической точки зрения. Сравнительно недавно это свойство стали связывать с особенностями строения тела на молекулярном и надмолекулярном уровнях [1, 5, 8]. Строгой дефиниции подвергалось понятие «разрушение тела» [2], которому раньше разные исследователи придавали различный смысл. Логическим следствием тенденции развития этой отрасли полимерной науки явилось многообразие количественных характеристик прочности [1, 3—6], из которых каждая отражает те или иные особенности структуры полимерного тела.

Результат изучения разрушения полимерных тел с точки зрения деформирования и разрыва макромолекул, кристаллов и различных надмолекулярных структур явилось формирование кинетической теории разрушения полимеров [1, 4—10], наиболее четко сформулированной в работах Журкова и его школы и в работах [1, 4, 5, 7, 8]. Выводы кинетической теории прочности в ряде случаев оказались плодотворными с точки зрения решения задачи увеличения прочности полимерных материалов. Самым важным следствием кинетического рассмотрения проблем прочности полимеров является установление связи между количественными характеристиками прочности и условиями нагружения полимерного тела.

Значения количественных характеристик прочности определяются не только природой сил сцепления элементов структуры тела, но и условиями его нагружения. Для полимерных тел (не говоря уже о полимерных многокомпонентных системах) характерно наличие двух типов сцепления: химических сил и сил межмолекулярного взаимодействия [11].

Для решения проблемы улучшения характеристик прочности полимеров важно определить тип связей, противодействующих разрушению и выяснить зависимость типа связей от условий эксплуатации. Необходимо выяснить возможность реализации различных механизмов разрушения, отличающихся друг от друга энергией рвущихся связей. Знание механизмов разрушения способствует также более эффективному использованию данного полимерного материала с учетом тех условий эксплуатации, при которых наиболее рационально реализуются прочностные свойства полимеров [7].

Если сопротивление разрушению определяется силами главных валентностей, то достичь заданную прочность можно при синтезе полимеров с прочными химическими связями в основной цепи. Чем прочнее эти связи, тем больше работа, затрачиваемая на их разрушение и, следовательно, тем прочнее должен быть полимер. Разрыв химических свя-

зей обуславливает прочность материала только при достаточно больших значениях ММ. При этом энергия суммарного противодействия отрыву элементов структуры друг от друга за счет межмолекулярного взаимодействия должна быть больше энергии рвущихся химических связей. Увеличение числа химических связей, несущих нагрузку, сопровождается повышением прочности материала также в случае трехмерных структур, содержащих химические связи. Это происходит, например, при химическом спшивании молекул полимеров. Ориентация анизодиаметрических элементов структуры способствует преимущественному разрыву химических связей.

Второй аспект проблемы прочности полимеров — изучение механизма разрыва связей — позволяет увеличить прочность путем использования полимерного материала в условиях, при которых он проявляет наибольшее сопротивление разрушению. Такой подход приводит к уменьшению пиков перенапряжений, созданию многослойных материалов, наполнению активными наполнителями, к разработке заранее заданных структур в результате воздействия магнитного, электрического или механического полей [7].

Заключительный этап разрушения полимерного материала часто происходит в системе, существенно отличающейся структурными характеристиками от исходной [7]. Поэтому при изменении температуры и скорости нагружения (или времени действия силы) возможен переход от одного механизма разрушения к другому [12]. Эта точка зрения в дальнейшем нашла подтверждение в экспериментах ряда ученых, описанных, например, в работах [8, 12–14]. На практике часто разрушаются предварительно ориентированные в направлении нагружения волокна и пленки. Система такого типа практически лишена возможности изменять конформационный набор макромолекул в процессе разрушения. При достаточно большой ММ разрушение противодействуют преимущественно силы главных химических валентностей.

Если полимер не ориентирован, то в нем имеется много элементов структуры (макромолекул, фибрелл, ламелей и т. п.), расположенных под большим углом по отношению к направлению действия внешней силы. В этих местах разрушение начинается при последовательном преодолении сил межмолекулярного взаимодействия, и материал разрушается тем легче, чем больше элементов структуры содержится в неориентированном полимере. Поэтому на кривых  $\sigma_p=f(T)$ , где  $\sigma_p$  — разрушающее направление, а  $T$  — температура, существует область аномальной температурной зависимости [4, 7, 15]. Аномальное поведение полимеров при разрушении связано с их способностью изменять форму макромолекул, что приводит к ориентации элементов структуры в направлении действия внешних сил. Скорость ориентации зависит от температуры, определяющей внутреннюю вязкость системы. Положение области, в которой прочность с повышением температуры не уменьшается, а увеличивается, зависит от скорости нагружения. Действительно, температурная зависимость прочности вулканизатов с увеличением скорости растяжения образца смещается в сторону более высоких температур.

Так как разрушение сопровождается релаксационными процессами, естественно ожидать изменения механизма разрушения с изменением температуры и скорости нагружения. Можно себе представить разрыв цепных макромолекул (или надмолекулярных образований), если температура достаточно низка, а скорость нагружения велика.

Однако картина кардинальным образом меняется, если при значительном повышении температуры межмолекулярное взаимодействие кинетических элементов полимерного тела преодолевается флуктуациями тепловой энергии столь часто, что суммарное взаимодействие межмолекулярных сил оказывается существенно ниже сил главного химического сродства. За время действия силы флуктуациями тепловой энергии будет разорвано несколько связей, вследствие чего прочность химических сил превысит суммарную прочность связей межмолекулярного взаимодействия вдоль цепей. Механизм разрушения системы, сопровождающийся

разрушением межмолекулярных связей, может быть реализован и при низкой температуре. В этом случае полимерное тело следует нагружать с очень малой скоростью. Тогда даже при низкой температуре флюктуациями тепловой энергии будет разорвано столько межмолекулярных связей, что их суммарная прочность окажется меньше прочности макромолекул или их ассоциатов.

Итак, механизм разрушения системы, оставаясь всегда флюктуационным, может существенно изменяться в зависимости от температуры, скорости нагружения и анизометричности структурных единиц.

Рассмотренная принципиальная схема справедлива как на молекулярном, так и на надмолекулярном уровне. Уже упоминалось, что дефор-

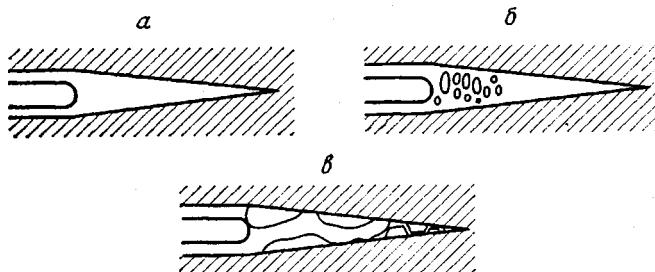


Рис. 1. Схема роста магистрального дефекта в вязком «слое волосяных трещин» (а), в слое с образующимися и разрастающимися порами (б) и при квазихрупком разрушении вдоль границы слоя волосяных трещин (в)

мация до разрушения сопровождается перестройкой структуры. В ряде случаев исходные сферические надмолекулярные образования вследствие деформации образца превращаются в анизодиаметричные. Скорость смещения кинетических единиц друг относительно друга в значительной мере определяет механизм разрушения связей.

Экспериментально было показано [14], что возможны по крайней мере три механизма разрушения стеклообразных полимеров. Разрушению стеклообразного полимера, например ПС, обычно предшествует образование области волосяных трещин (субмикротрещин) толщиной 1 мкм или более. Эта область характеризуется пониженной плотностью и заостренной формой (рис. 1). Однако магистральная трещина, растущая в ней, имеет сравнительно слаженный контур. Дойл считает, что механизм разрушения слоя волосяных трещин вблизи середины образца при низких скоростях растрескивания можно приблизительно охарактеризовать как вязкое течение.

Магистральные и волосяные трещины растут вместе с одинаковой скоростью. При некоторых условиях область волосяных трещин развивается независимо: путем образования и роста пор в зоне, расположенной перед областью законченного разрыва. Этот механизм характерен тем, что разрушение слоя волосяных трещин наблюдается более или менее одновременно в сравнительно большом объеме зоны волосяных трещин. Поверхность разрушения подобна меху с молекулярными пучками, которые «стоят, как волоски». В противоположность этому поверхности разрушения, образованные отделением волосяного слоя при вязком течении вокруг разрастающейся трещины, являются гладкими. При больших скоростях растрескивания уровень напряжения, требующийся для разрушения внутренней области волосяных трещин, становится столь высок, что наблюдается квазихрупкое разрушение вдоль границ между клином волосяной трещины и примыкающим объемом полимера.

Итак, разрушение — процесс разрыва связей, кинетика которого должна описываться в терминах, принятых при описании скоростей различного вида реакций.

Недавно [60] были представлены убедительные доказательства того, что в зависимости от условий эксплуатации и структуры полимерного

материала возможны различные механизмы разрушения, отличающиеся друг от друга характером связей, противодействующих нарушению целостности материала и разделению тела на части.

Влияние структуры на прочность наглядно проявляется при исследовании образцов полимера с разной степенью ориентации. Изменение природы сил, противодействующих разрушению — замена сил межмолекулярного взаимодействия на силы главного химического средства — увеличивает прочность полимерных материалов. Это было применено в начале семидесятых годов [16] и с успехом продолжает использоваться в настоящее время [17] для получения высокопрочных полимерных материалов. Так, Портеру с сотр. [16] путем одновременного нало-

Таблица 1  
Влияние ММ и полидисперсности ПЭ на свойства нитей [18]

Полиэтилен	Фирма-изготовитель	$M_n \cdot 10^{-3}$	$M_w \cdot 10^{-3}$	$\frac{M_w}{M_n}$	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Индекс расплава
Alathon	Du Pont					
Alathon-7050	То же	22	60	2,73	0,960	17,7
Alathon-7040	»	25	84	3,33	0,960	6
Alathon-7030	»	28	115	4,11	0,960	2,8
MPE-200	Monsanto	13	156	12,00	0,951	0,25
MPE-720	То же	13	86,7	6,82	0,964	6
HOPE-70065	Dow Chemical	8	160	20,00	0,965	0,8
Полиэтилен	Степень вытяжки	Разрушающее напряжение *		Удлинение при разрыве, %	Модуль Юнга	
		г/д	кГ/мм <sup>2</sup>		г/д	$E \cdot 10^{-2}$ , кГ/мм <sup>2</sup>
Alathon						
Alathon-7050	27,7	11,0	95	3,90	871	75,3
Alathon-7040	23,8	16,7	144	4,60	581	50,2
Alathon-7030	31,7	19,4	167	3,86	854	73,8
MPE-200	11,3	8,2	71	10,70	94	8,1
MPE-720	26,1	11,0	95	4,92	388	33,6
(30,6)	(10,6)	(91)	(3,79)	(483)	(41,7)	
HOPE-70065	16,4	8,1	70	6,18	215	18,6

\* Максимальные значения, полученные в работе, для волокон из указанного ПЭ.

жения сдвиговых напряжений и высокого давления вблизи температур плавления удалось получить «сверхвысокоориентированный» и «сверхвысокопрочный» ( $\sigma_p = 1000$  МПа) линейный ПЭ [16]. Пенингс [17] получил кристаллический полимер с параллельной укладкой цепей в виде сверхвысокопрочного монокристаллического волокна. Недавно Ву и Блек [18] рассмотрели структурные характеристики полимера и технологические параметры, при которых получаются ПЭ-волокна с высокими значениями модуля и прочности.

В табл. 1 приведены характеристики исследованных им образцов ПЭ высокой плотности.

Для получения высокопрочных волокон расплав с помощью насоса вытесняющего действия подавали из экструдера через фильтер на подающий валик. Непосредственно под фильтером располагалась медная труба, обмотанная ленточными нагревателями. До соприкосновения нити с подающим валиком ее охлаждали с помощью вентилятора. Степень фильтерной вытяжки нити регулировали изменением скорости вращения подающего валика. После этого нить с приемного устройства намоточной машины подавали на комплект роликов с принудительной передачей и, приняв меры против проскальзывания, пропускали под горячей плитой, а затем через второй комплект вытяжных роликов — на приемное устройство.

Как видно из табл. 1, молекулярная масса  $M_w$  существенно влияет на прочность, а  $M_n$  — слабо (образцы МРЕ 720 и Alathon 7040). Следова-

тельно, одним из непременных условий получения высокопрочных волокон является  $\bar{M}_n > 22\,000$ .

Влияние температуры фильтры на свойства волокон из ПЭ иллюстрируется табл. 2. Прослеживается тенденция увеличения прочности нитей с повышением температуры.

Пределом является температура начала термической деструкции полимера ( $350^\circ$ ). Прочность нитей зависит также от скорости приема и достигает максимума в определенном диапазоне значений  $v$  (рис. 2).

Таблица 2

Влияние температуры фильтры на свойства нитей из ПЭ [18]

Материал Alaton	Температура фильтры, $^\circ\text{C}$	Температура горячей трубы, $^\circ\text{C}$	Скорость приема, м/мин	Разрушающее напряжение		Удлинение при разрыве, %	Модуль Юнга	
				г/д	кГ/мм <sup>2</sup>		г/д	$E \cdot 10^{-3}$ , кГ/мм <sup>2</sup>
7040	220	280	101	9,6	83	11,40	105	9,0
	260	280	101	15,6	135	5,10	590	51,0
	240	260	40	10,4	90	4,56	370	32,0
	260	260	40	12,0	103	5,52	406	35,1
	280	260	40	13,7	118	6,67	493	42,6
7030	250	245	60	7,6	66	13,52	168	14,5
	300	245	60	14,3	123	4,55	894	77,2
	350	245	60	7,5	65	11,37	226	19,5
	275	220	75	16,0	138	4,69	1145	98,9

Достижению этих результатов на уровне опытных установок предшествовали интенсивные исследования пластических деформаций таких частично-кристаллических полимеров, как ПЭ. Изучали морфологические превращения, происходящие в материале при больших деформациях [21–23]. Было показано, что по мере развития пластических деформаций на различных морфологических уровнях происходят структурные превращения — переход от сферолитной к фибрилярной структуре, причем процессы молекулярной переориентации далеки от афинной деформации. Значения степени вытяжки таких полимеров как ПЭ высокой плотности, с ростом температуры достигают  $\sim 20$ . Такие высокие степени вытяжки обусловлены разворачиванием сложенных молекул, вследствие чего простейшая модель структурной сетки, предложенная для аморфных полимеров, оказывается непригодной для кристаллических материалов [24].

В настоящее время сформировалось несколько направлений в области получения высокопрочных и высокомодульных волокон.

Одно из них сводится к выбору наиболее оптимальных условий одностороннего растяжения полимерных систем, находящихся в частично закристаллизованном твердообразном состоянии. Выбор таких условий преследует общую цель: совершенствование аморфно-кристаллической структуры, достижения большой степени однородности аморфной фазы [19, 25–28]. Уникальные свойства волокон из ПЭ, получаемых в соответствии с указанными выше условиями, были объяснены Уордом с помощью модели, в соответствии с которой упрочченные волокна представляют собой непрерывный кристалл. В этом непрерывном кристалле содержатся периодически расположенные неупорядоченные области.

Другим направлением в области получения высокопрочных волокон является достаточно сильное внешнее воздействие на расплав или раствор полимера, сопровождающееся конформационными изменениями макромолекул и образованием заметной кристаллизации на выпрямленных цепях. Это направление оказалось весьма эффективным с практической точки зрения [29, 20].

Приведенные выше данные свидетельствуют о том, что упорядочение молекулярной структуры и ориентации макромолекул относительно направления внешней силы является одним из факторов, определяющих прочность полимеров. Френкель [30, 32–34] обратил внимание на возможность фиксирования жидкокристаллического состояния в твердом полимере. Получающийся при этом анизотропный материал должен замеч-

но превосходить изотропный. В соответствии с современными представлениями высокоориентированные аморфно-кристаллические полимеры состоят из последовательного чередования кристаллитов и аморфных участков вдоль оси ориентации. Оси макромолекул направлены преимущественно вдоль этой же оси. Наиболее податливыми элементами, определяющими макродеформацию полимерных образцов, являются аморфные участки. Естественно, что попытки получения высокомодульных и высокопрочных систем сводились главным образом к усилию или к ликвидации аморфных участков. Значения модуля упругости кристаллических решеток полимеров вдоль направления осей макромолекул  $E_k$  — верхний предел которого может достичь модуль упругости волокон, а отношение модуля упругости данного образца к  $E_k$  — критерий полноты использования потенциальных возможностей полимера в смысле получения из него высокопрочных волокон и пленок.

Получение высокопрочных волокон из жидкокристаллических систем развивается в двух направлениях. Первое связано с лиотропными жидкими кристаллами, которые образуются в растворах жесткоцепных или полужестких полимеров типа поли-*n*-бензамида, поли-*n*-фенилентерефталамида и т. п. [35]. Второе направление — получение полимеров, содержащих аморфную фазу с большей степенью однородности [19—21, 24]. Лиотропные жидкокристаллические растворы содержат домены. Каждый домен состоит из  $10^3$ — $10^4$  цепей (и растворителя), ориентированных внутри домена примерно в одном направлении. Технологическая задача состоит в повороте доменов таким образом, чтобы направления ориентации всех доменов совпадали. При этом образуется структура, подобная линейному нематическому монокристаллу. Усилие, необходимое для разворота доменов, невелико. Вытяжка после фильеры тоже незначительна. Таким путем в непрерывном процессе удается получать волокна и нити с прочностью до 700 кГ/мм<sup>2</sup> и достаточно высокой термостойкостью. Примерно 50% механических характеристик сохраняют практически неизменные значения при непродолжительном нагревании до 300—350°. К такому типу волокон относятся волокно «Кевлар», разработанное фирмой «Дюпон», или полиамидогидразидное волокно «Х-500» (фирма «Монсанто»).

К этой категории волокон примыкают волокна из ароматических полимидов. В последнем случае формование ведется в две стадии: сначала из полиамидокислоты, растворимой в аprotонных растворителях, получают волокна; потом термической или химической (технологически предпочтителен первый вариант) дегидроциклизацией их превращают в полимид. В процессе дегидроциклизации цепи постепенно разворачиваются. При этом получаются структуры, очень похожие на нематические. Термостойкость твердых тел достигает 450°, а показатели свойств при наиболее благоприятном выборе структуры составных повторяющихся звеньев имеют следующие значения: разрушающее напряжение — 200 кГ/мм<sup>2</sup> и выше, модуль — 20 000 кГ/мм<sup>2</sup>. Удлинение при разрыве составляет ~1%, но может быть удвоено. Эти свойства практически не изменяются в области температур от —200 до +250°. Волокна могут работать долгое время при температуре ~400°, сохранив ~50%-ный уровень по первым двум показателям. Указанные волокна производятся в США (фирма «Дюпон») и в Советском Союзе (совместные разработки ИВС АН СССР и научно-производственного объединения «Химволокно») [29, 31].

Экспериментальные методы получения высокопрочных нитей кристаллизацией выпрямленных цепей можно свести к следующему. 1. Кристаллизация из разбавленных растворов полимеров, подвергаемых действию сдвиговых усилий [17, 31, 35—37].

2. Экструзия расплавов полимеров в условиях аксиального градиента температур [38]. Упрочненные нити получаются непосредственно при формировании расплава, поступающего в канал фильеры при температуре немного выше температуры плавления. Кристаллизация осуществляется вследствие растяжения и охлаждения струи в сужающейся части канала фильеры.

3. Метод ориентационного отверждения полимеров [39], суть которого

состоит в том, что сформованная из расплава нить растягивается, оставаясь жидкой. Зона растяжения локализуется при заданной температуре, образуются кристаллиты, построенные из выпрямленных цепей.

Растяжение и ориентация цепей может быть осуществлена также экструзией полимера с помощью высокого давления (5000–8000 бар) [40, 41]. В настоящее время работы по получению высокопрочных высоко-модульных волокон из растворов и расплавов гибкоцепных полимеров находят уже технологические решения [18, 28, 29].

Некоторые свойства пленок и волокон из супервысокомолекулярного ПС, полученных из толуольного раствора и растянутых на плите при 120°, описаны в работе [42].

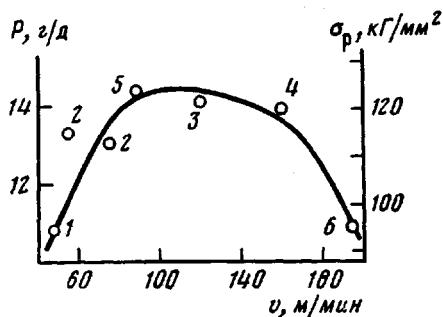


Рис. 2. Влияние скорости приема (прядения) нити  $v$  на со- противление разрыву  $P$  или разрушающего напряжения при растяжении  $\sigma_p$ . Значение двойного лучепреломления  $4,7 \cdot 10^{-4}$  (1),  $1,1 \cdot 10^{-3}$  (2),  $1,3 \cdot 10^{-3}$  (3),  $1,4 \cdot 10^{-3}$  (4),  $1,5 \cdot 10^{-3}$  (5) и  $2,1 \cdot 10^{-3}$  (6)

Во всех рассмотренных выше случаях имеет место своего рода самоармирование полимера частью предельно ориентированных вдоль направления внешней силы макромолекул. Молекулы распрямленных макромолекул, зафиксированные, например, путем полимеризации растворителя, обеспечивают локальную ориентацию (локальный порядок). Каждая из таких макромолекул может рассматриваться как своего рода микроволокно с модулем упругости порядка 10 000 кг/мм<sup>2</sup>.

Суть дела заключается в следующем. Подбирают условия, при которых раствор или расплав гибкоцепного полимера поведет себя так же, как раствор жесткоцепного полимера [31]. За счет энергии растягивающего механического поля увеличивается внутренняя энергия цепей до того, как они начнут кристаллизоваться или отверждаться. Цепи становятся при этом как бы жесткими и в итоге удается реализовать разворот доменов, присущий истинно жесткоцепным системам.

Смысл такого перехода заключается в «отказе» системы от кристаллизации со складыванием цепей и в переключении на кристаллизацию (или отверждение) с выпрямленными цепями. Эту процедуру удалось осуществить Френкелю с сотрудниками и на аморфном полимере — ПС. Отверждение было вызвано стеклованием. Процесс заканчивался образованием твердой нематической структуры. В случае же кристаллизующихся полимеров нематический расплав, раствор или аморфный твердый нематик автоматически кристаллизуется с сохранением выпрямляемых цепей.

Практически разворачиваются не все цепи, а примерно 10–20 %. Однако этого каркаса оказывается достаточно для приближения к прочности 150–200 кг/мм<sup>2</sup>. При разрыве такого волокна из него можно выдернуть фибрillы, прочность которых приближается к 500 кг/мм<sup>2</sup>. При разрыве фибрill можно обнаружить «усы», прочность которых, по-видимому, близка к теоретической. Однако вследствие малых размеров измерить их прочность пока не удалось. Смысл технологического оформления формования из расплава или раствора заключается в том, что зона выхода раствора или расплава из фильтры отделяется от зоны растяжения с помощью тормозных устройств.

При образовании кристаллов с вытянутыми цепями внутренние напряжения, обусловленные внешним механическим полем, быстро убывают. По достижении степени кристалличности 10–20 % внутренние напряжения практически исчезают и уже ничто не препятствует дальнейшей кристаллизации с обычным складыванием цепей. Поэтому весовая доля «каркаса» оказывается не очень большой. Однако образованная структура

обеспечивает приведенные выше показатели:  $\sim 200$  кГ/мм<sup>2</sup> по прочности и  $\sim 5000$  кГ/мм<sup>2</sup> по модулю.

Более ранним способом повышения прочности полимерных систем является использование активных (усиливающих) наполнителей.

Решающим для развития техники в этой области явилось открытие Лебедевым усиливающего действия некоторых сортов сажи на резины из бутадиенового каучука.

В ряде фундаментальных исследований Догадкина и его учеников было показано, что те сорта сажи, которые способны образовывать в резиновой смеси цепочечные структуры, могут при введении их в оптимальной концентрации на порядок увеличивать прочность резины. Такие структуры образуют трехмерно армированную систему. Армирование в случае использования цепочек, состоящих из мелких сажевых частиц, обусловлено ориентацией эластомера на поверхности сажевых цепочек. Не менее распространен способ армирования пластмасс введением в полимерную систему наполнителя в виде высокомодульных волокон или усов. Энергия связей, суммируясь вдоль волокон наполнителя, может превзойти энергию химических или металлических связей в волокне. В этих случаях прочность в существенной мере будет определяться прочностью высокомодульных волокон наполнителя. В качестве таких волокон-наполнителей успешно используют графитизированные волокна. Полученное посредством контролируемого пиролиза целлюлозных материалов волокно характеризуется значением  $\sigma_y$  при комнатной температуре 280 МПа, модулем упругости — 3500 МПа, плотностью —  $\sim 1500$  кг/м<sup>3</sup>. Волокна обладают достаточной гибкостью, что позволяет получать прочные и нехрупкие полимерные материалы.

Наиболее прочными оказываются полимеры регулярного строения, например высокопрочные полиуретаны. Регулярность химического строения создает предпосылки для организации элементов структуры в кристаллическую решетку и в надмолекулярные образования различной степени сложности [43]. В зависимости от условий эксплуатации оптимальными являются те или иные формы надмолекулярных образований. Поэтому один из эффективных путей повышения прочности полимерных материалов — формирование соответствующих типов надмолекулярных структур [15]. В частности, хорошие результаты дает введение искусственных зародышеобразователей для стабилизации и улучшения характеристик прочности [44–48].

Анализ процесса разрушения эластомеров показывает, что наиболее прочным оказывается материал по крайней мере с двумя типами поперечных связей. Один тип — лабильные связи, сравнительно легко разрушающиеся под нагрузкой (разрушение этого типа связей сопровождается рассасыванием пиков перенапряжений). Другой тип — прочные связи, по которым распределяется основная доля деформирующей нагрузки [7]. Следовательно, для увеличения прочности эластомеров существенным является образование прочных и лабильных поперечных связей, за счет которых происходит деформирование трехмерной сетки. Некоторая аналогия прослеживается при формировании заданного комплекса механических свойств путем использования наполнителей в виде прочных и гибких нитей, находящихся в полимере (связующем). Однако прочность такой системы существенным образом определяется также адгезией между наполнителями и связующими [49–51, 53]. В настоящее время известны способы управления уровнем адгезионного взаимодействия полимеров самой различной природы [50]. Особенно интересные результаты удается получить при подборе таких нитей, химическая структура которых благоприятствовала бы адгезии к органическим связующим, с одной стороны, и обеспечивала бы сохранение прочности (например, при достаточно высоких температурах) — с другой. Выше уже говорилось о возможности получения и использования высокопрочных графитизированных волокон. Такого рода волокна наряду с высокопрочными волокнами из W, Mo, В, стекла, кремния и т. п. широко используются для изготовления высокопрочных комбинированных материалов.

Комбинированные материалы изготавливаются на основе тугоплавких металлов и полимерных связующих. С этой целью пиролитический графит, например, осаждали в виде тонких пленок на жидкие металлические подложки для получения непрерывных волокон высокой прочности. Разрушающее напряжение таких волокон составляло 840 МПа. Фирма «Union Carbide» в промышленном масштабе производит углеродные волокна с модулем упругости  $1 \cdot 10^6$ — $1,55 \cdot 10^6$  МПа. Это волокно характеризуется значением разрушающего напряжения  $\sim 12,6 \cdot 10^2$  МПа. В некоторых случаях  $\sigma_b$  возрастает до  $17,5 \cdot 10^2$  МПа [51].

Известны исследования углеродных волокон, получаемых на основе органических полимерных волокон. Углеродные волокна превосходят по прочности, весу и упругости стеклянные и металлические волокна, используемые для получения армированных пластиков. Упругость углеродных волокон в 4 раза больше упругости обычных армированных пластиков. Созданы также комбинированные материалы на основе эпоксидной смолы, армированной волокнами карбида кремния [52]. Для упрочнения материалов широко используют керамические «усы», обладающие прочностью в 10—100 раз большей, чем прочность других материалов (стекловолокно, металлический корд и т. д.).

Исследования разрушения армированных пластиков показали, что их прочность в первую очередь определяется прочностью наполнителя и взаимодействием армирующих волокон с полимерной матрицей [53]. Если в идеальном случае разрушение материала обусловлено местным растрескиванием связующего и разрывом волокон, то в реальных системах большую роль играют различные дефекты. К их числу относятся, в частности, дефекты вблизи концов волокон. Даже в материалах, армированных непрерывным стекловолокном, такие дефекты возникают вследствие разрушения непрерывного волокна при обработке и нагружении. Дефектом является также нарушение сплошности полимерного связующего. Это обычно обусловлено наличием поверхностных царапин, пузырьков газа, инородных включений и складок, вызывающих появление микротрещин. Кроме того, изогнутые армирующие волокна стремятся выпрямиться под действием растягивающей нагрузки.

Микротрешины могут возникать вследствие концентрации напряжений не только на концах армирующих волокон, но и вокруг включений цилиндрической формы. Армирующие волокна, расположенные под углом к направлению растягивающей нагрузки, рассматриваются как цилиндрические включения с большими значениями  $E_{\text{вкл}}/E_{\text{св}}$ , где  $E_{\text{вкл}}$  — модуль упругости включения, а  $E_{\text{св}}$  — модуль упругости связующего.

Так как модули упругости компонентов стеклопластика обычно существенно различаются между собой, для предотвращения преждевременного разрушения необходимы полимерные связующие, разрывные удлинения которых превышают среднее удлинение композиционного материала в десятки раз. Нарушение монолитности стеклопластиков начинается задолго до разрушения. При оценке герметичности конструкции следует учитывать нижнюю границу нагрузления, при которой начинается образование трещин.

Обычно количественные расчеты прочности армированных систем начинаются с однослойных моделей. Следующим шагом является рассмотрение материала, состоящего из двух или нескольких слоев [54].

Чтобы реализовать возможность увеличения прочности полимерных материалов за счет создания комбинированных систем, необходимо глубже разобраться в причинах повышения прочности. С этой точки зрения особый интерес представляют комбинированные пленочные материалы. Во-первых, это одна из наиболее простых (в отношении распределения напряжений в материале) систем, являющаяся в некотором роде моделью для теоретических расчетов и их проверки. Во-вторых, прозрачность и оптическая активность ряда пленок позволяют наглядно изучать процесс разрушения комбинированных материалов и находить пути увеличения их прочности.

При исследовании прочностных и деформационных свойств большого

числа различных комбинаций пленок был обнаружен эффект комбинированного упрочнения, заключающийся в том, что, несмотря на гетерогенность двухслойных комбинированных пленок, даже при малой когезионной прочности промежуточного слоя, разрушающее напряжение двухслойного материала часто превышает разрушающее напряжение однослойных материалов. Этот эффект сохраняется при всех исследованных температурах и оценивается коэффициентом комбинированного упрочнения

$$K = (\sigma_1 - \sigma_0) / \sigma_0,$$

где  $\sigma_1$  — экспериментальное значение разрушающего напряжения двухслойного материала;  $\sigma_0$  — разрушающее напряжение, рассчитанное теоретически как сумма разрушающих напряжений пленок, образующих систему.

Аналогичный эффект наблюдается и для многослойных пленок. В этом случае величину  $\sigma_0$  рассчитывают как

$$\sigma_{p_i} \frac{S_1}{S} k_1 + \sigma_{p_2} \frac{S_2}{S} k_2 + \dots + \sigma_{p_i} \frac{S_i}{S} k_i = \sigma_0,$$

где  $\sigma_{p_i}$ ,  $S_i$  — разрушающее напряжение и поперечное сечение  $i$ -той индивидуальной пленки;  $k_i$  — коэффициент, показывающий для полимерных пленок, какая доля разрушающего напряжения индивидуальной  $i$ -той пленки характеризует вклад в сопротивление разрушению.

Из сравнения кривых напряжение — деформация для индивидуальных пленок, из которых составлена многослойная система, определяют, какая доля  $\sigma_p$  соответствует деформации разрушения наиболее прочной пленки, т. е. значение  $k_i$ .

Температурные зависимости характеристик прочности для комбинированных пленочных материалов имеют такой же вид, как и для индивидуальных пленок. Это свидетельствует о том, что механизмы разрушения в обоих случаях одинаковы.

Для комбинированных пленочных материалов установлена зависимость степени упрочнения от прочности связи между слоями. Из рис. 3 следует, что упрочнение происходит только после достижения определенного значения прочности связи между слоями. При малых значениях этой величины природа индивидуальных пленок, составляющих комбинированный материал, практически не влияет на эффект упрочнения. Однако с увеличением прочности связи между слоями этот эффект становится все ощутимее.

Установлено, что характеристики прочности комбинированных пленочных материалов при постоянном значении прочности связи между слоями определяются модулем упругости связующего. Повышение модуля упругости связующего приводит к увеличению прочности комбинированных пленочных материалов. При рационально подобранном связующем можно увеличить прочность комбинированных материалов, состоящих из двух пленок, на 30—35%.

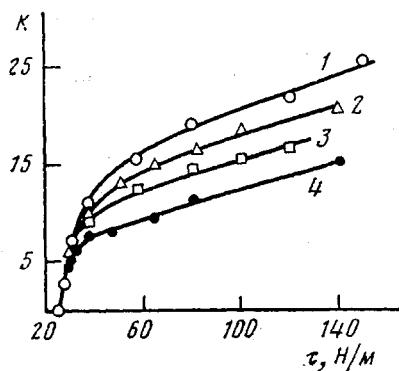


Рис. 3. Зависимость коэффициента комбинированного упрочнения  $K$  от прочности связи  $\tau$ , характеризуемой сопротивлением расслаиванию между слоями материала: 1 — низкой плотности; 2, 4 — целлофан (образцы, вырезанные в поперечном (2) или продольном (4)); 3 — саран

Для совместного противодействия всех компонентов комбинированного материала разрушению необходимо, чтобы компоненты характеризовались близкими значениями относительного удлинения при разрыве. Оказалось также, что упрочнение происходит вследствие действия двух факторов.

Первый фактор – это «заличивание» поверхностных дефектов в результате нанесения связующего (этот механизм упрочнения предполагался ранее при изучении разрушения стеклопластиков [53]). Чем больше разрушающее напряжение индивидуальной пленки с нанесенным на ее поверхности связующим, тем больше упрочнение комбинированного материала, состоящего из этих компонентов. На роль процессов, связанных с перераспределением напряжения в вершине микродефектов, указывает зависимость между коэффициентом комбинационного упрочнения и скоростью деформации. С повышением скорости деформации коэффициент упрочнения уменьшается. Влияние релаксационных процессов на упрочнение было показано экспериментально [55].

В работе [55] предпринята попытка экспериментального подтверждения влияния релаксационных свойств комбинированных пленок на эффект упрочнения. В качестве объектов исследования были выбраны пленки ПЭТФ, ПЭ, а также комбинированный материал на их основе (ПЭТФ – ПЭ). Величина адгезионной прочности варьировалась дозой УФ-облучения. Для характеристики скорости релаксационных процессов была разработана методика, сущность которой сводилась к определению температурной зависимости тангенса угла механических потерь  $\tan \delta$  при двух различных частотах. Определяли среднее значение времени релаксации для индивидуальных пленок и комбинированного пленочного материала.

На рис. 4 представлена температурная зависимость  $\tan \delta$  для ПЭ, ПЭТФ и ПЭТФ – ПЭ, не подвергнутых действию УФ-облучения. Видно, что в комбинированном материале наблюдается слияние индивидуальных максимумов I и II в новый – максимум III, который следует отнести за счет перекрывания максимумов I и II с новым максимумом, обусловленным взаимодействием исходных индивидуальных пленок по поверхности их соприкосновения, т. е. обнаруженный максимум механических потерь при 265 К соответствует потерям механической энергии в комбинированном материале, появившемся в результате формирования зоны контакта. На рис. 5 представлена температурная зависимость  $\tan \delta$  для образца ПЭТФ – ПЭ, подвергнутого разным дозам УФ-облучения. Как видно, максимум немного смещается в сторону более высоких температур при облучении материала. Это свидетельствует об изменении релаксационных свойств системы в результате ее облучения. В соответствии с высказанной гипотезой о рассеивании механической энергии в промежуточном слое следует ожидать увеличения значения  $K$ . Ниже приведены данные относительно изменения механических свойств комбинированного материала ПЭТФ – ПЭ и средних значений времен релаксации, появившихся в результате склеивания, от дозы УФ-облучения.

Доза облучения, Вт·с/м <sup>2</sup>	0	1710	18700
Адгезионная прочность, Г/см	$10 \pm 1$	$25 \pm 1$	600
$K$ , % н/м	0	$5,0 \pm 0,1$	$6,5 \pm 0,1$
Среднее время релаксации, с	$1 \cdot 10^{-2}$	$1 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^{-6}$

Из представленных данных следует, что уменьшение времен релаксации сопровождается увеличением эффекта комбинационного упрочнения. Так, для необлученного комбинированного материала, когда адгезионное взаимодействие и  $K$  малы, значение среднего времени релаксации составляет сотые доли секунды. По мере увеличения дозы УФ-облучения релаксационные свойства существенно изменяются. В рассматриваемом случае время релаксации меняется от  $1 \cdot 10^{-2}$  до  $1 \cdot 10^{-6}$  с, т. е. на четыре порядка. В это же время наблюдается изменение эффекта упрочнения. Значение  $K$  изменяется от 0 до 6,5 %.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что увеличение ско-

ности рассасывания импульсов механической энергии в промежуточном слое обуславливает повышение прочности системы в целом.

Изучение процесса разрушения индивидуальных и комбинированных материалов методом киносъемки в поляризованном свете дало основание говорить о наличии второго фактора, ответственного за эффект упрочнения. Этот фактор может быть определен как «эффект блокировки», т. е. поглощения кинетической энергии, освобождающейся при элементарном акте надрыва, слоем связующего, в котором эта энергия рассеивается. Кинофильмы, снятые в поляризованном свете, свидетельствуют о наличии релаксационных процессов рассасывания перенапряжений в дефектных местах комбинированного материала.

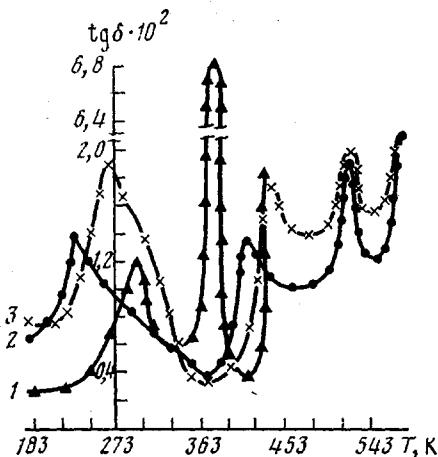


Рис. 4

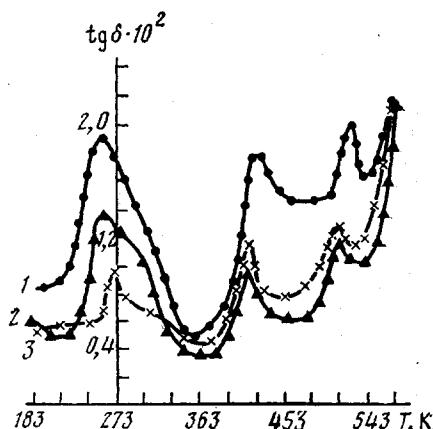


Рис. 5

Рис. 4. Зависимость  $\operatorname{tg} \delta$  от температуры для ПЭ (1), ПЭТФ – ПЭ (3)

Рис. 5. Зависимость  $\operatorname{tg} \delta$  от температуры для комбинированного материала ПЭТФ – ПЭ: 1 – необлученный образец; 2, 3 – образцы, облученные дозой 1710 (2) и  $18 700 \text{ Bt} \cdot \text{s}/\text{m}^2$  (3)

Таким образом, обеспечение достаточной адгезии между слоями, использование способности слоев связующего поглощать энергию, выделяющуюся в ходе элементарного акта разрыва, подбор компонентов с деформационными и прочностными характеристиками, обеспечивающими получение прочных комбинированных материалов, уменьшение дефектности компонентов и системы в целом способствует созданию высокопрочных полимерных материалов.

Все обсуждавшиеся выше механизмы упрочнения (обусловленные введением в полимерную систему компонентов, образующих либо более стабильные, либо более лабильные связи между элементами структуры) характеризовались изотропным изменением прочности, между тем, как, например, односторонняя ориентация полимерного материала обеспечивает упрочнение материала в направлении вытяжки и ослабление – в перпендикулярном направлении.

В реальном изделии распределение напряжений может происходить по весьма сложному закону. Зная вид эпюры напряжений, можно реализовать внутренние ресурсы прочности в наиболее опасных направлениях. Осуществить это путем направленной ориентации в большинстве случаев не представляется возможным. Поэтому возникает потребность перехода от однородного (изотропного) усиления к неоднородному и пространственно распределенному. Так, чтобы обеспечить увеличение прочности материала в наиболее опасных направлениях введением в систему усиливающих компонентов, необходимо ориентировать в указанных направлениях цепочечные структуры наполнителя. Это частично реализуется, например, при наполнении полимерной системы нитями, расположенными

вдоль оси максимальных напряжений. Однако такой способ обеспечивает только линейное направленное усиление материала. При использовании тонкодисперсного наполнителя увеличение прочности не зависит от направления.

Предложен способ усиления полимерных систем в заранее заданных направлениях [56]. Сущность этого способа сводится к тому, что частицы ферромагнитного наполнителя располагаются вдоль силовых линий магнитного, электрического или механического полей. В кристаллических полимерах упрочнение достигается при малых концентрациях добавки, так как частицы являются центрами кристаллообразования, а сами кристаллические образования, например сферолитные ленты, располагаются вдоль силовых линий магнитного поля. В термопротивных некристаллических полимерах усиление наблюдается тогда, когда ориентирующееся на поверхности частиц полимерное связующее образует в системе непрерывную трехмерную сетку ориентированных макромолекул. Естественно, что эти эффекты зависят от природы наполнителя. Так, наполнение ПП не карбонильным, а электролитическим никелем или порошком серебра не сопровождалось увеличением прочности. Если после введения активного дисперсного наполнителя в жидкий полимер проводить отверждение в поле, ориентирующим расположение частиц наполнителя вдоль силовых линий, то эффект упрочнения будет направленным.

Если при отверждении на систему накладывать магнитное поле, то частицы никеля ориентируются вдоль его силовых линий. Вдоль этих силовых линий формируются сферолитные ленты, упрочняющие системы в заданном направлении. Перемещением либо магнита, либо отверждающего образца добиваются расположения частиц вдоль линий заданной формы.

Наложение полей в процессе формирования надмолекулярных и молекулярных структур способствует существенному изменению структурных и релаксационных характеристик (в том числе и определяющих прочность) не только наполненных, но и ненаполненных полимерных систем.

Особый интерес представляет усиление полимерного материала в заданном направлении введением волокнообразных зародышеобразователей или нанесением зародышеобразователей на поверхность полимерного тела [57–59].

Итак, на основании изложенного можно заключить, что упрочнение полимерных многокомпонентных систем достигается соответствующей ориентацией элементов структуры, приводящей к направленному распределению прочных связей, препятствующих разделению системы на части, и лабильных связей, разрыв которых способствует рассасыванию перенапряжений. Проблема увеличения прочности полимерных материалов неразрывно связана с условиями эксплуатации этих материалов. Постановка задачи увеличения прочности полимерного материала абстрагировано от температуры эксплуатации, от скорости и режима нагружения теряет смысл, так как полимерный материал с определенной структурой, характеризующийся соответствующей этой структуре прочностью «несущих» и «лабильных» связей и релаксационными характеристиками, в одних условиях эксплуатации может быть более предпочтительным в сравнении с аналогичными полимерными материалами, а в других — менее пригодным.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Гуль В. Е. Структура и прочность полимеров. М.: Химия, 1964. 228 с.
2. Малмайстер А. Р., Тамуж В. П., Петерс Г. А. Сопротивление полимерных и композитных материалов. Рига: Зиннатне, 1980. 571 с.
3. Шамраевская Т. В., Щукин В. М., Гуль В. Е. Механика полимеров, 1976, № 4, с. 591.
4. Бартенев Г. М., Зуев Ю. С. Прочность и разрушение высокомодуляционных материалов. М.-Л.: Химия, 1964. 387 с.
5. Регель В. Р., Случкер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.

6. Разрушение / Под ред. Либовиц Г. Т. 7. М.: Мир, 1976. 469 с.
7. Гуль Б. Е. Структура и прочность полимеров. М.: Химия, 1978. 327 с.
8. Кауш Г. Разрушение полимеров. М.: Мир, 1981. 440 с.
9. Andrews E. H. Fracture in Polymers. Edinburg — London: American Elsevier, 1968.
10. Herzberg R. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. N. Y.: J. Wiley, and Sons, 1976.
11. Каргин В. А., Слонимский Г. Л. Краткие очерки по физикохимии полимеров. М.: Химия, 1967. 231 с.
12. Гуль Б. Е. Механика полимеров, 1968, № 3, с. 474.
13. Devries K. L., Roylance D. K., William M. L., Gut L. Fract. Mechan., 1971, v. 7, p. 197.
14. Doyle M. J. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1975, v. 13, № 1, p. 127.
15. Гуль Б. Е., Коэрига В. В., Вассерман А. М. Докл. АН СССР, 1962, т. 146, № 3, с. 656.
16. Southern D. H., Porter R. S. L. Appl. Polymer Sci., 1970, v. 14, № 9, p. 2305.
17. Penungs A. J. J. Polymer Sci., C, 1972, № 38, p. 167.
18. Wu W., Black W. B. Polymer Engng Sci., 1979, v. 19, № 16, p. 1163.
19. Журков С. Н., Левин Б. Я., Савицкий А. В. Докл. АН СССР, 1969, т. 186, № 7, с. 132.
20. Савицкий А. В., Левин Б. Я., Демичева В. П. Высокомолек. соед. А, 1973, т. 15, № 6, с. 1286.
21. Peterlin A. J. J. Polymer Sci., 1965, v. 69, № 1, p. 61.
22. Geil P. M. J. Polymer Sci. A, 1964, v. 17, № 3, p. 961.
23. Гуль Б. Е., Коэрига В. В., Роговая Э. М., Громова Н. П. Высокомолек. соед., 1964, т. 6, № 16, с. 1868.
24. Уорд И. Механические свойства твердых полимеров. М.: Химия, 1975. 357 с.
25. Meineb G., Peterlin A. J. Polymer Sci. B, 1967, v. 5, № 2, p. 613.
26. Peterlin A. Polymer Engng Sci., 1969, v. 9, № 3, p. 172.
27. Capaccio G., Ward G. Nature, Phys. Sci., 1973, v. 243, № 1, p. 143.
28. Ward J. M. Philos. Trans. Roy. Soc., A, 1980, v. 294, № 2, p. 473.
29. Чегола А. С. В кн.: III Междунар. симп. по химическим волокнам.— Калинин, 1981, т. 1, 447 с. (Препринт).
30. Френкель С. Я. В кн.: Физика сегодня и завтра. Л.: Наука, 1973, с. 214.
31. Frenkel S. J. Polymer Sci. Polymer Symp. 1977, № 58, p. 195.
32. Гинзбург В. М., Магдалев Е. Т., Волосатов В. Н., Прокопчук Н. Р., Френкель С. Я. Механика полимеров, 1976, № 5, с. 771.
33. Гинзбург В. М., Магдалев Е. Т., Волосатов В. Н. Высокомолек. соед. Б, 1980, т. 22, № 9, с. 646.
34. Магдалев Е. Т., Гинзбург В. М., Волосатов В. Н., Френкель С. Я. Высокомолек. соед., 1980, т. 2, № 2, с. 134.
35. Папков С. П., Куличихин В. Р. Жидкое кристаллическое состояние полимеров. М.: Химия, 1977.
36. Zwinjnenberg A., Penings A. J. Polymer Letters, 1976, v. 14, № 9, p. 339.
37. Smook J., Foris J. G. Van Hutten Pennings, P. F. Polymer Bull., 1980, v. 2, № 2, p. 293.
38. Collie G. R., J. Jin Tai Fam. Polymer Engng Sci., 1976, v. 16, № 1, p. 204.
39. Баранов В. Н., Френкель С. Я. А. с. 472175 (СССР), 1973.
40. Weeks N. E., Porter R. S. J. Polymer Sci. Polymer Phys. Ed., 1974, v. 12, № 3, p. 635.
41. Lachariades A. E., Porter R. S. Polymer, 1979, v. 20, № 5, p. 230.
42. Dobrecov S. L., Salnikov V. A., Frenkel S. La Acta Polymerica, 1980, B. 31, № 7, S. 456.
43. Соголова Т. И. Механика полимеров, 1965, № 1, с. 5.
44. Соголова Т. И. Механика полимеров, 1972, № 3, с. 395.
45. Соголова Т. И. ЖВХО им. Д. И. Менделеева, 1976, т. 21, № 5, с. 502.
46. Акутин М. С., Озеров Г. М., Каргин В. А. Пласт. массы, 1966, № 12, с. 32.
47. Муджири Б. Г., Соголова Т. И., Кербер М. Л., Юскина В. Т. Пласт. массы, 1973, № 10, с. 79.
48. Соголова Т. И., Акутин М. С., Цвакин Д. Я., Кербер М. Л., Муджири Б. Г., Чебалаев А. Ш. Высокомолек. соед. А, 1975, т. 17, с. 2505.
49. Гуль Б. Е., Чернин И. М., Заборовская Е. Э., Донцова Э. П., Гвильдис В. Ю. Высокомолек. соед., 1963, т. 5, № 2, с. 274.
50. Гольдманский В. И., Гуль Б. Е., Егоров Е. В., Зильберг Г. А., Михлин В. Э., Раевский В. Г. Высокомолек. соед., 1964, т. 6, № 1, с. 8.
51. Missiles Rockets, 1965, v. 17, № 19, p. 33.
52. Advanced Fibrous Reinforced Composites. North. Hollywood Calif. A (31-A), 1966, p. 39.
53. Гуль Б. Е., Заборовская Е. Э., Донцова Э. П., Бубнова Б. Г. Высокомолек. соед., 1963, т. 5, № 2, с. 269.
54. Болотин В. В. Механика полимеров, 1976, № 2, с. 247.
55. Гуль Б. Е., Ерохина Р. А., Дворецкая Н. М. Докл. АН СССР, 1979, т. 248, № 2, с. 409.
56. Гуль Б. Е., Туркова Н. Н., Голубева М. Г. Докл. АН СССР, 1971, т. 199, № 1, с. 136.
57. Каргин В. А., Соголова Т. И., Шапошникова Т. К. Докл. АН СССР, 1968, т. 180, № 4, с. 901.
58. Каргин В. А., Соголова Т. И., Рубштейн В. М. Высокомолек. соед., 1968, т. 10, № 6, с. 2017.

59. *Каргин В. А., Соголова Т. И., Шапошникова Т. К.* Высокомолек. соед. А, 1970, т. 12, № 3, с. 649.  
60. *Vinogradov G. V., Dreval V. E., Borisenkova E. K., Kurbanaliev M. K., Shalganova V. G.* Rheol. Acta, 1981, v. 20, № 5, с. 433.

Московский технологический институт  
мясной и молочной промышленности

Поступила в редакцию  
3.VII.1982

## PROBLEMS OF ENHANCING OF STRENGTH OF POLYMERIC MATERIALS

*Gul' V. Ye.*

### S u m m a r y

The pathways of enhancing of the strength of polymeric materials and their compositions are discussed. The role of the rigidity of the chain, folding and unfolding of macromolecules, effects of orientation and fillers are analysed in details. The reinforcement phenomenon in multicomponent systems is described. The role of magnetic and electrical fields in formation of presumable orientation of the filler in given directions is discussed.