

УДК 541(64+24)

## МОНОЛИТИЗАЦИЯ РЕАКТОРНЫХ ПОРОШКОВ ПОЛИЭТИЛЕНА СВЕРХВЫСОКОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССЫ<sup>1</sup>

© 2001 г. В. А. Аулов\*, С. В. Макаров\*\*, И. О. Кучкина\*, А. А. Пантиюхин\*\*,  
Е. Л. Акопян\*, А. Н. Озерин\*, Н. Ф. Бакеев\*

\*Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова Российской академии наук  
117393 Москва, Профсоюзная ул., 70

\*\*Государственный научный центр Российской Федерации  
“Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л.Я. Карпова”  
103064 Москва, ул. Воронцовское поле, 10

Поступила в редакцию 09.11.2000 г.  
Принята в печать 11.04.2001 г.

Исследовано влияние стадии монолитизации реакторных порошков сверхвысокомолекулярного ПЭ на процесс получения высокопрочных нитей методом прямого формования. Использованы два типа реакторных порошков, близких по ММ, но различающихся по удельной поверхности  $S$ . Только из порошков с большей  $S$  можно получить высокопрочные нити. Кратность ориентационной вытяжки скачкообразно увеличивается при пластической деформации  $\lambda_{\text{пп}} \sim 2.5$ . Определен интервал оптимальных для эффективной вытяжки значений  $\lambda_{\text{пп}}$ . Деформационные кривые, кривые РТЛ и зависимости разрывной прочности и удлинения при разрыве от  $\lambda_{\text{пп}}$  различны для двух исследованных типов порошков. Высказано предположение, что в одном из них уже на стадии синтеза образуются аморфные области, которые состоят в основном из перепутанных проходных молекул, соединяющих соседние кристаллиты. Именно наличие таких областей делает зерна этого порошка более жесткими, не способными к пластической деформации и образованию связей между ними при монолитизации.

Получение высокопрочных нитей и волокон непосредственно из реакторных порошков сверхвысокомолекулярных полимеров без их предварительного растворения или плавления (прямое формование) является перспективным направлением исследований в физике и механике полимеров. Кроме достигнутых высоких значений прочности и модуля упругости (для ПЭ 6 и 220 ГПа соответственно [1]), в таком подходе привлекает также минимизация затрат энергии (отсутствует энергоемкая операция плавления и(или) растворения) и экологическая чистота (нет растворителей и вредных отходов).

Весь процесс получения высокопрочных нитей естественно разбить на три составляющие:

<sup>1</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 00-03-33098).

E-mail: aulov@ispn.ru (Аулов Виктор Антонович).

компактирование (уплотнение порошка для удобства манипулирования с ним), монолитизацию (получение механически прочной, как правило, прозрачной пленки, допускающей многократную вытяжку ниже температуры плавления  $T_{\text{пп}}$ ) и одностороннюю вытяжку, на которой, собственно, и получают высокие механические свойства. Именно на первых стадиях в исходных образцах создается морфология, которая затем, на последней стадии, определяет возможность получения высоких механических свойств. Поэтому очевидна важность исследования первых стадий процесса получения сверхпрочных нитей из реакторных порошков.

В предыдущей работе [2] на примере реакторных порошков сверхвысокомолекулярного ПЭ изложены результаты исследования первой стадии процесса – компактирования. Цель настоящей работы – изучение специфики процесса монолитизации этих порошков.

Не все реакторные порошки могут быть монолитизированы, поэтому полученные результаты сравнивали для двух типов порошков – I и II, только первый из которых дает возможность получать высокопрочные нити по методу прямого формования.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе использовали реакторные порошки с одинаковым значением плотности составляющих их зерен  $0.961 \text{ г}/\text{см}^3$  (метод градиентных труб в смеси спирта с водой и глицерином) и  $M_w = 1.8 \times 10^6$  (тип I) и  $M_w = 1.6 \times 10^6$  (тип II). Образец типа I являлся аналогом образца 30С-15Р, описанного ранее [3]. Исследуемые образцы значительно отличаются насыпной плотностью ( $0.05$  и  $0.23 \text{ г}/\text{см}^3$ ) и удельной поверхностью  $S_{уд}$  ( $17$  и  $1.7 \text{ м}^2/\text{г}$  для типа I и II соответственно).

Реакторные порошки компактировали при комнатной температуре и давлении  $150 \text{ МПа}$  в прямоугольной ( $9.5 \times 19 \text{ мм}^2$ ) пресс-форме. Компактированные таблетки монолитизировали путем их осадки в открытом с двух сторон канале шириной  $9.5 \text{ мм}$ , получая материал в виде пленки. Эффективность монолитизации характеризовали кратностью пластической деформации  $\lambda_{пд}$ , вычисляемой как отношение толщины таблетки до и после деформации:  $\lambda_{пд} = h_0/h$ . Дальнейшую ориентационную вытяжку монолитизированных пленок при повышенной температуре осуществляли в среде силиконовой жидкости для обеспечения однородного распределения температуры по длине образца.

Прочность таблеток и пленок в виде двусторонних лопаток с рабочей частью  $2 \times 5$  и  $3 \times 10 \text{ мм}^2$  определяли на универсальной испытательной машине "Shimadzu AGS-10". Испытания образцов проводили на воздухе при комнатной температуре и скорости перемещения подвижного зажима  $10 \text{ мм}/\text{мин}$ . Для записи кривых РТЛ вакуумированные образцы массой  $1\text{--}10 \text{ мг}$  охлаждали в жидком азоте, облучали на  $\gamma$ -источнике до дозы  $3 \text{ кГр}$  и разогревали со скоростью  $\sim 10$  град/мин. Удельную поверхность  $S_{уд}$  определяли методом низкотемпературной адсорбции аргона из смеси аргона с гелием на газометре ГХ-1.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Стадия монолитизации является принципиально необходимой для получения сверхпрочных нитей. При определенных условиях исходную компактированную таблетку можно многократно вытя-

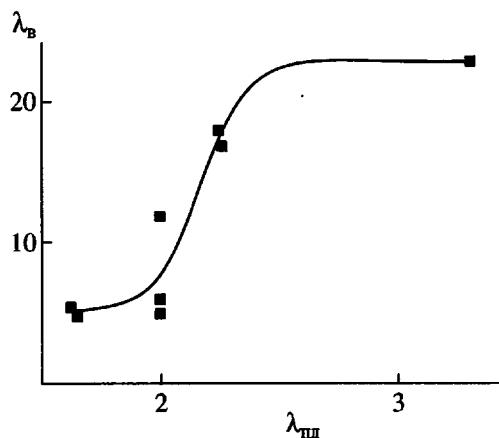


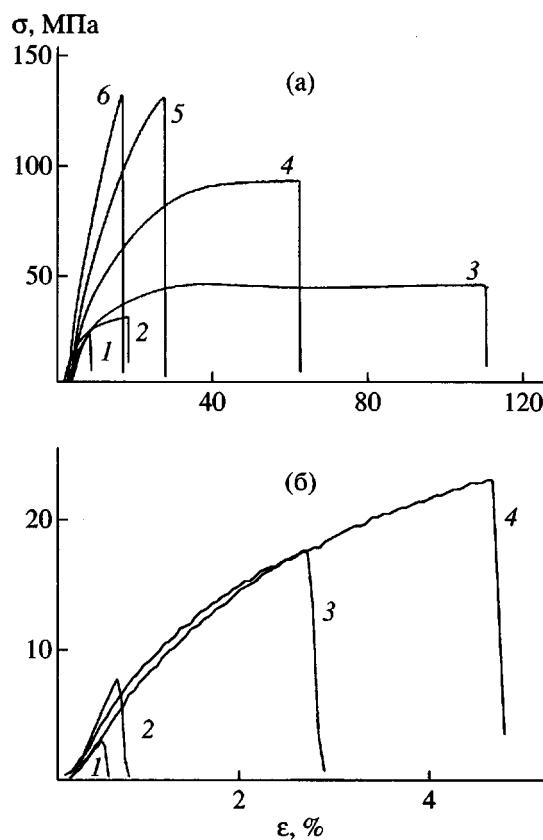
Рис. 1. Влияние кратности пластической деформации  $\lambda_{пд}$  при комнатной температуре таблетки реакторного порошка типа I на предельную кратность вытяжки  $\lambda_{в}$  монолитизированной пленки при  $125^\circ\text{C}$ .

нуть без ее предварительной монолитизации, однако полученная нить неоднородна по сечению и обладает низкими механическими характеристиками [4].

Эффективность ориентационной вытяжки монолитизированного образца при повышенной температуре напрямую зависит от кратности пластической деформации исходной таблетки при монолитизации. На рис. 1 представлена зависимость от  $\lambda_{пд}$  предельной кратности одноосной вытяжки  $\lambda_{в}$  при  $125^\circ\text{C}$  монолитизированной пленки из порошка типа I. Видно, что при  $\lambda_{пд} = 2.5$  кратность вытяжки возрастает скачкообразно. Таким образом, существует предел  $\lambda_{пд} \sim 2.5$ , ниже которого монолитизация неэффективна, поскольку монолитизированная пленка не способна к последующей большой вытяжке. Следует также отметить, что при  $\lambda_{пд} \geq 2.5$  монолитизированная пленка становится оптически прозрачной, что подтверждает эффективность монолитизации.

Для оценки прочности и плотности физической "сетки" связей, возникающей между отдельными зернами порошка и их компонентами при монолитизации исходной таблетки, исследовали характер деформации и разрушения монолитизированных пленок типа I и II при комнатной температуре в процессе их последующего одноосного растяжения в продольном направлении (направлении течения материала при монолитизации).

На рис. 2 представлены кривые деформации двух исследованных полимеров с различными значениями  $\lambda_{пд}$ . Обращает на себя внимание разный ха-

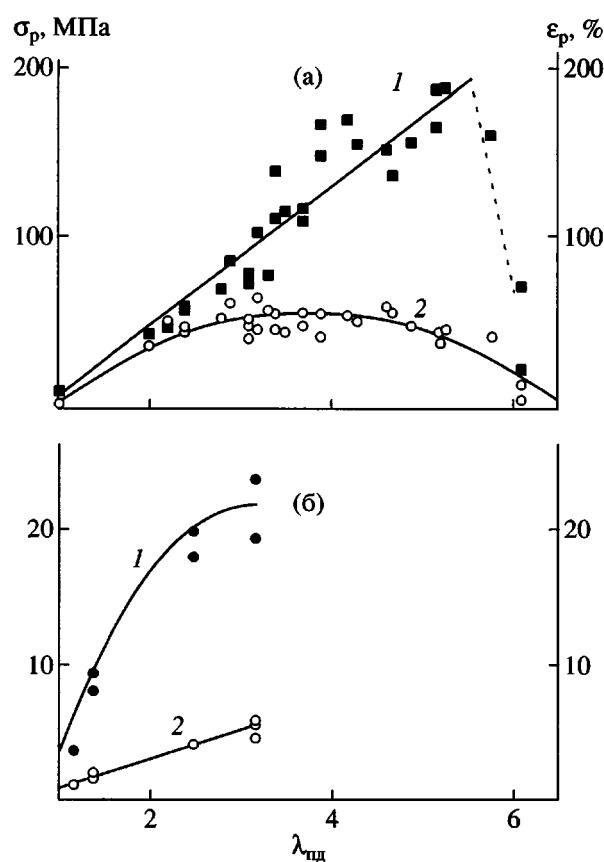


**Рис. 2.** Кривые деформации при комнатной температуре монолитизированных пленок из реакторных порошков типа I (а) и II (б) с различной  $\lambda_{pl}$ ; а – 1.4 (1), 1.7 (2), 2.4 (3), 3.8 (4), 5.0 (5) и 5.8 (6); б – 1.0 (1), 1.2 (2), 2.3 (3) и 3.0 (4). Скорость перемещения подвижного зажима 10 мм/мин.

рактер изменения вида деформационных кривых для пленок типа I и II по мере увеличения  $\lambda_{pl}$ .

Пленки типа I (рис. 2а) с малыми  $\lambda_{pl}$  разрушаются хрупко при низких значениях разрывного напряжения  $\sigma_p$  и удлинения при разрыве  $\varepsilon_p$ . Дальнейший рост  $\lambda_{pl}$  ведет к увеличению как  $\sigma_p$ , так и  $\varepsilon_p$ , и при  $\lambda_{pl} > 2$  меняется характер разрушения: появляется выраженный предел текучести, а значения  $\varepsilon_p$  достигают нескольких десятков процентов. Однако затем увеличение  $\lambda_{pl}$  сопровождается уменьшением  $\varepsilon_p$ , и при  $\lambda_{pl} > 5$  опять наступает хрупкий разрыв при малых значениях  $\varepsilon_p$ . При еще более высоких  $\lambda_{pl}$  пленка разрушается уже в процессе осадки, и оценить ее механические характеристики не представляется возможным.

Иной характер зависимости формы деформационных кривых от  $\lambda_{pl}$  был обнаружен для пленок типа II (рис. 2б). При всех возможных  $\lambda_{pl}$  на-



**Рис. 3.** Зависимости прочности  $\sigma_p$  (1) и разрывного удлинения  $\varepsilon_p$  (2) при комнатной температуре для монолитизированных пленок из реакторных порошков типа I (а) и II (б) от кратности пластической деформации  $\lambda_{pl}$  при комнатной температуре.

блюдался хрупкий характер разрушения с низкими значениями  $\sigma_p$  и  $\varepsilon_p$ .

На рис. 3 представлены зависимости  $\sigma_p(\lambda_{pl})$  и  $\varepsilon_p(\lambda_{pl})$  для двух полимеров. Прочность пленок типа I (рис. 3а) растет практически линейно с  $\lambda_{pl}$  и достигает 150 МПа при  $\lambda_{pl} \sim 5$ .

Совсем иная картина наблюдается для разрывного удлинения – зависимость  $\varepsilon_p(\lambda_{pl})$  носит экстремальный характер с максимумом при  $\lambda_{pl} \sim 3$ .

Таким образом, для полимера типа I обнаружено два критических значения  $\lambda_{pl} = 2.5$  и 5. На основании этих данных можно предположить, что, во-первых, в процессе пластической деформации происходит образование связей между отдельными зернами и их компонентами, и, во-вторых, при  $\lambda_{pl} \sim 2.5$  возникает физическая “сетка” связей, обеспечивающая монолитизацию реакторного порошка. Прочность этих связей достаточна для протекания пластической деформации монолити-

зированной пленки при комнатной температуре и способствует осуществлению ее последующей многократной ориентационной вытяжки при повышенных температурах. Дальнейшее увеличение  $\lambda_{\text{пп}}$  от 2.5 до 5 ведет к появлению новых связей и(или) упрочнению существующей физической "сетки" связей, что проявляется в увеличении прочности монолитизированных пленок (рис. 2а и 3а). Однако при  $\lambda_{\text{пп}} > 5$  происходит снижение прочности монолитизированных пленок, а при  $\lambda_{\text{пп}} \sim 6$  их прочность резко падает.

Такое поведение монолитизированных пленок типа I может быть связано с тем, что при высоких значениях  $\lambda_{\text{пп}}$  достигается верхняя граница однородности пластического течения полимера для использованной схемы пластического деформирования, и дальнейшая деформация происходит с нарушением сплошности материала, т.е. с образованием трещин.

Для пленок типа II прочность на самых начальных стадиях монолитизации растет с такой же скоростью, что и для типа I (рис. 2б, 3б). Однако уже при малых  $\lambda_{\text{пп}}$  скорость роста  $\sigma_p$  снижается, и прочность достигает максимального значения при  $\lambda_{\text{пп}} \sim 2\text{--}3$ . Оказалось, что пленки типа II с  $\lambda_{\text{пп}} > 3$  невозможно испытать, поскольку образцы хрупко разрушаются уже при закреплении в зажимах испытательной машины или на самых начальных стадиях нагружения. Эти результаты свидетельствуют о том, что в процессе пластического деформирования пленок типа II уже на начальных стадиях деформирования, наряду с образованием новых связей между отдельными зернами порошка, происходит одновременно образование трещин в участках монолитизированного материала.

Обнаруженные особенности процесса монолитизации четко проявляются на кривых деформации таблеток реакторного порошка при осадке (зависимость относительной толщины таблетки  $h/h_0$  от приложенного давления  $p$ ). Соответствующие результаты представлены на рис. 4. Там же показан темп изменения деформации при осадке (кривые 2) в зависимости от приложенного напряжения (производные с обратным знаком величины деформации по давлению  $-d(h/h_0)/dp$ ).

Хорошо видны различия в поведении двух полимеров. Кривая для таблетки порошка типа II имеет два максимума. Первый соответствует пластической деформации зерен порошка, а второй – разрушению образца. Максимумы расположены близко друг от друга и при давлениях 100–200 МПа перекрываются. Иными словами, образование трещин в таблетках типа II начинается уже на

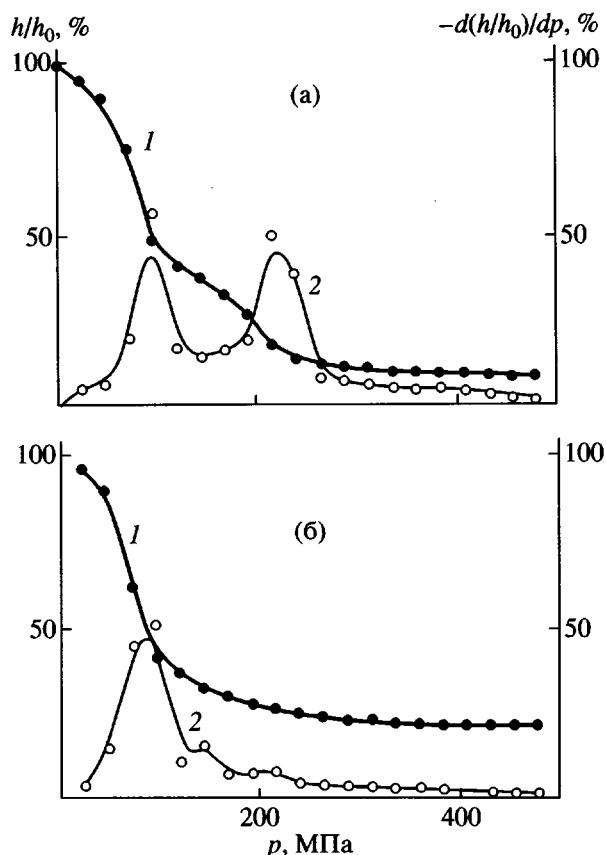
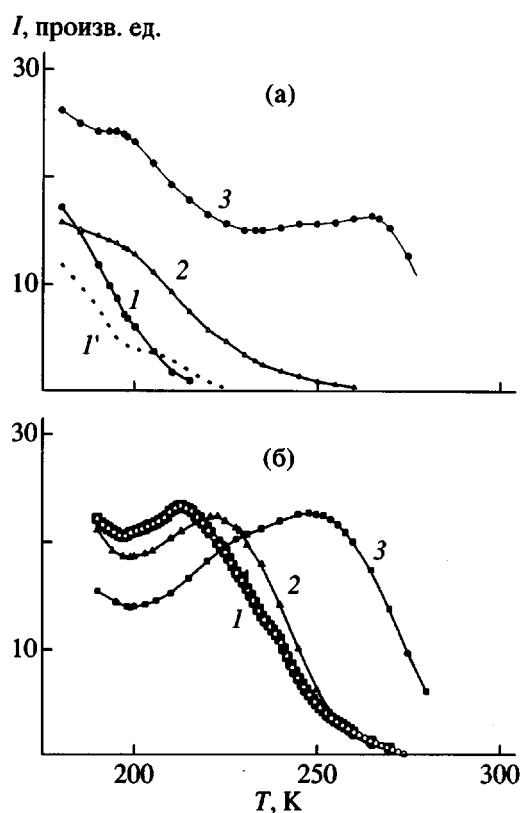


Рис. 4. Деформация  $h/h_0$  (1) при осадке при комнатной температуре и темп изменения деформации  $-d(h/h_0)/dp$  (2) таблеток из реакторных порошков типа II (а) и I (б) в зависимости от приложенного давления  $p$ .

стадии пластического деформирования до образования монолитизированных пленок. Именно с этим и связано отклонение от линейности зависимости  $\sigma_p(\lambda_{\text{пп}})$  для него (рис. 3б).

Для таблетки из порошка типа I в исследованном интервале давлений наблюдали только один максимум, соответствующий развитию пластической деформации. Второй максимум, отвечающий разрушению образца на отдельные мелкие части, не наблюдается при давлениях вплоть до 500 МПа. Тем не менее, при давлениях  $\sim 400$  МПа прозрачность пленок снижается. Появляющиеся микротрещины резко снижают воспроизводимость механических характеристик образцов при испытаниях.

Таким образом, вид и особенности кривых деформации подтверждают высказанное выше предположение о причине появления двух критических значений  $\lambda_{\text{пп}}$  при монолитизации.



**Рис. 5.** Кривые РТЛ вакуумированных образцов сверхвысокомолекулярного ПЭ, приготовленных из реакторных порошков типа I (а) и II (б): 1 – реакторный порошок, 2 – таблетка, приготовленная из него при давлении 120 МПа, 3 – монолитизированная пленка с кратностью пластической деформации  $\lambda_{\text{пп}} = 1.6$ , 1' – реакторный порошок типа I после отжига при 145°C в течение 10 мин.

Наблюдаемое различие кривых деформации при осадке таблеток типа I и II можно использовать в качестве критерия отбора монолитизирующих реакторных порошков, а именно: наличие двух ступенек на кривой деформации (двух максимумов на ее производной) и, самое главное, их близкое взаимное расположение однозначно свидетельствуют о непригодности порошка к монолитизации. Справедливость этого критерия была подтверждена на примере изучения способности к монолитизации представительной выборки образцов сверхвысокомолекулярного ПЭ с разной морфологической структурой, полученных в различных условиях с использованием разных типов каталитических систем. Восемь образцов из этой серии принадлежали к реакторным порошкам типа I, более десяти – типа II. Во всех случаях обнаружено строгое выполнение сформулированного выше критерия.

Наиболее вероятно, что различие в поведении реакторных порошков типа I и II обусловлено морфологическими особенностями строения зерен порошков.

Поведение реакторных порошков при монолитизации свидетельствуют о том, что зерна порошков типа II и их компоненты содержат кристаллы, соединенные перепутанными проходными молекулами, в отличие от порошков типа I, где перепутанных проходных цепей нет. Такое строение реакторных порошков должно существенно влиять на их пластические свойства.

Очевидно, что в порошках типа II уже на ранних стадиях пластического деформирования кристаллитов перепутанные проходные молекулы препятствуют однородной пластической деформации материала, что приводит к образованию трещин в монолитизируемом материале.

В порошке типа I, где такие перепутанные проходные молекулы отсутствуют, пластическое деформирование протекает свободно, и только при  $\lambda_{\text{пп}} > 5$  (при выбранной схеме деформирования) достигается некий предел пластичности, когда дальнейшая деформация сопровождается появлением трещин и нарушением сплошности материала.

Важная информация о микроструктуре зерен реакторных порошков, подтверждающая высказанные предположения, была получена при исследовании реакторных порошков и монолитизированных пленок методом РТЛ. На рис. 5 приведены кривые РТЛ исходных порошков, таблеток после компактирования при 120 МПа и пленок после осадки с  $\lambda_{\text{пп}} = 1.6$  для порошков типа I (рис. 5а) и II (рис. 5б). Данные рисунка демонстрируют принципиальные различия между кривыми РТЛ двух полимеров.

На кривых РТЛ порошка типа II (рис. 5б) максимум в интервале релаксационного  $\beta$ -перехода есть уже для исходного порошка (212 К). В процессе пластической деформации при компактировании и осадке таблетки порошка типа II под давлением этот максимум смещается в сторону высоких температур. Именно так ведет себя  $\beta$ -максимум блочного образца, приготовленного из расплава, при аналогичном воздействии [5].

На кривой РТЛ исходного порошка типа I практически отсутствует свечение выше 200 К (кривая 1). После компактирования (кривая 2) появляется плечо около 200 К и только после монолитизации (кривая 3) возникает максимум, причем его температурное положение (265–270 К) значительно выше положения  $\beta$ -максимума для аналогичной пленки из порошка типа II (247 К).

Отсутствие  $\beta$ -максимума на кривой РТЛ порошка типа I может быть обусловлено по крайней мере двумя причинами: отсутствием у данного порошка областей с сегментальной подвижностью или высокой его дисперсностью. Ранее было показано [6], что диспергирование пленки ПЭ ведет к уменьшению интенсивности  $\beta$ -максимума, и при достаточно высокой дисперсности материала  $\beta$ -максимум на кривой РТЛ исчезает. В этом случае для гибели стабилизированных при низкой температуре зарядов достаточно размораживания мелкомасштабных молекулярных движений во вторичных релаксационных переходах ниже 200 К [6].

В пользу второй причины, казалось бы, свидетельствуют измеренные значения удельной поверхности  $S_{уд}$  для порошков типа I и II, составившие 17 и 1.7 м<sup>2</sup>/г соответственно.

Для окончательного выбора между двумя возможностями объяснения отсутствия  $\beta$ -максимума на кривой РТЛ порошка типа I провели его отжиг на воздухе при 145°C в течение 10 мин. Измеренное значение удельной поверхности порошка после отжига уменьшилось с 17 до 2.2 м<sup>2</sup>/г. Это означает, что дисперсность порошка качественно изменилась. Тем не менее, как следует из данных рис. 5 (кривая 1'), на кривой РТЛ порошка типа I существенных изменений не произошло: свечение выше 200 К практически отсутствует.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что в реакторном порошке типа I действительно отсутствуют области с сегментальной подвижностью. В порошке типа II такие области образуются уже во время синтеза и, вероятнее всего, представляют собой перепутанные проходные молекулы, соединяющие отдельные кристаллиты в зерно.

Исследование влияния механических воздействий на РТЛ реакторного порошка типа I (рис. 5а, кривые 2 и 3) позволяет высказать определенные предположения о природе связей, возникающих при его монолитизации. Как упомянуто выше, после компактирования (рис. 5а, кривая 2) появляется плечо, а после монолитизации (рис. 5а, кривая 3) – максимум на кривой РТЛ. Это может означать, что связи, возникающие на границах зерен, являются по своей природе когезионными, т.е. представляют собой кристаллиты с проходными макромолекулами, соединяющими соседние зерна и(или) их компоненты. Образование таких кристаллитов приводит к появлению  $\beta$ -максимума на кривой РТЛ.

Предположение о когезионном характере возникающих связей подтверждается поведением мо-

нолитизированных при комнатной температуре пленок типа I при последующем отжиге. Оказалось, что релаксация монолитизированных пленок при отжиге и их усадка происходит без изменения прозрачности и сплошности образцов. Следовательно, монолитизированные образцы не являются псевдомонолитами, у которых отдельные зерна связаны друг с другом адгезионными связями и которые должны разрушаться в процессе отжига и релаксации. Напротив, сохранение сплошности монолитизированных пленок типа I после их релаксации в процессе отжига может свидетельствовать о том, что исходные зерна ПЭ в процессе монолитизации оказываются связанными когезионными связями.

Таким образом, картину монолитизации реакторного порошка типа I в целом можно представить себе следующим образом.

При приложении давления зерна порошка пластически деформируются, площадь контакта между отдельными зернами возрастает и в местах контакта образуются как адгезионные, так и когезионные связи вследствие образования кристаллитов, принадлежащих одновременно соседним зернам. По мере увеличения деформации количество таких связей растет с кратностью пластической деформации. В результате при  $\lambda_{пп} \sim 2.5$  для выбранных условий деформирования все зерна оказываются связанными между собой, и полученная пленка представляет собой монолит, который может быть многократно вытянут в процессе последующей ориентационной вытяжки. При дальнейшей деформации  $\lambda_{пп} > 2.5$  количество когезионных связей между отдельными частицами продолжает увеличиваться, о чем свидетельствует нарастание хрупкой прочности монолитов при комнатной температуре. При еще более высоких кратностях пластической деформации ( $\lambda_{пп} \geq 5$ ) достигается предел однородности пластической деформации, и последующая деформация сопровождается образованием трещин, т.е. происходит с нарушением сплошности материала. Об этом свидетельствует также частичное помутнение полученных при этом образцов и резкое падение их деформируемости при последующей ориентационной вытяжке.

В случае реакторного порошка типа II условия однородности пластической деформации нарушаются уже на начальных стадиях, и дальнейшая пластическая деформация образца сопровождается образованием трещин и потерей сплошности материала. Наличие в структуре материала большого количества перепутанных проходных цепей препятствует протеканию однородной пластичес-

кой деформации в этом порошке. Из таких порошков не удается получить однородных монолитов, которые могли бы быть подвергнуты последующей многократной ориентационной вытяжке.

Очевидно, что обнаруженное в данной работе различное поведение реакторных порошков сверхвысокомолекулярного ПЭ при монолитизации вследствие специфики их морфологического строения в значительной степени задается условиями их синтеза.

Авторы благодарят доктора J.K. Song (Инженерно-исследовательский центр группы Ханва, Ю. Корея) за предоставление образца реакторного порошка типа I для исследований.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Porter R.S., Kanamoto T., Zachariades A.E. // Polymer. 1994. V. 35. № 23. P. 4979.
2. Аулов В.А., Макаров С.В., Кучкина И.О., Озерин А.Н., Бакеев Н.Ф. // Высокомолек. соед. А. 2000. Т. 42. № 11. С. 1843.
3. Joo Y.L., Han O.H., Lee H.-K., Song J.K. // Polymer. 2000. V. 41. № 4. P. 1355.
4. Аулов В.А., Бакеев Н.Ф. // Докл. РАН. 1998. Т. 360. № 2. С. 202.
5. Шуляк А.Д., Ерофеев В.С., Патрикеев Г.А., Жиевлин Г.А., Бритвич Г.А., Никольский В.Г. // Высокомолек. соед. А. 1971. Т. 13. № 5. С. 1097.
6. Аулов В.А., Сухов Ф.Ф., Словохотова Н.А. // Докл. АН СССР. 1972. Т. 206. № 4. С. 899.

## Monolithization of Ultrahigh-Molecular-Weight Polyethylene Reactor Powders

V. A. Aulov\*, S. V. Makarov\*\*, I. O. Kuchkina\*, A. A. Pantyukhin\*\*,  
E. L. Akopyan\*, A. N. Ozerin\*, and N. F. Bakeev\*

\*Institute of Synthetic Polymeric Materials, Russian Academy of Sciences,  
Profsoyuznaya ul. 70, Moscow, 117393 Russia

\*\*Karpov Institute of Physical Chemistry, State Scientific Center of Russian Federation,  
ul. Vorontsovskiy pole 10, Moscow, 103064 Russia

**Abstract**—The influence of monolithization of ultrahigh-molecular-weight polyethylene reactor powders on the fabrication process of high-strength filaments by direct molding technology was studied. Two types of reactor powders close in their molecular mass but differing in the specific surface area  $S$  were used. High-strength filaments could be obtained only from the powders with a higher  $S$  value. The draw ratio for orientational drawing increased in a stepwise manner upon plastic deformation,  $\lambda_{pd} \sim 2.5$ . The range of optimum  $\lambda_{pd}$  values was determined for effective drawing. Deformation curves, thermal radioluminescence curves, and dependences of the tensile strength and elongation at break on  $\lambda_{pd}$  are different for the two types of powders examined. It was assumed that amorphous regions were formed in one of them as early as in the synthesis step, basically from entangled tie molecules intervening neighboring crystallites. It is the presence of such regions that makes the grains of this powder harder and incapable of plastic deformation and coupling to one another upon monolithization.