

УДК 541.64:539.2

© 1990 г. Л. В. Соколова

ОБ УПОРЯДОЧЕННЫХ ОБРАЗОВАНИЯХ ГИБКОЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРОВ

Проведен анализ температурных зависимостей интенсивности ряда полос поглощения ИК-спектров диеновых эластомеров в интервале температур 30–90°. Показано, что в матрице гибкоцепного полимера формируется нематическая мезофаза, упорядоченные образования которой состоят из фрагментов макроцепей, имеющих преимущественно *транс*-конформацию.

Систематическое изучение рентгенограмм ряда аморфных полимеров, в частности ПС [1, 2], ПММА [3], ПАН [4], ПВХ [5, 6], позволило установить, что домены их надмолекулярных образований имеют нематическую ЖК-структуру [7]. Рентгенографически и дилатометрически выявлено смектическое состояние ПП [8, 9]. Мезоморфное состояние обнаружено также у ряда полисилоксанов [10]. Анализ кривых радиального распределения пленок СКД, НК, бутилкаучука [11], полибутиддиена марки СКДЛ [12] позволил авторам высказать предположение о нематической структуре надмолекулярных образований этих эластомеров.

Цель данной работы – изучение конформации фрагментов макроцепей в упорядоченных образованиях гибкоцепных полимеров.

Исследовали стереорегулярный СКД марки Карифлекс ВР-11 ($\bar{M}_w=2,3 \cdot 10^5$) и полибутиддиен марки СКДЛ изомерного состава: 43,3% *цис*-1,4-, 47% *транс*-1,4- и 9,7% 1,2-структур с $\bar{M}_w=1,02 \cdot 10^5$ и $\bar{M}_w/\bar{M}_n=1,4$, предварительно очищенные из раствора в толуоле метанолом.

ИК-спектры пленок снимали на спектрометре UR-10 в интервале температур 30–96°. Пленку, помещенную в высокотемпературную кювету, в течение 1 сут сначала нагревали до ~90°, а затем охлаждали до ~30°. Такой цикл повторяли для одной и той же пленки трижды. Нагревание пленки проводили ступенчато: после каждого подъема температуры на ~5° пленку терmostатировали в течение 90 мин (скорость нагревания 5 град/90 мин). Точность измерения оптической плотности полос поглощения ±1%.

Выбор в качестве объектов исследования эластомеров объясняется тем, что температура, при которой проводится эксперимент, в этом случае отстоит от T_c на 130–200°, т. е. большая часть спектра времен релаксации таких полимеров уже не может оказывать сколь-нибудь заметное влияние на температурное поведение их пленок. Согласно данным рентгеноструктурного исследования, под большими углами исследованные образцы не содержали кристаллической фазы.

Известно, что в конденсированной фазе интенсивность полос ИК-спектра сложным образом зависит от межмолекулярного взаимодействия. При этом усиление межмолекулярного взаимодействия приводит к увеличению интенсивности полос поглощения, тогда как уменьшение упорядоченности полимерной матрицы, наоборот, к ее понижению [13]. Так, в интервале 30–90° обнаружено скачкообразное уменьшение интенсивности ряда полос поглощения ИК-спектра *цис*-1,4-ПБ при ~55° [14]. В этой температурной области происходит также скачкообразное изменение коэффициента диффузии и равновесной растворимости пенетранта, выбранного в качестве молекулярного зонда матрицы эластомера, что свидетельствует о скачкообразном характере изменения ее свободного объема во время реализации структурного перехода (таблица). Методом ДТА [15] и ДСК [14]

Энергетические параметры процесса растворения дифенилгуанидина в полимерах

Полимер	T°	E_p	E_d	H_p	$\Phi, \text{ об. \%}$	$D \cdot 10^7, \text{ см}^2/\text{с}$
		кДж/моль				
<i>цис</i> -1,4-ПБ [14]	55	70,4	32,3	40,1	10,3	4,3
	75	82,3	57,4	24,7	0	8,0
<i>цис</i> -1,4-ПБ с 0,5 вес. % ВМ [14]	55	62,5	51,5	11,4	26,2	2,2
	75	69,2	50,5	17,4	0	8,9
<i>цис</i> -1,4-ПБ с 0,2 вес. % ТГМ-3 [14]	55	64,1	51,5	11,6	19,1	3,2
	75	64,1	36,4	27,6	0	10,4
ПИ ($M_w = 1,04 \cdot 10^6$)	50	50,7	16,5	34,6	25,8	0,7
	70	63,3	59,7	7,4	34,2	2,0
	95	74,2	47,0	22,1	0	10,8
ПИБ ($M_w = 15 \cdot 10^6$)	90	49,8	33,5	11,3	50	0,2
	105	41,9	24,7	13,4	34,8	0,6
	121	97,6	80,4	9,6	85	3,2
СКДЛ [23] ($M_w = 2,3 \cdot 10^5$)	55	59,1	38,5	20,9	33,3	1,0
	75	61,5	33,6	28,1	20,3	2,5
	100	68,0	35,6	31,4	3,5	14,7
СКДЛ-I [23] ($M_w = 1,0 \cdot 10^6$)	55	90,1	74,5	17,8	27,5	3,7
	75	63,0	49,8	11,3	18,3	4,5
	100	58,2	32,2	26,3	5,2	12,0
	120	71,0	34,7	38,1	0	32,0
СКДЛ-I, прогретый при 85° 1 ч [23]	55	101,8	83,8	17,2	44,0	3,0
	75	64,9	49,8	15,2	17,3	4,8
	100	62,2	24,7	36,5	12,6	6,0

Примечание. E_p — кажущаяся энергия активации растворения; E_d — энергия активации диффузии; H_p — теплота растворения; Φ — объемное содержание образований, непроницаемых для пенетранта; D — коэффициент диффузии. Пластификаторы: ВМ — вазелиновое масло, ТГМ-3 — триэтиленгликольметакрилат.

показано, что этот переход сопровождается также выделением тепла. Это дает основание говорить о термодинамической природе упорядоченных образований *цис*-1,4-ПБ.

Интересно, что в случае невысокой скорости нагревания пленки *цис*-1,4-ПБ в интервале 30–50° наблюдается небольшое увеличение интенсивности его «кристаллических» полос поглощения [16]: при 1408 см⁻¹ деформационных колебаний С—Н в плоскости группы *цис*-(—CH=CH—) и особенно при 1235 см⁻¹ (рис. 1). После достижения ~58° интенсивность полос поглощения скачкообразно уменьшается. При повторном нагревании пленки эластомера интенсивность полос при 1408 и 1235 см⁻¹ не восстанавливается полностью в отличие от других полос поглощения ИК-спектра [14], в частности при 1432 см⁻¹ (рис. 1). Последнее, а также понижение температуры структурного перехода до ~50° дают основание говорить о неполном восстановлении размера и(или) количества распавшихся образований в ходе последующего охлаждения пленки до ~30°, что согласуется с данными ДСК [17]. Причиной этого может быть небольшое уменьшение соотношения конформеров *гош*:*транс*, которое оценивали по величине отношения D_{1443}/D_{1432} (рис. 2). Ранее отмечалось, что экстремум температурных зависимостей интенсивности полос поглощения ИК-спектров ряда ПА [13] и некоторых ЖК-соединений [18] наблюдался в области фазовых переходов.

Фрагменты макроцепей, образующие упорядоченные структуры *цис*-1,4-ПБ, имеют *транс*-конформацию, о чем свидетельствует обнаруженный характер изменения интенсивности «кристаллических» полос при 1235 и 1408 см⁻¹, а также полос поглощения при 1443 и 1432 см⁻¹ ножничных колебаний групп —CH₂— *транс*- и *гош*-конформеров соответственно (рис. 1, a). Восстановление интенсивности полосы поглощения при 1432 см⁻¹ в конце каждого цикла нагревание — охлаждение в отличие от полосы поглощения при 1443 см⁻¹, сохранение постоянной величины от-

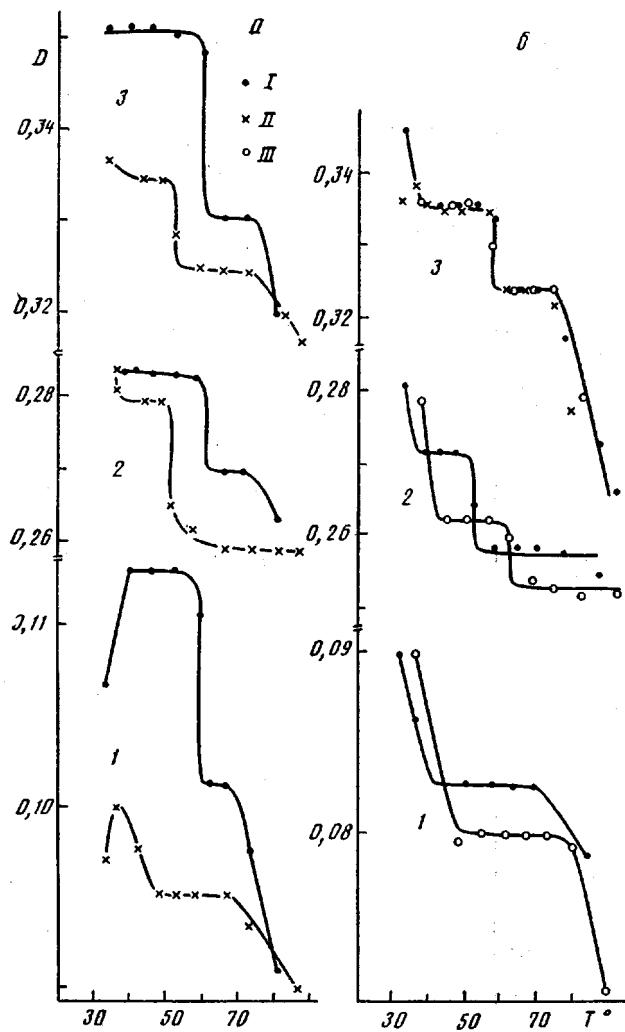


Рис. 1. Изменение оптической плотности полос поглощения при 1235 (1), 1432 (2) и 1443 см⁻¹ (3) в период первого (I), второго (II) и третьего (III) нагревания пленки *цис*-1,4-ПБ со скоростью 5 град/90 мин (а) и 5 град/40 мин (б)

ношения D_{1443}/D_{1432} (разброс значений составляет $\pm 1,5\%$) во всем исследованном интервале температур (рис. 2) свидетельствуют об отсутствии изменения содержания *гош*-конформеров в макроцепях эластомера в области структурного перехода при $\sim 55^\circ$. Очевидно, обнаруженный переход обусловлен плавлением упорядоченных образований, состоящих из последовательностей *транс*-конформеров, т. е. разупорядочением системы.

Отмеченный выше характер изменения интенсивности полос поглощения при 1235, 1408 и 1443 см⁻¹ в период первого цикла нагревания дает основание допустить, что в макроцепях *цис*-1,4-ПБ существуют последовательности *транс*-конформеров, которые не успели или не смогли войти в состав упорядоченных образований в процессе формирования пленки эластомера из раствора. Соответственно при температурах, близких к $T_{\text{пл}}$ упорядоченных образований, появляется возможность завершения формирования гетерогенной системы. О процессе достройки упорядоченных образований в случае *цис*-1,4-ПБ, а также ПИ, ПИБ (таблица) и НК [19] свидетельствуют и данные диффузионного метода, методика которого подробно описана в работе [19]. Другими словами, в интервале температур на $\sim 70^\circ$ выше $T_{\text{пл}}$ твердых кристаллов *цис*-1,4-ПБ, как и в случае *цис*-1,4-ПИ [20, 21], сохраняются последовательности *транс*-конформеров (вы-

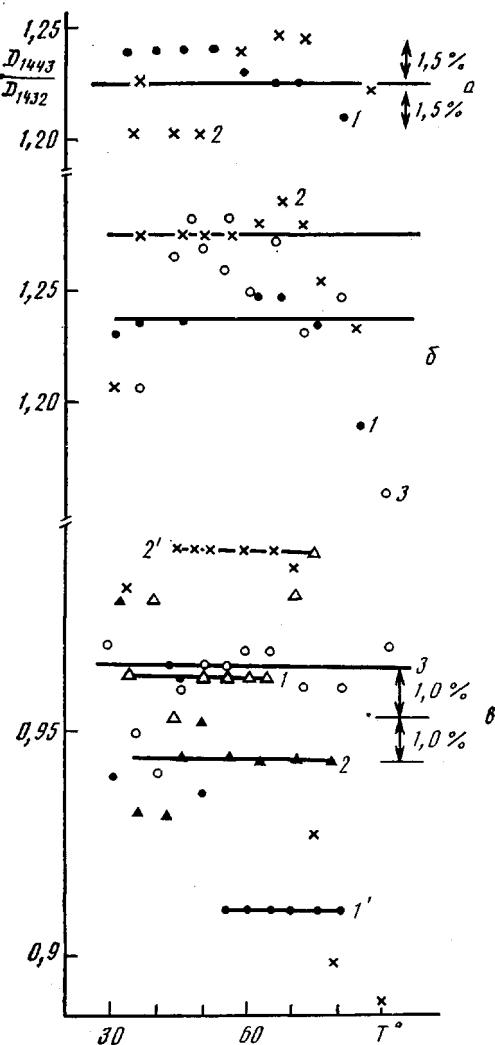


Рис. 2. Изменение отношения D_{1443}/D_{1432} в период первого (1, 1'); второго (2, 2') и третьего (3) циклов нагревания пленки *цис*-1,4-ПБ (а, б) и СКДЛ (в) со скоростью 5 град/90 мин (а, 1в – 3в) и 5 град/40 мин (б, 1'в, 2'в)

прямленные участки) в макроцепях эластомера. Это положение согласуется с данными, полученными методом ДСК [20–22]. В связи с этим упорядоченные образования *цис*-1,4-ПБ можно рассматривать как зародыши его кристаллизации.

Обнаруженная $T_{\text{пл}}$ упорядоченных образований *цис*-1,4-ПБ (на $\sim 165^\circ$ выше его T_c) свидетельствует об их достаточно высокой термодинамической стабильности. Соответственно формирование упорядоченных образований в матрице эластомера приводит к появлению в его спектре времен релаксации значительных по величине времен [23]. Поэтому увеличение скорости нагревания пленки *цис*-1,4-ПБ до 5 град/40 мин обусловливает существенное изменение характера температурных зависимостей интенсивности полос поглощения при 1235 и 1443 см^{-1} (рис. 1, б). Во-первых, отсутствует деструкция упорядоченных образований; во-вторых, упорядоченные образования полимерной пленки не успевают расплавиться полностью (интенсивность полос при 1235 и 1408 см^{-1} восстанавливается после завершения каждого цикла нагревание – охлаждение). Таким образом, можно считать, что причиной перехода в *цис*-1,4-ПБ в области $\sim 55^\circ$ является плавление упорядоченных образований, состоящих из последовательностей транс-конформеров. Согласно данным рентгенографического

исследования, структуры пленок *цис*-1,4-ПБ под малыми углами [11], последовательности *транс*-конформеров располагаются параллельно, что обуславливает повышенную плотность их термодинамически стабильных образований по сравнению с неупорядоченной частью матрицы эластомера. Можно допустить, что при $\sim 50^\circ$ в *цис*-1,4-ПБ происходит переход нематической мезофазы в изотропную жидкость.

Ранее ИК-спектроскопией, термомеханическим анализом, диффузионным методом [24] и ДСК [17] было показано, что введение в макроцепи *цис*-1,4-ПБ звеньев менее гибкоцепного гомополимера в количестве >10 вес.% приводит к появлению дополнительных структурных переходов, характеризующих структуру новой второй фазы. Анализ конформации фрагментов макроцепей, образующих упорядоченные образования обеих фаз, проводили на примере СКДЛ. Макроцепи последнего, согласно данным ЯМР-спектроскопии [25], состоят из микроблоков *цис*- и *транс*-бутадиеновых звеньев, разделенных 1,2-структурными. Очевидно, упорядоченные образования обеих фаз такого полимера могут иметь размер и(или) количество одного порядка, что дает возможность проанализировать их влияние на ИК-спектр полимера с достаточной точностью.

ИК-спектроскопией [24] и ДСК [17] было показано, что упорядоченные образования *цис*-1,4-бутадиеновых звеньев СКДЛ плавятся в области $\sim 50^\circ$, как и в случае *цис*-1,4-ПБ. Упорядоченные образования *транс*-1,4-бутадиеновых звеньев, построенные по типу кристаллической модификации I *транс*-1,4-ПБ, при $\sim 70^\circ$ перестраиваются в упорядоченные образования типа кристаллической модификации II последнего в результате вращения вокруг диалильной связи $C=C$ *транс*-1,4-последовательности. Последние плавятся при $\sim 117^\circ$ [17, 24]. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, при температурах до 75° происходит наиболее активное термическое разрыхление упаковки макромолекул СКДЛ [12]. Между упорядоченными образованиями *цис*- и *транс*-звеньев в матрице СКДЛ, согласно данным ДСК [17] и диффузионного метода (таблица), существует динамическое равновесие, о чем свидетельствует также температурное поведение интенсивности информационно-чувствительной [16, 26] полосы поглощения при 1235 cm^{-1} (рис. 3, а).

В отличие от рассмотренной выше температурной зависимости интенсивности полосы при 1235 cm^{-1} ИК-спектра *цис*-1,4-ПБ (рис. 1, а) интенсивность ее в период первого цикла нагревания пленки СКДЛ экстремально увеличивается дважды: в области $45-50$ и $65-70^\circ$, что свидетельствует о процессе достройки упорядоченных образований *цис*- и *транс*-звеньев соответственно при температурах, близких к $T_{\text{пл}}$ этих образований (рис. 3, а). При последующих циклах вклад упорядоченных образований *цис*-звеньев, как термически менее стабильных, в гетерогенную структуру эластомера заметно уменьшается, что обуславливает дополнительное увеличение объемного содержания образований *транс*-звеньев, о чем и свидетельствует значительное возрастание интенсивности «кристаллической» полосы поглощения при 1235 cm^{-1} в период третьего цикла при $T_{\text{пл}}$ упорядоченных образований *цис*-бутадиеновых звеньев.

Повышение скорости нагревания пленки СКДЛ до 5 град/40 мин приводит к изменению характера температурной зависимости интенсивности полосы поглощения при 1235 cm^{-1} (рис. 3, б). Как и в случае *цис*-1,4-ПБ (рис. 1, б), высокая скорость нагревания пленки СКДЛ исключает протекание процесса достройки упорядоченных образований как *цис*-, так и *транс*-бутадиеновых звеньев. Кроме того, сопоставление температурных зависимостей интенсивности полос при 1408 cm^{-1} деформационных колебаний C—H в плоскости группы *цис*-(—CH=CH—) («кристаллическая» полоса [26]), при 1308 cm^{-1} («аморфная» полоса [16, 26]), при 1355 cm^{-1} деформационных колебаний C—H в группе *транс*-(—CH=CH—) («аморфная» полоса [26]), а также полосы поглощения при 1235 cm^{-1} (рис. 3, б) дает основание считать, что в исследованном интервале температур успевают расплавиться полностью лишь упорядоченные образования *цис*-бутадиеновых звеньев как термически менее прочные. Заметим, что в случае *цис*-1,4-ПБ при аналогичной скорости нагревания его упорядоченные об-

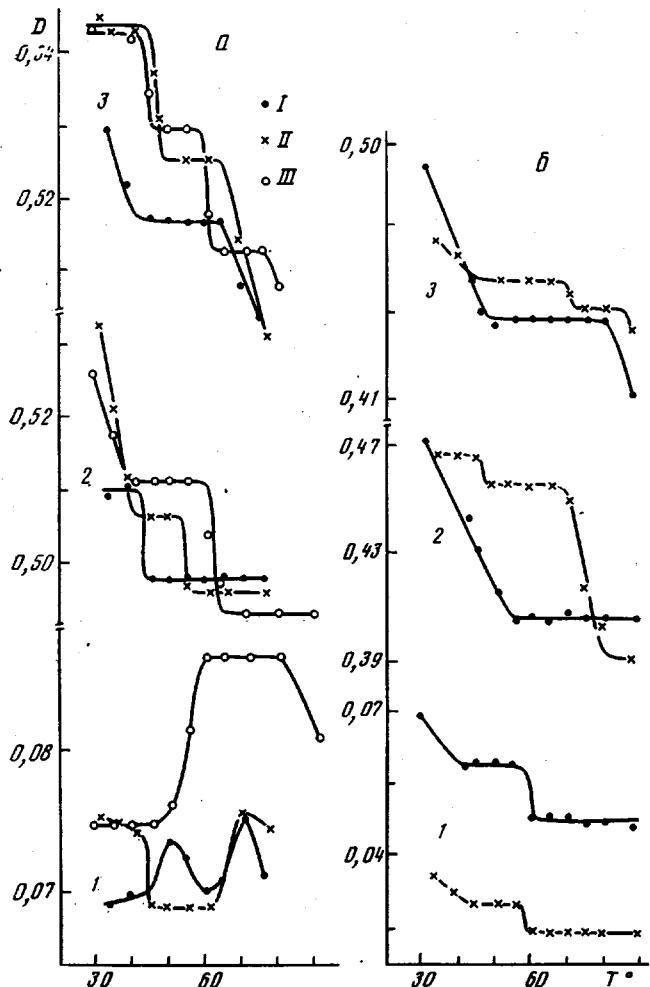


Рис. 3. Изменение оптической плотности полос поглощения при 1235 (1), 1447 (2) и 1432 (3) см^{-1} в период первого (I), второго (II) и третьего (III) циклов нагревания пленки СКДЛ со скоростью 5 град/ 90 мин (а) и 5 град/ 40 мин (б).

разования не успевают расплавиться полностью (рис. 1, б). Другими словами, в матрице гомополимера формируются образования большего размера чем в случае СКДЛ, что согласуется с данными диффузионного метода [24].

Фрагменты макроцепей, образующие упорядоченные образования СКДЛ, имеют *транс*-конформацию, как и в случае образований, формирующихся в матрице *цис*- $1,4$ -ПБ: об этом свидетельствует характер температурных зависимостей интенсивности полос поглощения при 1432 и 1447 см^{-1} ножничных деформационных колебаний групп $-\text{CH}_2-$ гош- и *транс*-конформеров бутадиеновых звеньев соответственно [26] (рис. 3, а). В период первого цикла нагревания наиболее активное участие в релаксационном процессе пленки СКДЛ принимают гош-конформеры: изменение интенсивности полосы поглощения при 1432 см^{-1} в 2 раза больше, чем полосы при 1447 см^{-1} . В результате охлаждения пленки СКДЛ интенсивность полос поглощения при 1432 и 1447 см^{-1} , а также «кристаллической» полосы при 1235 см^{-1} увеличивается, особенно двух последних (рис. 3, а). При повторных циклах нагревание — охлаждение интенсивность всех трех полос поглощения сохраняется практически неизменной. При этом характер температурных зависимостей интенсивности полос при 1235 и 1447 см^{-1} отличен от такового для других полос ИК-спектра СКДЛ [23], в частности, полосы при 1432 см^{-1} (рис. 3, а).

Обнаруженные особенности изменения интенсивности полос при 1235 и 1447 см⁻¹ ИК-спектра СКДЛ дают основание считать, что по мере температурной «тренировки» структуры пленки вклад в нее упорядоченных образований *цис*-бутадиеновых звеньев, построенных из последовательностей *транс*-конформеров (переход в области 45–50°), уменьшается и, наоборот, увеличивается вклад упорядоченных образований *транс*-бутадиеновых звеньев, также построенных из последовательностей *транс*-конформеров (переход в области 70°) (рис. 2, таблица).

Такую достаточно четкую картину реорганизации структуры пленки СКДЛ можно наблюдать, если скорость нагревания последней небольшая: <5 град/90 мин. При увеличении скорости нагревания пленки до 5 град/40 мин упорядоченные образования как *цис*-, так и *транс*-бутадиеновых звеньев СКДЛ не успевают перестраиваться в полной мере: как *цис*-, так и *транс*-звенья не имеют возможность достроить образуемые ими структуры, отсутствует четкая картина переходов, связанных с плавлением образований *цис*-бутадиеновых звеньев, и с перестройкой образований *транс*-звеньев. Как следствие этого, отмечается значительное снижение степени упорядоченности матрицы СКДЛ уже к моменту завершения первого цикла нагревание – охлаждение (интенсивность полосы при 1235 см⁻¹ не восстановилась на 37% (рис. 3, б)). Это связано с тем, что *транс*-бутадиеновые звенья не успевают реализовать возможности, появившиеся в результате плавления упорядоченных образований *цис*-бутадиеновых звеньев, т. е. не могут достроить свои образования во время нагревания пленки, а *цис*-бутадиеновые звенья не могут восстановить свои расплавившиеся образования, так как уменьшилась доля последовательностей *транс*-конформеров этих звеньев некоторой критической длины, определяющей термодинамическую стабильность этих образований, о чем свидетельствует уменьшение величины D_{1447}/D_{1432} , определяющей соотношение конформеров *транс*:*гош*, в области ~50° (рис. 2).

Таким образом, как в случае кристаллизующегося *цис*-1,4-ПБ, так и некристаллизующегося СКДЛ обязательным условием протекания процесса достройки упорядоченных образований как в период нагревания, так и в период охлаждения пленки является сохранение длины последовательности *транс*-конформеров не ниже некоторого критического значения.

Наличие в гибкой макроцепи *цис*-1,4-ПБ выпрямленных участков, состоящих из звеньев менее гибкоцепного гомополимера (*транс*-1,4-ПБ), приводит к увеличению объемного содержания термодинамически стабильных образований (при 55° в ~3 раза (таблица)). Аналогичная картина наблюдается и в случае каучуков СКН [22], СКС [27], СКД-С и СКВ [28].

Представленные данные свидетельствуют о том, что при ММ эластомера ~10⁵ возникают уже заметные стерические затруднения в формировании термодинамически стабильных упорядоченных образований, состоящих из вытянутых фрагментов макроцепей, хотя конформационный набор его макроцепей позволяет получать более упорядоченную матрицу, что находит подтверждение в данных ДСК [17, 20–22] и диффузионного метода [22, 24]. Эту возможность макроцепей удается реализовать, в частности при температурной «тренировке» структуры полимера [17, 21], отжиге (таблица), при введении пластификаторов как молекулярного, так и структурного типа [29, 30], а также низкомолекулярного вещества [31] или полимера [21, 32], способных изменять конформационный набор его макроцепей. Соответственно наличие термодинамически стабильных образований обусловливает гетерогенный характер протекания химических реакций гибкоцепных полимеров [33], а также определяет физико-химические показатели последних [32, 33].

Рассмотренные данные ИК-спектроскопии (рис. 1–3), ДСК и диффузионного метода [27–33], а также данные рентгеноструктурного анализа [11, 12] позволяют допустить образование в матрице гибкоцепных полимеров мезофазы нематической структуры, состоящей из выпрямленных фрагментов макроцепей (длинных последовательностей *транс*-конформеров).

Автор благодарит Н. А. Словохотову за ценные замечания при обсуждении результатов работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Katz J. R. // Trans. Faraday Soc. 1936. V. 32. № 1. P. 77.
2. Krimm S., Tobolsky A. // Textile Res. 1951. V. 21. P. 806.
3. Huseman E., Ruska A. // J. Pract. Chem. 1940. V. 156. P. 1.
4. Китайгородский А. И. Органическая кристаллохимия. М., 1955.
5. Fischer E. W. // Z. Naturforsch. 1957. B. 12. S. 753.
6. Джейл Ф. Х. Полимерные монокристаллы. Л., 1968.
7. Лебедев В. П. // Успехи химии. 1978. Т. 47. № 1. С. 127.
8. Natta G. // SPE J. 1959. V. 15. P. 368.
9. Farrow G. // J. Appl. Polymer Sci. 1965. V. 9. P. 1227.
10. Годовский Ю. К., Папков В. С. // Жидкокристаллические полимеры/Под ред. Плате Н. А. М., 1988. С. 124.
11. Боян Э. Б., Овчинников Ю. К., Маркова Г. С., Каргин В. А. // Высокомолек. соед. А. 1971. Т. 12. № 8. С. 1805.
12. Боян Э. Б., Овчинников Ю. К., Маркова Г. С., Бакеев Н. Ф. // Высокомолек. соед. А. 1974. Т. 16. № 2. С. 376.
13. Никитина О. А., Словохотова Н. А., Каргин В. А. // Высокомолек. соед. А. 1970. Т. 12. № 7. С. 1514.
14. Соколова Л. В., Чеснокова О. А., Шершнев В. А. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 1. С. 25.
15. Geitzler W. A., Koutsky J. A., Dibenedetto A. T. // Appl. Polymer Sci. 1970. V. 14. № 1. P. 89.
16. Колебательные спектры и молекулярные процессы в каучуках/Под ред. Нельсона К. В. М., 1965. 151 с.
17. Соколова Л. В. // Каучук и резина. 1988. № 8. С. 9.
18. Львова А. С., Сущинский М. М. // Оптика и спектроскопия. Сб. 2. М., 1963. С. 291.
19. Соколова Л. В., Гаврилина Е. А., Шершнев В. А. // Высокомолек. соед. А. 1983. Т. 25. № 12. С. 333.
20. Соколова Л. В. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 8. С. 1736.
21. Соколова Л. В. // Каучук и резина. 1988. № 4. С. 7.
22. Соколова Л. В., Чеснокова О. А. // Высокомолек. соед. А. 1987. Т. 29. № 1. С. 147.
23. Бартенев Г. М. Структура и релаксационные свойства эластомеров. М., 1979. 288 с.
24. Соколова Л. В., Чеснокова О. А., Николаева О. А., Шершнев В. А. // Высокомолек. соед. А. 1985. Т. 27. № 2. С. 352.
25. Mochel V. D. // J. Polymer Sci. A-1. 1972. V. 10. № 10. P. 1009.
26. Дехант И., Данц Р., Киммер В., Шмольке Р. // Инфракрасная спектроскопия полимеров. М., 1976. 472 с.
27. Соколова Л. В. // Каучук и резина. 1988. № 8. С. 9.
28. Чеснокова О. А., Соколова Л. В., Шершнев В. А. // Каучук и резина. 1988. № 7. С. 7.
29. Соколова Л. В. // Каучук и резина. 1987. № 2. С. 25.
30. Соколова Л. В., Волгин В. А., Гаврилюк Б. К. // Высокомолек. соед. А. 1988. Т. 30. № 3. С. 480.
31. Соколова Л. В., Воронова О. А. // Высокомолек. соед. А. 1986. Т. 28. № 5. С. 934.
32. Соколова Л. В., Волгин В. А., Тугорский И. А., Гаврилюк Б. К. // Каучук и резина. 1985. № 4. С. 16.
33. Соколова Л. В., Волгин В. А., Чубисова Т. В. // Высокомолек. соед. А. 1989. Т. 31. № 7. С. 1508.

Московский институт
тонкой химической технологии
им. М. В. Ломоносова

Поступила в редакцию
15.02.89

L. V. Sokolova

ON ORDERED FORMATIONS OF FLEXIBLE POLYMERS

Summary

Temperature dependences of intensity of some absorption bands of IR-spectra of diene rubbers have been analysed in the 30-90° temperature range. In a matrix of a flexible polymer the nematic mesophase is shown to be formed with ordered structures consisting of macrochains fragments having presumably the *trans*-configuration.