

УДК 541.64:539.2

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ИЗОТАКТИЧЕСКОГО ПОЛИПРОПИЛЕНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ В ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЕ

Волынский А. Л., Лопатина Л. И., Бакеев Н. Ф.

Методом полимеризации в полимерной матрице получены композиционные полимерные материалы на основе изотактического ПП, ПС, полибутилакрилата или ПММА. Проведен рентгенофазовый анализ полученных композитов. В присутствии второго полимерного компонента ПП полностью сохраняет приобретенную молекулярную ориентацию. Введенный полимерный компонент находится в композите в виде тонких фибрillярных агрегатов, ориентированных вдоль оси растяжения ПП. Несмотря на термодинамическую несовместимость, такие композиты имеют весьма высокие механические показатели, связанные с высокой дисперсностью компонентов. На механические свойства заметно влияют температура отжига и сшивание вводимого компонента.

Получение многокомпонентных полимерных композиций является одной из важнейших задач полимерной науки и технологии [1]. Однако ее решение сталкивается с серьезными трудностями, главная из которых — термодинамическая несовместимость большинства полимеров. Вследствие этого смешение полимеров в расплавах или растворах сопровождается фазовым разделением, в результате чего, как правило, образуются материалы, состоящие из протяженных фаз чистых компонентов, имеющих малую адгезию друг к другу. Естественно, что показатели механических свойств таких материалов [2] невелики и не представляют практического интереса. Одним из методов, позволяющих в значительной степени преодолеть трудности, связанные с термодинамической несовместимостью полимеров, является метод получения взаимопроникающих полимерных сеток [3, 4]. Суть его заключается в том, что на первом этапе набуханием совмещают полимер I с мономером II, термодинамически совместимыми, после чего проводят полимеризацию мономера II в матрице полимера I. В процессе реакции происходит фазовое разделение образующейся полимерной пары, однако этот процесс не может проходить достаточно глубоко из-за ограничений, вносимых уже существующей полимерной сеткой I. В результате этого удается достичь значительной взаимной дисперсности и получить материалы с целями физико-механическими и другими свойствами [3, 4].

Таким образом, для получения полимерного композита методом полимеризации в полимерной матрице необходимо подобрать пару полимер — жидккий мономер, способную к ограниченному набуханию. В связи с этим перспективно использование кристаллизующихся полимеров, способных к ограниченному набуханию в совместимых с ними жидкостях, так как сетка кристаллитов, устойчивая к действию растворителя, препятствует их полному переходу в раствор [5]. Равновесные степени набухания в таких системах невелики и обычно не превышают 10% для таких полимеров, как ПЭ или ПП, в результате чего подобные композиты оказались малоперспективными с точки зрения их практического использования. Ситуация резко меняется, если кристаллический полимер подвергнуть деформации растяжения в контакте с пластифицирующими жидкими средами. Как показано в работе [6], в этом случае удается повысить набухаемость полимера более чем на порядок. Это явление было использовано для внедрения в:

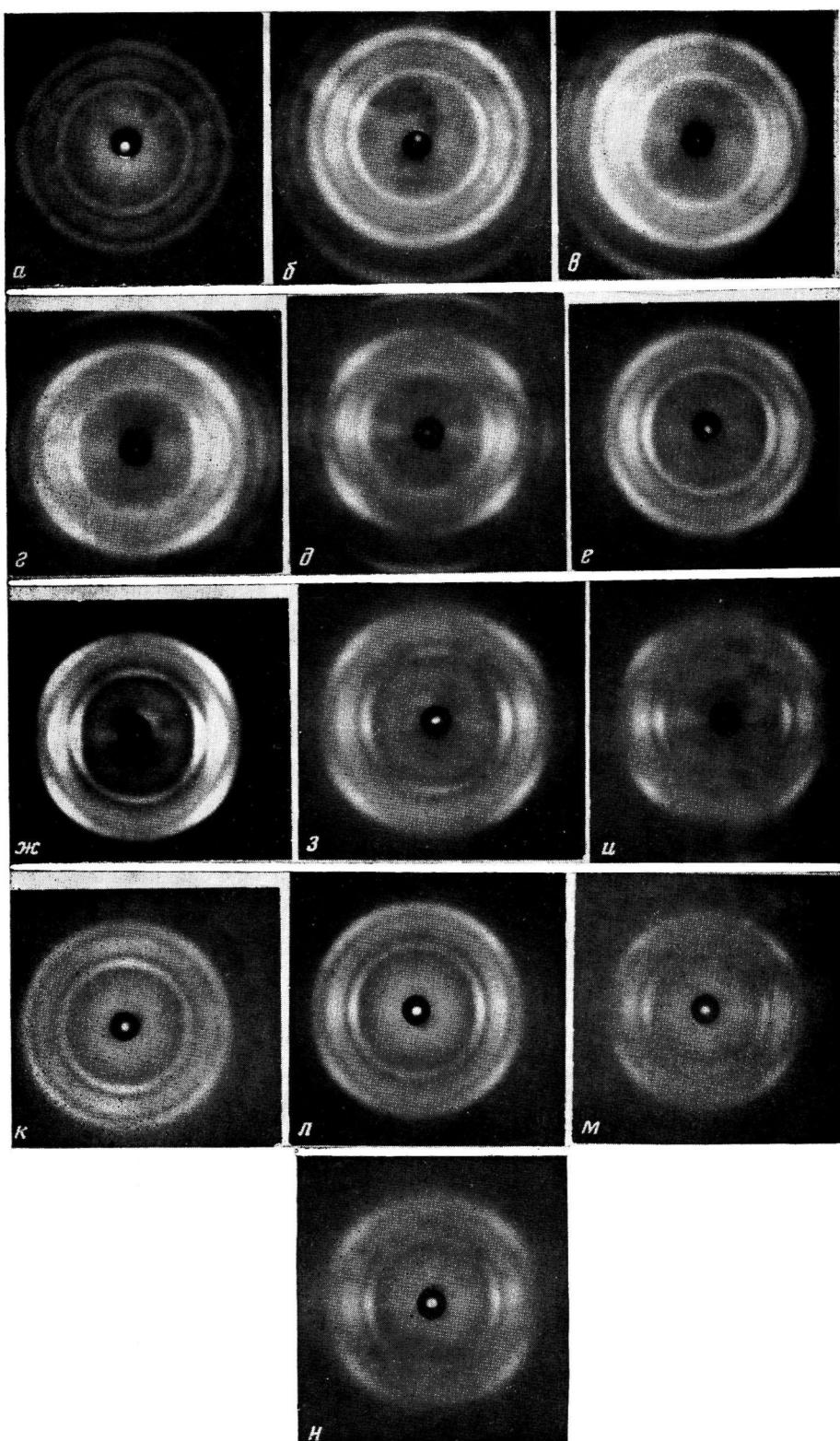


Рис. 3. Рентгенограммы ИПП, отожженного при 150° в течение 3 ч (а), и деформированного в *n*-гептане на 100 (б), 200 (в), 300 (г) и 400% (д), а также рентгенограммы полимерных композитов ИПП и ПС со степенью вытяжки ИПП в стироле на 100 (е), 200 (ж), 300 (з) и 400% (и), ИПП и ПБА + 20% ДМЭГ со степенью вытяжки ИПП в бутилакрилате на 100 (к), 200 (л), 300 (м) и 400% (н)

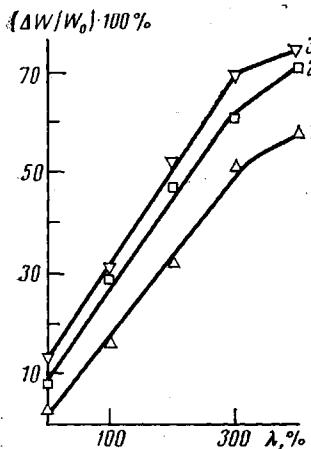


Рис. 1

Рис. 1. Зависимость относительного количества $\Delta W/W_0$ стирола (3), бутилакрилата (2) и метилметакрилата (1), включенных в структуру ИПП при вытяжке в этих средах, от степени деформации ИПП λ

Рис. 2. Зависимость относительного количества φ полимерного компонента ПММА (a, e), ПС (b) и ПБА (c), вводимого в ИПП, от предварительной степени вытяжки ИПП λ в соответствующем мономере: a – ИПП и ПММА + 20% ДМЭГ (1), ИПП и ПММА (2); b – ИПП и ПС + 20% ДМЭГ (3), ИПП и ПС (4); e – ИПП и ПБА + 50% ДМЭГ (5), ИПП и ПБА + 20% ДМЭГ (6), ИПП и ПБА + 100% ДМЭГ (7); c – ИПП и ПММА (8), ИПП и ПММА + 20% ДМЭГ (9). Температура отжига 120° ($a-e$) и 95° (c)

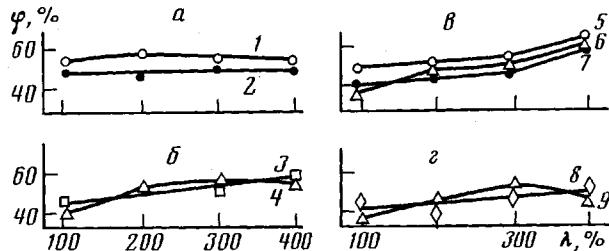


Рис. 2

ПЭ [7] и в изотактический ПП (ИПП) [8] больших количеств жидкых мономеров, способных полимеризоваться по радикальному механизму. Последующая полимеризация включенных мономеров непосредственно в структуре полимеров позволяет получить ряд композиционных полимерных материалов. В данной работе приведены результаты исследования структуры, механических и прочностных свойств ряда композиционных полимерных материалов на основе ИПП, в котором проводили полимеризацию с образованием ПС, полибутилакрилата (ПБА) или ПММА.

Объектом исследования служили промышленные пленки ИПП толщиной 50 мкм, отожженные на воздухе в течение 3 ч при 150°. Растяжение пленок в жидких мономерах осуществляли на специально сконструированной установке до степени деформации $\lambda=100, 200, 300$ и 400%. Очистку мономеров проводили по стандартной методике [9]. После растяжения размеры образцов фиксировали в рамках из нержавеющей стали и помещали в экскатор с насыщенными парами мономера на 12 ч для равномерного распределения мономера в объеме пленки и удаления избытка мономера с ее поверхности. Реакция проходила в терmostатированном сосуде с нагретой до 85° инертной жидкостью (насыщенным раствором хлорида калия) в течение 8 ч. В качестве инициатора использовали перекись бензоила, растворенную в мономере (0,3 вес.-%). Сшивющим агентом служил диметакрилат этиленгликоля (ДМЭГ). После полимеризации полученные материалы отжигали при 120° в течение 1 ч на воздухе. Состав полимерных композиций определяли весовым методом. Рентгенограммы в больших углах получили на установке УРС-55, в малых – согласно методике, описанной в работе [10]. Механические исследования проводили на приборе «Instron». Образцы для испытаний вырубали в виде полосок шириной 6 и 8 мм, исходная длина при растяжении 10 мм. Скорость растяжения образцов 20 мм/мин. Их исследовали при комнатной температуре. Для образцов ИПП – ПС с 20% ДМЭГ проводили селективную отмытку ИПП в *n*-декане при 140° в течение 3 ч.

Как уже отмечалось, набухаемость кристаллических полимеров в органических жидкостях, как правило, невелика. Для ИПП она составила при комнатной температуре для стирола 13%, метилметакрилата – 3% и бутилакрилата – 8%. На рис. 1 представлены данные по набухаемости ИПП при его деформации в этих же средах. Хорошо видно, что как и при деформации ПЭВП [11], количество низкомолекулярного компонента, который удается включить в структуру полимера, резко возрастает и достигает 75%

от веса сухого полимера. На рис. 2 представлены зависимости относительного количества компонента II, вводимого в ИПП при его деформации в соответствующем мономере с последующей полимеризацией, от степени растяжения полимера. Таким образом удается ввести в ИПП до половины и более от общего веса композита. Интересно, что химическая природа вводимого второго компонента практически не сказывается на составе композита.

Возникает вопрос о структуре получаемых композиций, т. е. где располагается второй компонент, какова его морфология и степень дисперсности. Рентгенофазовый анализ во многом позволяет ответить на эти вопросы. На рис. 3 (см. вкл. к стр. 257) даны рентгенограммы исходного ИПП (a) и образцов ИПП, деформированных в среде пластифицирующей жидкости — *n*-гептана (б—д), а также композитов на основе ИПП — ПС (e—и) и ИПП — ПБА (к—н). Во-первых, это малая степень ориентации полимера при его деформации в жидкой среде по сравнению с соответствующей холодной вытяжкой на воздухе. Как и в случае ПЭВП [12], механизм деформации ИПП в присутствии *n*-гептана существенно отличается от хорошо изученного механизма деформации полимера на воздухе [13]. В жидкой среде удлинение достигается, в основном, деформацией аморфных областей и не сопровождается существенными структурными перестройками кристаллитов. Окружающая полимер низкомолекулярная пластифицирующая жидкость проникает в межкристаллитные пространства и вызывает набухание аморфных областей полимера. По мере растяжения набухший полимер аморфных областей деформируется, что сопровождается значительным увеличением его набухаемости [14]. Это может быть одной из причин значительного увеличения общей набухаемости полимера при его растяжении в пластифицирующей жидкости (рис. 1). Другая возможная причина — частичная аморфизация кристаллитов с растворением аморфизованной фазы в окружающей жидкости, что также должно приводить к увеличению набухаемости полимера в процессе его растяжения.

При полимеризации мономера, набухшего таким образом в аморфных областях ИПП, происходит, очевидно, процесс фазового разделения в межкристаллитных областях, поскольку возникающая полимерная пара термодинамически несовместима [15]. Этот процесс существенно не отражается на кристаллической структуре ИПП, включенного в состав композита. Как видно из рис. 3, e—и, композиты ИПП — ПС и ИПП — ПБА имеют рентгенограммы практически одинаковые с соответствующими рентгенограммами чистого ИПП, деформированного в пластифицирующей жидкости (рис. 3, б—д). Следовательно, присутствие второго компонента незначительно влияет на структуру ИПП, так как процесс фазового разделения происходит в межкристаллитных областях, в то время как ИПП полностью сохраняет приобретенную молекулярную ориентацию и в структуре композита, что подтверждается данными малоуглового рентгеновского рассеяния. На рис. 4 представлены малоугловые рентгенограммы исходного ИПП (a), ряда образцов ИПП, деформированных в *n*-гептане (б—д) и соответствующие им рентгенограммы композитов на основе ИПП и ПС (е—и).

Хорошо видно, что деформация ИПП в *n*-гептане приводит к таким же структурным перестройкам, какие наблюдали ранее при деформации в *n*-гептане ПЭВП [7]. В процессе вытяжки происходит взаимное удаление кристаллитов относительно друг друга, в результате чего дискретный малоугловой рефлекс исходного ИПП (рис. 4, a) превращается в меридиальный, не имеющий четко выраженного дискретного характера. Подобное раздвигание кристаллитов сопровождается проникновением низкомолекулярной жидкости в межкристаллитное пространство. При полимеризации второй компонент выделяется в отдельную фазу, поэтому на малоугловых рентгенограммах появляется интенсивное экваториальное диффузное рассеяние от новых межфазных поверхностей. Характер рассеяния свидетельствует о том, что второй компонент находится в виде тонких фибриллярных агрегатов толщиной в десятки-сотни ангстрем, ориентированных вдоль оси растяжения ИПП в композите.

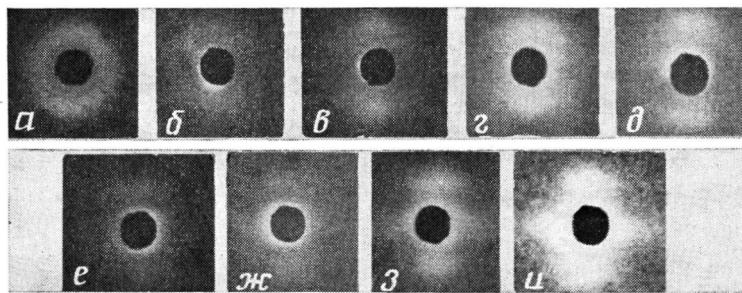


Рис. 4. Малоугловые рентгенограммы ИПП, отожженного при 150° в течение 3 ч (а) и деформированного в *n*-гептане на 100 (б), 200 (в), 300 (г) и 400% (д), а также рентгенограммы полимерного композита на основе ИПП и ПС со степенью вытяжки ИПП в стироле на 100 (е), 200 (ж), 300 (з) и 400% (и)

Таким образом, важной особенностью получаемых материалов является молекулярная ориентация ИПП, поскольку его растяжение в жидким мономерах сопровождается не только включением последних в структуру, но и достижением ИПП молекулярной ориентации, фиксирующейся при последующей полимеризации.

Естественно, что введение второго полимера должно отразиться на механическом поведении ИПП. Анализ механических свойств получаемых композитов проведен в сравнении со свойствами ИПП, растянутого до тех же удлинений в пластифицирующей жидкости, не способной к полимеризации (*n*-гептане) и подвергнутого такой же термообработке, как и полученные композиты.

В табл. 1 представлены результаты определения модуля упругости *E* для ИПП и ряда композитов на основе ИПП и ПС, ИПП и ПБА, сшитого ДМЭГ различной концентрации. Хорошо видно, что холодная вытяжка ИПП в пластифицирующей жидкости с последующим отжигом приводит к изменениям в механическом поведении. По мере увеличения λ значения *E* возрастают и достигают 1340 МПа для образца, вытянутого на 400%. Введение стеклообразного жесткого наполнителя (ПС) приводит к заметному возрастанию *E* композита. Увеличение *E* наблюдается для всех степеней предварительного растяжения ИПП в стироле. В то же время композит «помнит» о том, что ИПП фаза в нем ориентирована, что выражается в закономерном возрастании *E* с увеличением степени вытяжки ИПП. Увеличение *E* при введении в сравнительно податливый ИПП жесткого ПС неудивительно. Это соответствует известным модельным представлениям [16], согласно которым *E* композита обычно имеет промежуточное значение между значениями *E* составляющих его компонентов, что подтверждается при изучении свойств композитов на основе ИПП, в которые введен сшитый ПС. Сшивание стеклообразного ПС повышает *E* и делает наполнитель еще более жестким и хрупким. Как видно из табл. 1, это позволяет еще увеличить *E* композита.

Таблица 1

Модули упругости полимерных композиционных материалов в зависимости от степени предварительной вытяжки λ матрицы ИПП

$\lambda, \%$	Модуль упругости, МПа					
	ИПП, деформированный в <i>n</i> -гептане	ИПП – ПС	ИПП – ПС + + 20% ДМЭГ	ИПП – ПБА + + 20% ДМЭГ	ИПП – ПБА + + 50% ДМЭГ	ИПП – ПБА + + 100% ДМЭГ
100	850	810	1210	190	460	570
200	870	1180	1240	200	500	640
300	1160	1340	1580	270	430	680
400	1340	1480	1750	300	580	840

Примечание. Температура отжига 120°.

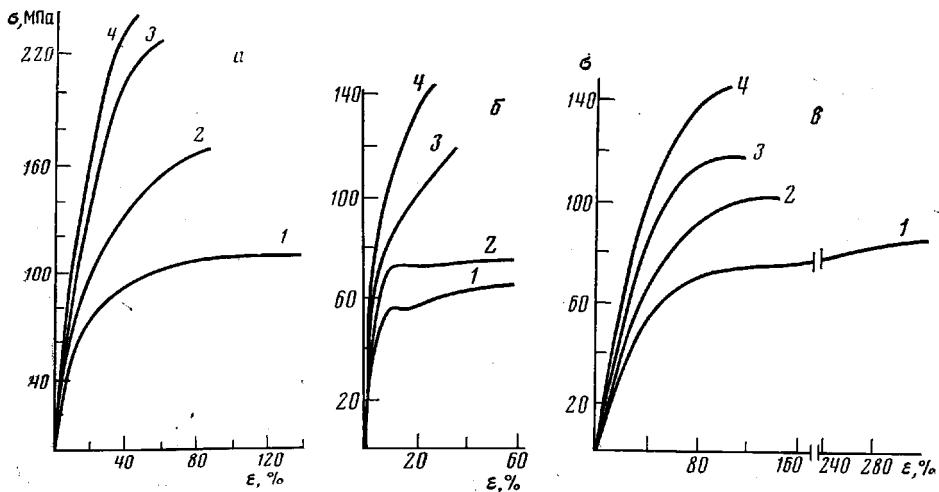


Рис. 5. Кривые растяжения: а – ИПП, деформированный в *n*-гептане на 100 (1), 200 (2), 300 (3) и 400% (4); б – композит на основе ИПП и ПС + 20% ДМЭГ с предварительной степенью вытяжки ИПП в стироле на 100 (1), 200 (2), 300 (3) и 400% (4); в – композит на основе ИПП и ПБА + 20% ДМЭГ с предварительной степенью вытяжки ИПП в бутилакрилате на 100 (1), 200 (2), 300 (3) и 400% (4). Температура отжига ИПП и композитов 120°

Введение в ИПП каучукоподобного наполнителя (ПБА), наоборот, заметно понижает E материала. Как и в случае ПС, композиты, содержащие ПБА, сохраняют тенденцию к увеличению E с ростом степени предварительного растяжения ИПП в среде *n*-бутилакрилата. В то же время мягкий податливый наполнитель, находящийся при температуре испытания в высокоэластическом состоянии, заметно ослабляет материал. Такой же эффект наблюдался и при смешении расплавов ПЭ с рядом каучуков в работе [17]. Сополимеризация ПБА в структуре ИПП со спивающим агентом (ДМЭГ), очевидно, приводит к увеличению жесткости наполнителя, причем оно пропорционально концентрации добавляемого спивателя. Из табл. 1 следует, что увеличение жесткости наполнителя значительно повышает E получаемого композита, причем, тем больше, чем выше концентрация вводимого спивателя. В то же время предварительная вытяжка ИПП в мономерной смеси во всех случаях увеличивает E с ростом степени вытяжки полимера.

Таким образом, в зависимости от физического состояния вводимого полимера можно в широких пределах регулировать E получаемых композитов. Введение второго полимерного компонента в ИПП не только изменяет его начальный E , но и заметно влияет на неупругое поведение материала. На рис. 5 сопоставлены кривые растяжения ИПП, растянутого в *n*-гептане (а), и ряда полученных композитов на основе ИПП и ПС (б) и ИПП и ПБА (в). Хорошо видно, что введение второго полимерного компонента изменяет характер кривых растяжения – изменяются разрывные удлинения и предел прочности. В случае композитов на основе ИПП и ПС появляется отчетливый предел текучести, который не наблюдается в композитах на основе ИПП и ПБА и в чистом ИПП. Необходимо отметить также сравнительно высокую пластичность композитов на основе ИПП и ПС. Селективное растворение фазы ИПП из объема полученных композиционных материалов не нарушает целостности остающегося каркаса ПС, что свидетельствует о непрерывности фазы ПС во всем объеме композита. ПС является хрупким полимером при комнатной температуре, при которой проводили механические испытания и, следовательно, его фаза должна разрушаться при малых удлинениях. Однако этого не происходит. На рис. 6 представлена зависимость разрывных удлинений исходного ИПП и композитов на основе ИПП и ПС, а также ИПП и спицового ПС в зависимости от λ для ИПП, растянутого в жидкой фазе. Видно, что во всех случаях в области невысоких значений предварительной вытяжки ИПП

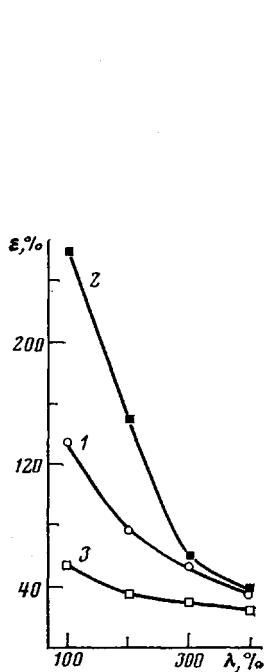


Рис. 6

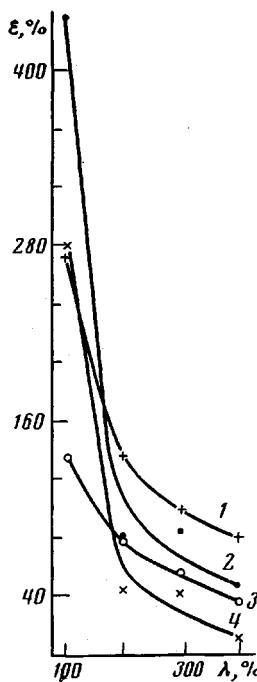


Рис. 7

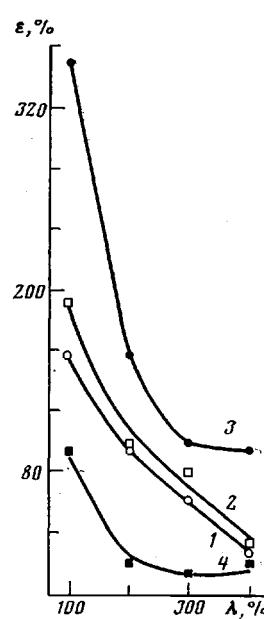


Рис. 8

Рис. 6. Зависимость относительных разрывных удлинений ε ИПП (1) и композитов на основе ИПП и ПС (2), ИПП и ПС + 20% ДМЭГ (3) от степени предварительной вытяжки λ ИПП в стироле (2, 3) или в *n*-гептане (1). Температура отжига 120°

Рис. 7. Зависимость относительных разрывных удлинений ε ИПП (1) и композитов на основе ИПП и ПБА с 50% ДМЭГ (2), 20% ДМЭГ (3) и 100% ДМЭГ (4) от степени предварительной вытяжки λ ИПП в *n*-гептане (1) или бутилакрилате (2–4). Температура отжига 120°

Рис. 8. Зависимость относительных разрывных удлинений ε ИПП (1) и композитов на основе ИПП и ПС (2), ИПП и ПММА (3), ИПП и ПММА + 20% ДМЭГ (4) от степени предварительной вытяжки λ ИПП в *n*-гептане, стироле и метилметакрилате соответственно. Температура отжига 95°

для композитов характерны большие неупругие деформации. Присутствие несшитого ПС в матрице ИПП даже повышает разрывные удлинения в ~ 2 раза, т. е. имеет место определенный синергизм, когда два полимера, соединенные в составе композиции, оказываются способными к большим деформациям, чем каждый в отдельности. Впервые явление и механизм такого рода синергизма описаны в работе [18] на примере аналогичных композиций, в основе которых использовали ПЭВП.

Замена ПЭВП на ИПП вносит определенные особенности в механическое поведение получаемых композитов. Оказывается, увеличение пластичности наблюдается только в области невысоких удлинений и исчезает при значениях предварительной вытяжки ИПП до 300–400%. В отличие от композиций, в основе которых использован ПЭВП, введение спивающего агента в ПС приводит к заметному подавлению пластичности получаемых материалов и в области малых значений предварительной вытяжки ИПП в жидкостях средах.

Введение каучукоподобного наполнителя (ПБА) значительно повышает пластичность ИПП (рис. 7). В этом случае заметно увеличиваются разрывные удлинения. Сшивание фазы ПБА, приводящее к повышению ее жесткости, закономерно снижает пластичность получаемых композиций. Сопоставляя полученные результаты с аналогичными данными для композитов на основе ПЭВП [18], следует отметить, что несмотря на определенное сходство в механизмах проникновения жидкости в деформируемый полимер [19] и общность происходящих при этом структурных перестроек, закономерности наблюдаемых механических свойств в получаемых ком-

позитах различны. Обнаруженные различия обусловлены особенностями строения кристаллической структуры исходных полимеров, которая, в основном, определяет надмолекулярную структуру образующейся полимерной композиции. В свою очередь, возникающая структура композита определяет весь комплекс физико-механических свойств материала.

Последнее положение легко проверить экспериментально. Надмолекулярную кристаллическую структуру ИПП можно изменить, подвергая полимер отжигу. Было проведено исследование влияния отжига на механическое поведение ИПП, деформированного в *n*-гептане, и ряда получаемых при полимеризации в его матрице композитов.

Напомним, что механические свойства, до сих пор рассмотренные в работе, касались материалов, подвергнутых отжигу в течение 1 ч при 120°. Рассмотрим, как изменяются механические показатели композитов, если температуру их отжига понизить до 95°. В табл. 2 представлены значения *E*, а на рис. 8 — величины разрывных удлинений ϵ для ряда композитов на основе ИПП и ПС, а также ИПП и ПММА. Механические свойства композиций на основе ИПП и ПММА до сих пор не рассматривались, поскольку при отжиге (120°) они стали очень хрупкими и настолько непрочными, что получение надежных значений их механических характеристик не представлялось возможным. Понижение температуры отжига до 95° приводит к получению стабильных материалов, обладающих достаточно высокими физико-механическими показателями. Как видно из табл. 2, в то время, как *E* для ИПП, деформированного в *n*-гептане, изменяется незначительно при варьировании температуры отжига (табл. 1), значения *E* композитов на основе ИПП и ПС возрастают для всех степеней предварительного растяжения ИПП в стироле. Что касается композитов на основе ИПП и ПММА, то, как и в случае с ИПП — ПС, наблюдается заметное возрастание *E* при спшивании введенного второго полимерного компонента.

Еще более сильное влияние оказывает отжиг на способность композитов к большим неупругим деформациям. Из сравнения рис. 6 и рис. 8 следует, что варьирование температуры отжига существенно изменяет разрывные удлинения ϵ чистого ИПП. Наибольший эффект наблюдается для малоориентированных образцов, где ϵ чистого ИПП увеличивается в два и более раз при изменении температуры отжига от 120 до 95°. В то же время для композита на основе ИПП и ПС ϵ закономерно снижаются по сравнению с более высокой температурой отжига. Как видно из рис. 8, природа стеклообразного наполнителя заметно не влияет на пластичность получаемых композиций: значения ϵ композитов на основе ИПП и ПС или ИПП и ПММА оказываются примерно одинаковыми. Сшивание ПММА приводит к уменьшению пластичности соответствующего композита точно так же, как это наблюдалось и для композитов на основе ИПП и ПС. Изменение температуры отжига способно влиять на их механические свойства.

Увеличение температуры отжига, с одной стороны, способствует совершенствованию кристаллической структуры ИПП, что отражается на его разрывных удлинениях. Известно [17], чем совершеннее кристаллическая структура полимера, тем меньше его разрывные удлинения. С другой сто-

Таблица 2
Модули упругости полимерных композиционных материалов
в зависимости от степени предварительной вытяжки λ матрицы ИПП

$\lambda, \%$	Модуль упругости, МПа			
	ИПП, деформирован- ный в <i>n</i> -гептане	ИПП — ПС	ИПП — ПММА	ИПП — ПММА + +20% ДМЭГ
100	640	1410	1310	1490
200	840	1660	1690	1880
300	1110	1780	1850	2080
400	1320	2070	—	2270

Примечание. Температура отжига 95°.

роны, увеличение температуры отжига придает молекулярную подвижность полимерным компонентам, несовместимым термодинамически. Это приводит к дальнейшему фазовому разделению в таких системах. Так, в системах на основе ИПП и ПММА при отжиге при 120°, т. е. выше температуры стеклования ПММА, происходит столь глубокое разделение фаз, что прочность композитов делается катастрофически малой. Если же отжиг проводить при 95°, т. е. ниже температуры стеклования ПММА, молекулярная подвижность компонентов оказывается недостаточной для глубокого фазового разделения, и для получаемых композитов наблюдаются довольно высокие механические характеристики. Если же отжиг получаемых материалов провести выше температуры плавления ИПП (180°), то фазовое разделение во всех случаях протекает столь интенсивно, что механические показатели не удается измерить ввиду малой прочности и высокой хрупкости получающихся смесей. Последний результат наблюдался ранее и для аналогичных композиций на основе ИПП.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пол Д. В кн.: Полимерные смеси. М.: Мир, 1981, т. 1, с. 12.
2. Barentsen W. M., Heikens D. Polymer, 1973, v. 14, № 11, p. 579.
3. Лопатов Ю. С., Сергеева Л. М. Взаимопроникающие полимерные сетки. Киев: Наук. думка, 1979.
4. Томас Д., Сперлинг Л. В кн.: Полимерные смеси. М.: Мир, 1981, т. 2, с. 5.
5. Папков С. П. В кн.: Энциклопедия полимеров. М.: Советская энциклопедия, 1974, т. 2, с. 320.
6. Ефимов А. В., Бондарев В. В., Козлов П. В., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А, 1982, т. 24, № 8, с. 1690.
7. Волынский А. Л., Штанчаков А. Ш., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А, 1984, т. 26, № 11, с. 2445.
8. Лопатина Л. И., Волынский А. Л., Бакеев Н. Ф. В кн.: Тез. докл. Республиканского межведомственного семинара-совещания «Переработка, деструкция и стабилизация полимерных материалов». Душанбе: Ирфон, 1983, ч. 2, с. 42.
9. Григорьев А. П., Федотова О. Я. Лабораторный практикум по технологиям пластических масс. М.: Высшая школа, 1977, т. 1, с. 54, 175.
10. Герасимов В. И., Цванкин Д. Я. Приборы и техника эксперимента, 1968, № 2, с. 204.
11. Лапшин В. П., Штанчаков А. Ш., Ефимов А. В., Волынский А. Л., Козлов П. В., Бакеев Н. Ф. Рукопись деп. в ВИНИТИ. М., Деп. № 1217-81.
12. Волынский А. Л., Штанчаков А. Ш., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А, 1984, т. 26, № 11, с. 2374.
13. Герасимов В. И., Занегин В. Д., Смирнов В. Д. Высокомолек. соед. А, 1979, т. 21, № 4, с. 765.
14. Трилер Л. Введение в науку о полимерах. М.: Мир, 1973, с. 210.
15. Berek D., Lath D., Dardovic V. J. Polymer Sci. C, 1967, v. 16, p. 659.
16. Мэнсон Дж., Сперлин Л. Полимерные смеси и композиты/Пер. с англ. под ред. Годовского Ю. К. М.: Химия, 1979, с. 223.
17. Asandei N., Adamescu G., Rusu M., Petrovan S., Nicu M. Bull. Inst. Polyt. Din. Tasi., 1980, v. 26, № 1-2, p. 53.
18. Волынский А. Л., Штанчаков А. Ш., Занегин В. Д., Герасимов В. И., Бакеев Н. Ф. Высокомолек. соед. А, 1985, т. 27, № 4, с. 831.
19. Кагин В. А., Слонимский Г. Л. Краткие очерки по физико-химии полимеров. М.: Химия, 1967, с. 148.

Московский государственный
университет им. М. В. Ломоносова

Поступила в редакцию
17.V.1984

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITIONS ON THE BASIS OF ISOTACTIC POLYPROPYLENE SYNTHESIZED BY POLYMERIZATION IN THE POLYMER MATRIX

Volynskii A. L., Lopatina L. I., Bakeev N. F.

Summary

By polymerization in isotactic PP matrix the compositions with PS, polybutyl acrylate or PMMA have been obtained. These compositions have been studied with X-ray analysis. The molecular orientation of PP is completely remained in the presence of the second polymer component. The introduced polymer component exists in the composition in a form of thin fibrillar aggregates oriented along the axis of stretching of PP. Despite the thermodynamic incompatibility such compositions have rather high mechanical characteristics due to the high dispersity of components. The annealing temperature and crosslinking of the introduced component affect essentially the mechanical properties of compositions.