

УДК 678.01:53

**О СТРУКТУРНОЙ ПОЛИДИСПЕРСНОСТИ  
ЖЕСТКОЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРОВ**

*Н. В. Михайлов*

Структурная гетерогенность полимеров, проявляющаяся в разнообразии надмолекулярных образований по форме и размерам частиц, в настоящее время является общепризнанным фактом. В ряде работ указывалось, что это характерно как для кристаллических, так и аморфных полимеров [1]. Таким образом, наличие в полимерах различных форм первичных (молекулярных) и вторичных (надмолекулярных) структурных элементов не связано непосредственно с фазовыми превращениями в полимерах и является следствием кинетических особенностей структурообразования в растворах и расплавах веществ, состоящих из больших молекул цепного строения [2].

Каргин впервые обратил внимание на принципиальную особенность структурообразования полимеров, отличающую их от низкомолекулярных веществ, которая состоит в преимуществе межмолекулярного взаимодействия над тепловым движением, приводящем к возникновению при тепловых флуктуациях множества устойчивых структурных образований без фазовых переходов. Это замечательное предвидение в последнее время находит блестящее экспериментальное подтверждение.

Появление нескольких температурных структурных переходов было обнаружено нами на целлюлозе при изучении температурной зависимости теплоемкости [3]. Каргиным с сотр. установлено существование нескольких температур стеклования на кристаллических образцах полипропилена [4].

В исследованиях Козлова с сотр. в триацетате целлюлозы найден цепный спектр структурных превращений в широком интервале температур, температурные точки которых названы ими изофазными в случае аморфного состояния и фазовыми в случае кристаллического состояния полимера [5].

Совершенно очевидно, что таким температурным превращениям в структуре полимера должно соответствовать появление или исчезновение различных по форме и размерам структурных элементов независимо от того является ли это превращение термодинамическим или кинетическим, так как в обоих случаях это связано с выигрышем внутренней или поверхностной энергии.

Прямые наблюдения за структурообразованием полимеров в электронном микроскопе показали, что для всех форм структурных элементов размеры их могут достигать порядка нескольких микрон или долей микрона.

Следовательно, структурная полидисперсность надмолекулярных образований в полимерах соизмерима с дисперсностью гидрофобных коллоидных частиц.

В настоящее время мы еще очень мало знаем о природе и величине тех сил, которые определяют взаимодействие таких больших образований в полимерах в конденсированном состоянии. Но не подлежит сомнению, что это не химические, а межмолекулярные силы и можно предполагать, что интегральная величина их должна быть меньше соответствующей величины взаимодействия внутри этих надмолекулярных образований.

Некоторые экспериментальные подтверждения получены в наших работах по сопоставлению интегральных теплот смачивания и растворения целлюлозы [6].

Таблица 1

Интегральные теплоты растворения и смачивания водой  
целлюлозных волокон различной структуры

Образец, №	Тип волокна	Интегральная теплота, кал/г		Истинная теплота растворения, кал/г $\Delta Q = Q_1 - Q_2$
		растворения, $Q_1$	смачивания, $Q_2$	
1	Гидратцеллюлозное неориентированное	40,1	24,9	15,2
2	То же, высокоориентированное	36,6	22,9	13,7
3	То же, высокомодульное	31,3	16,9	14,4
4	Природное — рами	28,0	11,5	16,4

Ввиду принципиального значения этого вопроса целесообразно привести эти данные, показанные в табл. 1, и отметить в связи с этим некоторые выводы, относящиеся к высказанному выше предположению.

Из этих данных следует, что разница между величинами интегральных теплот растворения и смачивания приближается к некоторой постоянной величине, которая по своему физическому смыслу характеризует истинную теплоту растворения целлюлозы и не зависит от надмолекулярной структуры волокна. Но если это так, то теплота смачивания соответствующих волокон, очевидно, должна характеризовать надмолекулярную структуру каждого из них, т. е. величину межмолекулярных сил взаимодействия надмолекулярных структурных элементов друг с другом по поверхности контактов. По аналогии с наблюдаемыми явлениями в теплотах растворения кристаллических полимеров, где для определения истинной теплоты кристаллизации необходимо вычесть теплоту стеклования этого полимера [7], по-видимому, теплоты смачивания целлюлозы также должны относиться к той энергии, которую необходимо затратить на расстекловывание надмолекулярной структуры целлюлозных волокон, т. е. на преодоление межмолекулярного взаимодействия на поверхностях надмолекулярных структурных элементов. Из этих данных видно, что абсолютные интегральные величины этой энергии могут быть больше и меньше соответствующих величин энергии взаимодействия внутри надмолекулярных структурных элементов, хотя при этом следует иметь в виду, что это сравнение является условным, так как для правильного понимания их значений необходимы дифференциальные величины.

Тем не менее можно полагать, что надмолекулярные структурные элементы в полимерах должны обладать определенной поверхностью раздела и соответствующей поверхностью энергией, величина которой не может превышать внутреннюю энергию взаимодействия, так как в таком случае исчезает сам физический смысл их образования и существования. Кроме того, прямые эксперименты с помощью электронной микроскопии показывают возможность разделения надмолекулярных структурных элементов без заметного нарушения их формы и размеров.

В интересных опытах Каргина с сотр. [4] по деформации полимеров при температурах жидкого воздуха было показано, что сравнительно очень крупные надмолекулярные образования способны перемещаться без разрушения необратимо на расстояния, значительно превышающие их собственные. Эти опыты не только подтверждают высказанные выше предположения о более прочном межмолекулярном взаимодействии внутри надмолекулярных структурных элементов, нежели на поверхности между ними, но и указывают на возможность их разделения в соответствии с существующим в твердом полимере набором структурных элементов по их форме и размерам.

Таким образом, на основе современных представлений о структуре полимеров необходимо учитывать существование и влияние на свойства полимеров в твердом состоянии двух типов структурных элементов на молекулярном и надмолекулярном уровнях.

Подобно тому, как в свое время важную роль в развитии синтеза новых полимеров сыграло учение о молекулярном весе и молекулярной гетерогенности полимеров, следует предполагать, что и современные представления о надмолекулярной структурной гетерогенности полимеров окажут решающее воздействие на развитие новых направлений по структурной модификации полимерных волокон, пленок и пластиков, направленных на решение важнейшей задачи дальнейшего технического прогресса — создания полимерных материалов по заданным требованиям.

В многочисленных работах последнего времени [8] все больше утверждается мнение о том, что в общей проблеме структура — свойства полимеров значительный вклад принадлежит надмолекулярным структурам и имеются уже достаточно убедительные экспериментальные данные о связи механических свойств волокон и пленок с размером и формой надмолекулярных структурных образований [9]. Так, следует считать, по-видимому, общим условием существования ориентированных волокон наличие в структуре волокон фибриллярных образований оптимальных размеров [10]. При этом было отмечено, что возникновение фибриллярных структурных элементов происходит в процессе ориентационных вытяжек путем разрушения исходных структурных элементов — глобул, сферолитов и других подобных образований на последней стадии вытяжки, когда возникшие на их поверхностях напряжения превышают некоторые критические значения, характеризующие межмолекулярное взаимодействие внутри этих структурных элементов [11]. В связи с этим представляет определенный интерес привести некоторые характерные экспериментальные данные [12] о влиянии размеров исходных надмолекулярных образований в поликапромиде, полученном при введении в процессе полимеризации структурообразующих добавок, на поведение полимера при переработке в волокно и на его механические свойства (табл. 2).

Естественно, что в этих опытах имеются в виду некоторые средние значения размеров исходных структурных элементов и, кроме того, отсутствуют данные о размерах соответствующих структурных элементов в готовом ориентированном волокне, фибриллярный характер которых затрудняет их измерение обычными оптическими и электронно-микроскопическими методами.

Из этого следует, что знание полного набора надмолекулярных структурных элементов в полимере и в готовом волокне оказалось бы значительно большую помощь в конструировании волокон с оптимальной структурой, чем эти по существу еще пока качественные данные. Таким образом, становится все более очевидной научная задача получения прямым путем необходимых сведений о структурной гетерогенности полимеров в виде дифференциальных кривых распределения структурных элементов по их размерам, аналогичных дифференциальнym кривым молекулярной полидисперсности полимеров.

Одним из возможных путей структурного фракционирования полиме-

ров может являться метод коллоидной диспергации полимеров из твердой фазы с применением поверхностно-активных веществ, предложенный Догадкиным для полимеров эластомерного типа [13]. Известны работы по механической диспергации жесткоцепных полимеров [14], но этот метод

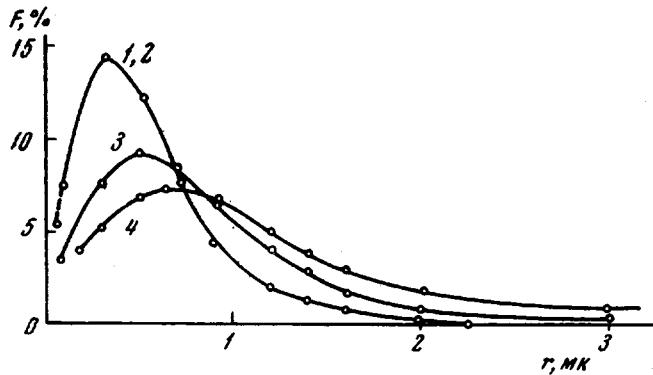


Рис. 1. Дифференциальные кривые распределения по размерам частиц водных дисперсий ПЭТФ и поликарбамида  
1, 2 — для поликарбамида; 3, 4 — для полиэтилентерефталата

основан на сухом разломе и приводит к глубокому структурно-химическому распаду полимеров с разрушением не только надмолекулярных структурных образований, но и с деструкцией самих молекул полимера.

В наших работах [15] была впервые показана возможность применения этого метода для жесткоцепных полимеров волокнообразующего типа

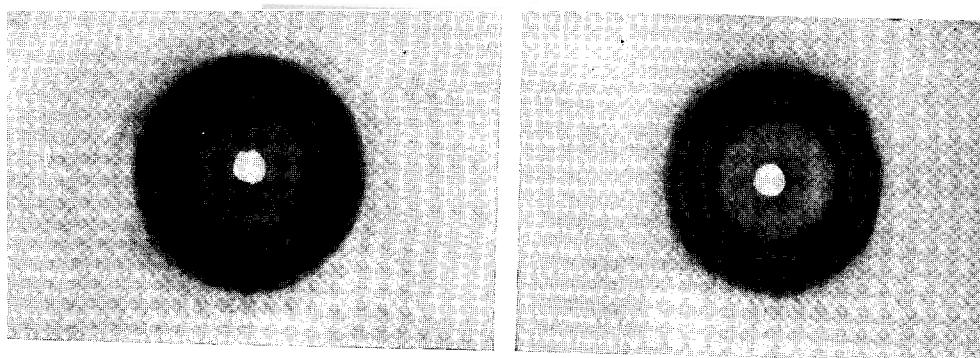
Таблица 2

Влияние размера надмолекулярных структурных элементов поликарбамида на формирование и свойства волокна

Свойства	Свойства полимера и физико-механические показатели волокна		
	из полимера мелкосферолитной структуры (2—5 мк)	из полимера среднесферолитной структуры (10—12 мк)	из полимера крупносферолитной структуры (12—22 мк)
Удельная вязкость 0,5%-ного раствора в трикрезоле	0,69	0,67	0,70
Способность волокна к ориентационной вытяжке	Повышенная	Обычная, применяемая в производстве	Пониженная
Разрывная прочность волокна в кГ/мм <sup>2</sup>	76—83	64—70	58—70
Число двойных изгибов волокна до разрушения при нагрузке 12 кГ/мм <sup>2</sup>	7000—11000	4000—5000	3000—4000

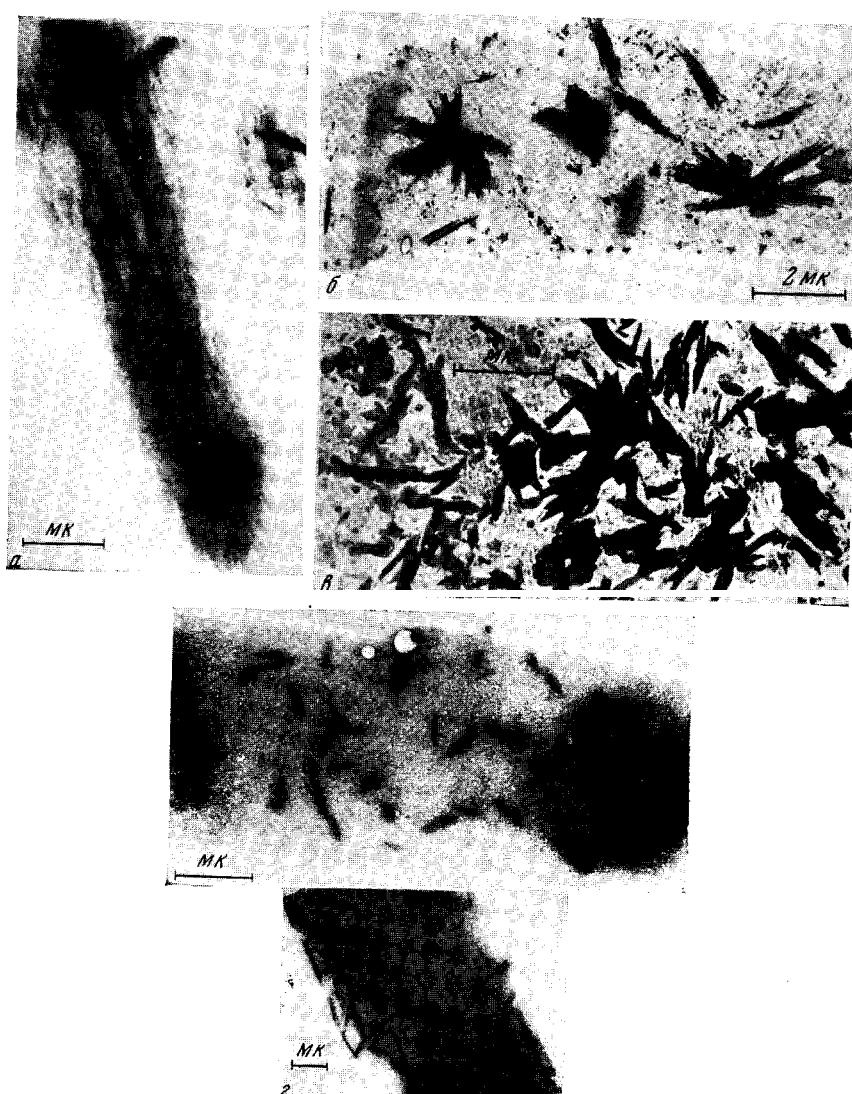
как, например, кристаллических полiamидов и полиэфиров. В последнее время эти результаты были распространены на волокнообразующие полимеры карбоцепного ряда, а также на аморфные полимеры — производных целлюлозы.

Исследуя дисперсионный состав водных коллоидных дисперсий этих полимеров, показанный на рис. 1, мы не могли не обратить внимания на то, что диапазон размеров коллоидных частиц полимеров лежит в области,



**Рис. 2. Рентгенограмма полиэтилентерефталата до диспергации (слева) и после диспергации и осаждения из водной дисперсии (справа)**

*К статье В. А. Берестнева и др., к стр. 2727*



**Рис. 4. Микрофотография ультратонкого среза прогретого низконпрочного вискозного волокна (а), серпантинного капронового волокна (б), сверхпрочного вискозного волокна (в, з)**

Высокомолекулярные соединения, № 12

характерной для размеров надмолекулярных структурных элементов, наблюдавшихся в электронном микроскопе. Естественно, что такое наблюдение привело нас к предположению о специфике механизма диспергации полимеров в примененных условиях опыта, которая заключается в разделении полимера на его надмолекулярные структурные элементы.

Таблица 3  
Влияние диспергации на деструкцию полимеров

Полимер	Эмульгатор при диспергации	Удельная вязкость полимера, л/дл	
		до диспергирования	после диспергирования
ПЭТФ	β-Сульфонафтеноная кислота	0,184	0,179
	Канифоль	0,184	0,180
	ОП-10	0,184	0,172
ПКА	Канифоль	0,650	0,607
	Казеинат аммония	0,650	0,575

Хотя такое предположение является вполне логичным и хорошо соглашающимся со всеми имеющимися экспериментальными данными о морфологии и свойствах надмолекулярных структурных образований в полимерах, тем не менее необходимо было убедиться, что получающаяся степень дисперсности коллоидных растворов полимеров и распределение частиц по размерам не являются результатом вторичного процесса коагуляции образующихся при диспергации более мелких частиц. В этом случае необходимо было бы допустить, что механическая диспергация твердого полимера должна происходить по закону случая с разрушением начальных надмолекулярных структурных элементов в исходном полимере на какие-то произвольные по форме и размерам частицы-обломки, с неизбежной при этом механо-химической деструкцией молекул полимера, которые затем в результате вторичного процесса слипания образуют наблюдаемую коллоидную дисперсию. Несмотря на малую вероятность такого процесса в условиях непрерывного действия диспергирующих сил, тем не менее необходимо было учитывать агрегативную неустойчивость коллоидных систем и попытаться хотя бы косвенными способами подтвердить или отвергнуть это предположение. В связи с этим были проверены и сопоставлены некоторые физические и химические свойства полимеров до и после диспергации как, например, молекулярный вес и фазовое состояние полимеров, которые, как это было показано в работах по сухому размолу полимеров [14], в случае глубокого разрушения надмолекулярной и молекулярной структур полимеров подвергаются значительным изменениям, выражющимся в резком падении удельной вязкости и полной аморфизации полимера.

В табл. 3 приводятся соответствующие данные для поликапроамида (ПКА) и полиэтилентерефталата (ПЭТФ).

Как видно из данных, приведенных в табл. 3, механическая диспергация полимера в присутствии поверхностно-активных веществ не вызывает существенной химической деструкции полимера и, следовательно, при этом не должно происходить заметного разрушения надмолекулярных структурных образований, так как ввиду более сильного межмолекулярного взаимодействия внутри их разрыв молекул по химическим связям является наиболее вероятным.

Дополнительным подтверждением этого вывода могут быть рентгенографические данные о фазовом состоянии полимера до и после механической диспергации, приведенные на рис. 2.

Качественная картина рентгеновских интерференций указывает на то, что никакой заметной аморфизации ПЭТФ в процессе механической диспергации не наблюдается и, следовательно, разрушения кристаллов, составляющих морфологическую структуру надмолекулярных образований полимера, а также и их самих, не происходит. Оставалась еще одна возможность проверки нашего предположения о механизме диспергации полимеров путем разделения их макроструктуры на надмолекулярные структурные элементы в том наборе форм и размеров, которые имелись в твердом состоянии полимера.

Таблица 4

Зависимость размера надмолекулярных структурных элементов от температуры расплава полигексаметиленадипамида

Т. распл., °C	Диаметр сферолитов, мк	Т. распл., °C	Диаметр сферолитов, мк
265	1—4	273,9	12—17
270	3—5	275,1	10—25
272	5—7	276,8	20—50
273,4	10—12		

Эта возможность заключалась в термическом воздействии на полимеры с целью направленного изменения набора структурных элементов по размерам с тем, чтобы воспроизвести это изменение при диспергации полимеров, подвергнутых соответствующей термической обработке.

Известно, что набор структурных элементов в полимере по размерам сильно зависит от температуры расплава.

Таблица 5

Термический режим обработки образцов ПЭТФ

Образец, №	Температура обработки, °C	Время обработки, часы	Условия охлаждения
1	Не подвергался (исходный)	—	—
2	180	2	Медленное
3	230	2	То же
4	250	2	»
5	250	2	Быстрое, в жидк. азоте
6	265 *	2	То же
7	280 **	5	Медленное

\* Образец плавился без разрушения внешней формы.

\*\* Образец плавился с разрушением внешней формы.

Имеются не только качественные, но и количественные данные для полiamидов, аналогичных исследуемым нами [16]. Соответствующие данные приведены в табл. 4.

Естественно было предположить, что прогрев полимера в широком интервале температур, близких к температуре плавления, должен вызвать заметные структурные превращения с изменением набора надмолекулярных структурных образований по размерам. Образцы ПЭТФ в виде цилиндрических гранул длиной 5 мм и диаметром 1 мм были подвергнуты температурному воздействию в среде азота при режимах, указанных в табл. 5. После этого они были диспергированы в тех же условиях, что и исходные образцы, и в полученных водных дисперсиях тем же седиментационным методом был определен дисперсионный состав (рис. 3) в виде

дифференциальных кривых распределения коллоидных частиц по размерам.

На рис. 3 приводятся дифференциальные кривые распределения водных дисперсий ПЭТФ по размерам частиц, полученных из образцов полимера с различной предысторией термической обработки. Номера кривых рис. 3 соответствуют номерам образцов табл. 5. Из этих данных видно, что

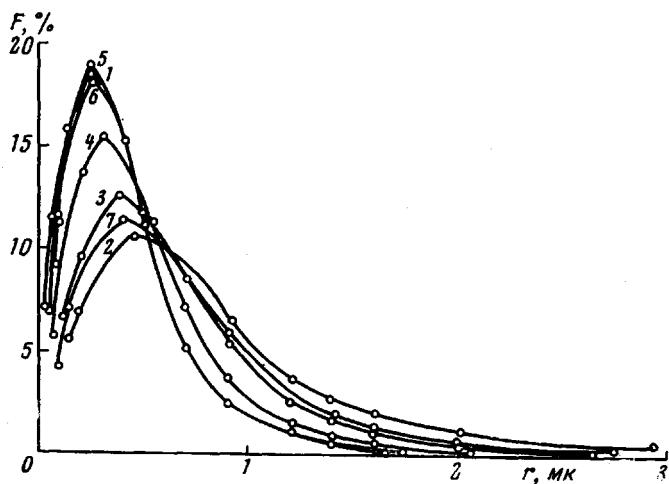


Рис. 3. Дифференциальные кривые распределения по размерам частиц водных дисперсий (ПЭТФ)

Номера кривых соответствуют номерам образцов табл. 5

характер кривых распределения и смещение максимумов не являются случайными, а закономерно изменяются в соответствии с ожидаемыми температурными структурными превращениями в полимере. Известно, что для ПЭТФ наибольшая скорость кристаллизации наблюдается в диапазоне температур 180—200° и соответственно этому на кривой 2 максимум размыается и смещается в сторону наибольших размеров коллоидных частиц. Это показывает, что в условиях оптимальных для роста кристаллов полимера и их морфологических образований возникают преимущественно более крупные сферолиты, которые и обнаруживаются при диспергации образца ПЭТФ.

Совершенно иная картина наблюдается для образцов 5 и 6, которые подвергались термическому воздействию в условиях менее благоприятных для кристаллизации полимера, что должно соответствовать уменьшению количества зародышей структурообразования и при медленном охлаждении привело бы к формированию еще более крупных сферолитов. Однако, по-видимому, быстрая закалка образцов в жидком азоте после их термической обработки затормозила процесс роста сферолитов. Поэтому полученные водные дисперсии состояли преимущественно из коллоидных частиц с малыми размерами, подобных тем, которые получены из исходного образца ПЭТФ (кривая 1), являющейся также слабо кристаллическим, так как условия его охлаждения из расплава подобны образцам 5 и 6.

Как и следовало ожидать, образец 7, подвергшийся термическому воздействию в условиях, близких к условиям образцов 5 и 6, но с медленным охлаждением, дал дисперсию с распределением коллоидных частиц по размерам, аналогичную таковой для образца 2.

Известно, что образующиеся при охлаждении расплава полимера сферолиты [17] возникают на зародышах, существование которых обусловлено тепловыми флуктуациями расплава. Чем выше температура расплава и чем больше время его выдерживания при данной температуре, тем

меньше в нем сохраняется структурообразующих зародышей и, следовательно, в процессе кристаллизации при наиболее благоприятных условиях роста сферолитных структур при медленном охлаждении расплава будут преобладать надмолекулярные образования крупных размеров, что и наблюдается на кривой дисперсионного анализа 7.

Как видно на рис. 3, кривые 3 и 4 относятся к образцам с промежуточным типом структур, что соответствует температурным режимам их обработки.

Таким образом, проведенные опыты направленного термического изменения структурного набора надмолекулярных образований в ПЭТФ позволили количественно воспроизвести этот набор на водных коллоидных дисперсиях, полученных механической диспергацией твердого полимера с применением поверхностно-активных веществ.

Рассмотренные выше экспериментальные данные находятся в хорошем согласии с данными Линдегрена [16] о температурной зависимости размеров сферолитов для полиамидов как по характеру их изменений, так и по абсолютным величинам. Однако как данные Линдегрена, так и ряд других относятся к качественной картине структурной полидисперсности полимеров, а абсолютные размеры их надмолекулярных образований носят выборочный характер из микроскопических или электронномикроскопических снимков.

Количественная характеристика структурной полидисперсности полимеров остается еще не решенной задачей.

Первой попыткой в этом направлении, как нам кажется, является метод коллоидного диспергирования полимеров, который может рассматриваться как структурное фракционирование полимеров с количественной характеристикой структурной полидисперсности по дифференциальным кривым распределения водных дисперсий полимера по размерам частиц, получаемой на основании седиментационного анализа.

Естественно, что приведенных в настоящей статье экспериментальных данных еще недостаточно для окончательного утверждения о достоверности и точности этого метода, но высказанные при этом доводы в пользу этого метода нельзя не принять за основу для дальнейших работ в этом направлении.

Многие еще не ясные вопросы в этом методе могут быть решены путем детальных исследований механизма коллоидной диспергации твердых полимеров с учетом явления, так называемой «межпачечной» пластификации, которыми в настоящее время мы занимаемся. Однако мы не считаем, что предложенный нами путь является единственным возможным и тем более не можем пока утверждать о его преимуществах перед другими возможными путями.

Одним из таких перспективных путей следует считать применение метода малоугловой дифракции поляризованного света, разрабатываемого Френкелем с сотр. [18].

Теоретические расчеты распределения интенсивности рассеяния поляризованного света под малыми углами от геометрических моделей сферолитов и сравнение их с соответствующими экспериментальными кривыми распределения, проведенные в работе Баранова и др. [19], указывают на принципиальную возможность использования этого метода для получения количественных данных структурной полидисперсности полимеров, но авторам предстоит еще обойти ряд трудностей, связанных со сложностью самой математической функции распределения по размерам частиц, а также решить многие технические вопросы эксперимента, в особенности, с такими ориентированными системами полимеров, как волокна.

Принципиальные возможности использования водных дисперсий жесткоцепных полимеров, и в частности таких, которые не обладают способностью к плавлению и нерастворимы в практически применяемых растворителях для формования из них волокон и пленок, видны также и в том,

что форма коллоидных частиц полимеров в дисперсиях имеет явно выраженный фибрillярный характер (рис. 4).

Успешное преодоление этих трудностей дало бы в руки исследователей метод, который в принципе свободен от вторичных явлений коалесценции, связанных с любой сколь угодно точкой диспергацией полимера по границам связи между надмолекулярными образованиями.

Таким образом, современная физическая химия полимеров вплотную подошла к новому этапу структурных исследований полимеров — к этапу изучения количественных закономерностей связи между свойствами полимеров и их структурной полидисперсностью.

Подобно тому как молекулярное фракционирование полимеров привело к раскрытию связи между молекулярным строением и свойствами полимеров, и сыграло большую роль в управлении механизмом синтеза полимеров, определение структурной полидисперсности полимеров даст в руки исследователей и практиков производства полимерных материалов мощное средство по направленному регулированию надмолекулярной структуры полимеров с целью производства из них изделий с заданным комплексом физико-химических свойств.

### Выводы

1. Рассмотрены некоторые физико-химические аспекты проблемы структурной полидисперсности полимеров и ее значение для решения задачи создания полимерных материалов с заданным комплексом свойств.

2. Приведены экспериментальные данные по дисперсионному составу водных коллоидных дисперсий жесткоцепных полимеров и показано, что дифференциальные кривые распределения коллоидных частиц полимеров могут рассматриваться как количественная характеристика структурной полидисперсности жесткоцепных полимеров по размерам надмолекулярных образований.

3. Предложено использование метода коллоидной диспергации жесткоцепных полимеров с применением поверхностно-активных веществ как метода структурного фракционирования полимеров.

Всесоюзный научно-исследовательский  
институт искусственного волокна

Поступила в редакцию  
6 XI 1967

### ЛИТЕРАТУРА

1. В. А. Карагин, Г. Л. Слонимский, Краткие очерки по физико-химии полимеров, «Химия», 1967, стр. 28.
2. Н. В. Михайлов, Химич. волокна, 1964, № 1, 7.
3. Н. В. Михайлов, Э. З. Файнберг, Высокомолек. соед. А9, 920, 1967.
4. В. А. Карагин, Г. П. Андрианова, Г. Г. Кардаш, Высокомолек. соед., А9, 267, 1967.
5. П. В. Козлов, И. Ф. Кайминь, З. З. Галейс, А. М. Курбанов, В. А. Карагин, Высокомолек. соед., А9, 2047, 1967.
6. Э. З. Файнберг, Н. В. Михайлов, С. П. Папков, Высокомолек. соед., А9, 1483, 1967.
7. С. И. Мерсон, Диссертация, 1967.
8. Т. И. Соголова, Диссертация, 1963; Механика полимеров, 1965, № 1, 5.

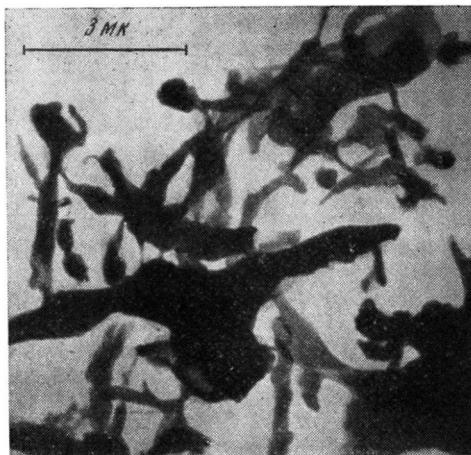


Рис. 4. Электронно-микроскопический снимок коллоидных частиц водной дисперсии ПЭТФ

9. В. А. Каргин, Т. И. Соголова, Высокомолек. соед., 2, 289, 1960.
  10. Н. В. Михайлов, Химич. волокна, 1964, № 1, 7.
  11. В. А. Марихин, Диссертация, 1966.
  12. Н. В. Михайлов, В. И. Майборода, А. С. Прокофьев, И. И. Красова, В. О. Горбачева, Высокомолек. соед., 8, 2077, 1966.
  13. Б. А. Догадкин, Коллоидн. ж., 1, 499, 1935.
  14. С. А. Комиссаров, Диссертация, 1966.
  15. Н. В. Михайлов, Б. Л. Хакина, Сб. Механизм процессов пленкообразования из полимерных растворов и дисперсий, изд-во «Наука», 1966, стр. 112; там же, 116.
  16. G. R. Lindegrin, M. J. Kohan, J. Polymer Sci, 28, 615, 1958.
  17. В. А. Каргин, Т. И. Соголова, Т. К. Шапошникова, Докл. АН СССР, 156, 1156, 1964.
  18. В. Г. Баранов, Би Жу-Чан, Г. И. Волков, С. Я. Френкель, Высокомолек. соед., 8, 957, 1966.
  19. В. Г. Баранов, Г. И. Волков, А. А. Шепелевский, Высокомолек. соед., А9, 1876, 1967.
- 

## STRUCTURAL POLYDISPERSITY OF RIGID-CHAIN POLYMERS

*N. V. Mikhailov*

### Summary

Some aspects of modern ideas on supermolecular structure and structural heterogeneity of polymers in solid state, in melt and in solution are discussed. Mechanism of interaction of supermolecular structural elements is proposed and possibility of their separation on surfaces of constants on to aqueous colloid dispersions which distribution curves can be interpreted as certain equivalent of structural polydispersity of polymers is discussed.

---