

УДК 494.677

О НЕКОТОРЫХ АСПЕКТАХ РЕГУЛИРОВАНИЯ ПОКАЗАТЕЛЯ «УСАДКА» ВОЛОКНА НА ОСНОВЕ ТЕРСОПОЛИМЕРА АКРИЛОНИТРИЛА, МЕТИЛАКРИЛАТА И 2-АКРИЛАМИД-2-МЕТИЛПРОПАНСУЛЬФОКИСЛОТЫ

И. С. ГОРОДНЯКОВА¹, Л. А. ЩЕРБИНА¹⁺, К. Ю. УСТИНОВ²¹Могилевский государственный университет продовольствия, пр. Шмидта, 3, 212027, г. Могилев, Беларусь²Завод «Полимир» ОАО «Нафтан», 211440, г. Новополоцк, Витебская обл., Беларусь

Рассмотрено влияние ряда технологических факторов на способность к усадке волокна, полученного из раствора поли[акрилонитрил-со-метилакрилат-со-2-акриламид-2-метилпропансульфоукислота] в диметилформамиде. Показана возможность и определены технологические условия получения такого волокна с остаточной усадкой до 15%.

Ключевые слова: полиакрилонитрил, сополимер, формование, диметилформамид, волокно, усадка.

Введение

Гомо- и сополимеры на основе акрилонитрила (АН) более 70 лет служат важнейшим сырьем для производства широкого спектра волокнистых материалов, которые часто именуют акриловыми или полиакрилонитрильными (ПАН). Производимые в мире ПАН волокна вырабатываются из волокнообразующих сополимеров АН различного состава, содержащих, как правило, в своей первичной структуре до 15% других сомономеров. Волокна, изготовленные из сополимеров, содержащих менее 85% АН, часто именуют модакриловыми.

В зависимости от технологических особенностей получения и конечных потребительских свойств, ПАН волокна могут служить или ценнейшими прекурсорами для производства сорбентов, углеродных волокнистых материалов и далее композитов на их основе, или превосходными заменителями шерсти в изделиях легкой промышленности. В последнем случае большой интерес представляют смеси ПАН волокон с различной усадкой. Такие смеси прекрасно подходят для получения высокообъемной пряжи, имитации меха с подшерстком, производства ковровых покрытий, разработки текстурных отделочных и других текстильных материалов. Поэтому организация производства отечественных ассортиментов ПАН волокон с повышенной усадкой позволит разнообразить качественные показатели изделий, выпускаемых легкой промышленностью Республики Беларусь.

На наш взгляд, наилучшим вариантом придания ПАН волокну повышенной способности к усадке может служить сочетание методов химической модификации первичной структуры волокнообразующего полимера и физической модификации надмолекулярной структуры и морфологии полученного из него волокна. Вместе с тем, несмотря на многолетний экспериментальный и производственный опыт регулирования потребительских свойств ПАН волокон, не создано надежных моделей, позволяющих априори прогнозировать и переходить от абсолютных значений технологических параметров производственного процесса к потребительским показателям готовых волокон. Еще более проблематично достоверно предсказывать свойства ПАН волокна при варьировании всего комплекса факторов при его получении.

Если рассматривать влияние химической модификации первичной структуры волокнообразующих сополимеров на свойства волокнистых материалов, то следует признать, что использование этого подхода весьма эффективно. К примеру, авторами работ [1–2] показано, что увеличение доли второго сомономера в структуре волокнообразующих сополимеров АН приводит к росту усадки волокон. В то же время результаты, представленные в работе [3], не подтверждают и даже противоречат выводам работ [1–2]. Эти нестыковки, вероятно, можно объяснить тем, что авторы [1–2] и [3] проводили исследования на сополимерах АН с различной первичной структурой. Это свидетельствует о

⁺ Автор, с которым следует вести переписку. E-mail: htvm@tut.by

том, что при анализе влияния различных технологических факторов на усадку ПАН волокон приходится учитывать не только соотношение сомономерных звеньев, но и особенности химической природы и чередования сомономеров в первичной структуре волокнообразующих сополимеров.

На основе волокнообразующих сополимеров с различной первичной структурой можно получить разноусадочные волокна для высокообъемных волокнистых материалов. Однако сегодня в Республике Беларусь в промышленном масштабе синтезируется только один вариант волокнообразующего сополимера на основе АН, метилакрилата (МА) и 2-акриламид-2-метилпропансульфоуксусной кислоты (АМПС), который используется для производства ПАН волокна марки нитрон Д (с усадкой не более 4,0%). Этот процесс включает стадии синтеза поли[АН-со-МА-со-АМПС] в диметилформамиде, демонериализации реакционной массы (пряжильного раствора), экструзии пряжильного раствора через отверстия фильера в осадительную ванну, фильерной вытяжки формирующихся филаментов гель-волокна, пластификационных вытяжек, комбинируемых с промывкой волокна в гель-состоянии, нанесения отделочных препаратов, сушки волокна, гофрировки (при необходимости) и упаковки.

Разумеется, при создании дополнительных ассортиментов ПАН волокон с повышенной усадкой можно пойти путем изменения мономерного состава выпускаемого волокнообразующего сополимера. В то же время, реализовывать частые переходы от одной химической модификации полимера к другой в условиях существующего крупнотонажного, технологически инерционного производства вряд ли будет экономически оправдано. Это объясняется, в первую очередь, неизбежностью образования больших переходных партий некондиционной и низкосортной продукции.

Исходя из этого, с целью удовлетворения потребности текстильной промышленности в волокне с повышенной усадкой, в первую очередь важно рассмотреть возможность повышения усадочности ПАН волокна на основе волокнообразующего поли[АН-со-МА-со-АМПС], синтезируемого гомофазным методом в диметилформамиде, путем физической модификации морфологической структуры. Несмотря на то, что волокнообразующий поли[АН-со-МА-со-АМПС] и ПАН волокна на его основе для массовых ассортиментов текстильных изделий выпускаются в мире несколькими производителями, информация о возможности регулирования усадочных свойств таких ПАН волокон практически отсутствует.

Усадка полимерных структур связывается с протеканием релаксационных процессов при переходе конформаций макромолекул и надмолекулярных образований от термодинамически неравновесных к термодинамически равновесным состояниям за счет теплового движения сегментов макромолекул. Отсюда, одной из целей физиче-

ской модификации при получении волокон с повышенной усадкой является развитие и максимальное сохранение неравновесности структуры готовых волокон.

В соответствии с классическими подходами, создание неравновесной структуры полимерных материалов методами физической модификации возможно, например, путем увеличения кратности вытягивания в условиях, исключающих интенсивную самопроизвольную релаксацию [3], путем проведения процесса сушки волокна под натяжением при температуре ниже температуры начала процесса расстекловывания полимерной основы [4]. Вместе с тем, реализация таких вариантов процесса получения волокна с повышенной усадкой в промышленном масштабе экономически не оправдана. В частности, в разы снижается производительность технологической цепочки и уменьшается рентабельность готовой продукции.

Цель работы — обоснование технологических решений для организации производства волокна с повышенной способностью к усадке на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] по диметилформамидному методу.

Материалы и методы исследования

В качестве волокнообразующего полимера использовали поли[АН-со-МА-со-АМПС], промышленно выпускаемый на заводе «Полимир» ОАО «Нафтан». В качестве растворителя использовали диметилформамид (ДМФ) марки ч, ГОСТ 20289-74.

Для подготовки пряжильных растворов расчетное количество воздушно-сухого полимера помещали в круглодонную колбу (снабженную обратным холодильником), в неё заливали 1/2 от расчетного количества ДМФ, оставляли колбу с полимером и растворителем на 24 ч для набухания, затем в колбу вносили оставшийся растворитель и перемешивали ее содержимое при нагревании на водяной бане с температурой $60 \pm 0,5$ °С до получения однородного гомогенного раствора. Гомогенность пряжильного раствора оценивали по отсутствию неоднородностей в тонкой пленке пряжильного раствора.

Модельные волокна получали методом мокрого формования. Для этого использовали компьютеризированную стендовую пряжильную и вытяжную установки, разработанные на кафедре химической технологии высокомолекулярных соединений учреждения образования «Могилевский государственный университет продовольствия». Основные технологические параметры получения модельных волокон представлены в табл. 1.

В ходе экспериментов варьировали условия пластификационного вытягивания и сушки модельных волокон. Анализ усадочных свойств модельных образцов проводили в соответствии с ГОСТ 13481-2001. Морфологию поперечного среза модельных волокон изучали с помощью поляризационного микроскопа Nikon Eclipse E200 (Япония).

Таблица 1 — Основные параметры получения модельного ПАН волокна

Способ формования	Диметил-формамидный
Состав осадительной ванны, мас. %	ДФФ:вода = 60:40
Концентрация полимера в прядильном растворе, мас. %	21
Скорость формования, м/мин	1
Фильерная вытяжка, %	50
Диаметр отверстий фильеры, мм	0,07
Количество отверстий фильеры, шт	120
Температура осадительной ванны, °С	11–14
Длина пути волокна в осадительной ванне, м	0,9
Температура пластификационной вытяжки, °С	97–98
Кратность пластификационной вытяжки	5

Результаты и их обсуждение

Влияние отдельных технологических факторов на усадку волокон, полученных на основе прядильных растворов волокнообразующих терсополимеров АН, МА и АМПС в диметилформамиде, уже рассматривалось ранее [5]. Результаты [5] изучения влияния таких параметров процесса нитеобразования, как концентрация полимера в прядильном растворе и содержание растворителя в осадительной ванне, на усадочные свойства ПАН волокон на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] свидетельствуют о том, что путем увеличения содержания растворителя в осадительной ванне, снижения концентрации полимера в прядильном растворе, кратности пластификационного вытягивания и температуры сушки волокна до 25 °С можно увеличить показатель «усадка» волокон на основе рассматриваемого сополимера до 25%.

Без сомнения, на конечные свойства и структуру волокна оказывают влияние условия реализации всех этапов технологического процесса его получения. Вместе с тем, анализ значимости факторов по их влиянию на остаточную усадку волокна все же показывает, что весомый вклад в накопление остаточной напряженности структуры волокна вносят, прежде всего, условия проведения его вытягивания и сушки. При этом следует иметь в виду, что процесс вытягивания гель-волокна в пластификационной ванне по классической схеме осуществляется при температурах выше температуры начала интенсивного сегментального движения. В таких условиях, наряду с ориентационными процессами, не исключена вероятность частичной релаксации возникающих при вытягивании напряжений. Поэтому варьированием режимов вытягивания можно существенно изменять баланс между накоплением и релаксацией напряжений в структуре волокна.

К сожалению, в настоящее время не существует единого мнения о надмолекулярной струк-

туре ПАН и сополимеров на его основе. Одни исследователи [6] считают, что в ПАН не образуется истинная кристаллическая фаза, и возникающая упорядоченная надмолекулярная структура является лишь паракристаллической. Другие авторы [7] приводят экспериментальные данные, свидетельствующие о наличии в ПАН дальнего координационного порядка.

По мнению [8], еще одной особенностью ПАН является наличие двух температур стеклования T_{c1} и T_{c2} . Первая, у гомополиакрилонитрила, наблюдается вблизи 100 °С и вторая — около 150 °С. К сожалению, четко определить T_c ПАН по данным термического анализа не удается. В открытой печати данные о температурах агрегатных и фазовых переходов рассматриваемого в представленной данной работе терсополимера АН не представлены. Исходя из теоретических предпосылок, наличие звеньев сомономеров в первичной структуре промышленного поли[АН-со-МА-со-АМПС] должно снижать температуру его стеклования, по сравнению с гомополиакрилонитрилом. Важно и то, что пластификационное вытягивание ПАН волокна проводится в гель-состоянии, но методы определения температуры стеклования для полимерной структуры в гель-состоянии в научно-технической литературе не рассматривались. Это не позволяет априори оптимизировать условия вытягивания и сушки волокна на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] и требует экспериментального уточнения технологических режимов физической модификации конкретных ассортиментов ПАН волокон.

На основе имеющихся общетеоретических представлений можно предположить, что с увеличением температуры проведения вытяжки растет кратность вытягивания волокна и, соответственно, до определенных пределов растет анизотропия его свойств. Это должно обеспечивать соответствующий рост прочностных характеристик волокна. Экспериментальное изучение влияния температуры на максимально возможную кратность пластификационной вытяжки и усадку волокна на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] (рис. 1) соответствует общетеоретическим представлениям. Так, увеличение температуры пластификационного вытягивания приводит к росту кратности максимально достижимой пластификационной вытяжки такого ПАН волокна (рис. 1). Это можно объяснить интенсификацией энергии теплового сегментального движения и увеличением вероятности преодоления участками макромолекулярных цепей активационного барьера перемещения сегментов с ростом температуры.

Так же из данных, представленных на рис. 1, следует, что с увеличением температуры пластификационного вытягивания усадка готового волокна растет лишь до определенного предела, и после прохождения максимума наблюдается тенденция к ее снижению. По всей видимости, это связано с тем, что при температуре свыше 80 °С процессы релаксации напряжений в результате теплового переме-

щения сегментов начинают активно конкурировать с процессами ориентации структуры волокна под влиянием его вытягивания. Превалирование скорости релаксационных процессов приводит к снижению напряженности полимерной матрицы и, соответственно, остаточной усадки готового волокна.

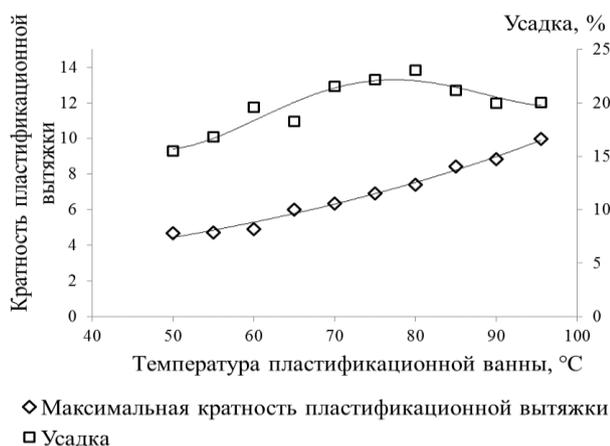


Рисунок 1 — Влияние температуры при пластификационном вытягивании на его максимально возможную кратность и остаточную усадку готового волокна

Таким образом, исходя из представленных на рис. 1 данных, нельзя полностью согласиться с мнением авторов [3] о том, что увеличение кратности пластификационного вытягивания с повышением температуры однозначно приводит к увеличению усадки готового волокна.

Обобщение результатов экспериментов, представленных на рис. 1, позволяет также по косвенным признакам предположить, что область расстекловывания T_{c1} промышленного поли[АН-со-МА-со-АМПС] близка к температурному диапазону 80–85 °C. Так как для расстеклованного полимера характерно активное самопроизвольное тепловое движение сегментов макромолекул, то неравновесность структуры поли[АН-со-МА-со-АМПС], создаваемая в результате ориентации при температурах выше 80–85 °C, активно снижается дезориентационными процессами в результате теплового сегментального движения, способствующего достижению термодинамически равновесного состояния, что проявляется в снижении способности к остаточной усадке готового ПАН волокна.

В существующих производственных процессах пластификационное вытягивание ПАН волокна в гель-состоянии проводят при температурах от 91–92 °C и выше (например, в среде острого пара). Это существенно выше температуры расстекловывания волокнообразующих терсополимеров [9] и обеспечивает активную тепловую сегментальную подвижность макромолекул. В этих условиях не стоит ожидать пропорционального роста показателя «остаточная усадка» готового волокна с увеличением кратности пластификационного вытягивания. Это подтверждается результатами (рис. 2) исследования процесса пластифи-

кационного вытягивания волокна на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] при температуре 91–92 °C, как принято в производственном процессе получения ПАН волокна.

Из данных, представленных на рис. 2, следует, что увеличение кратности пластификационного вытягивания при температуре 91–92 °C не только не увеличивает, а, наоборот, снижает усадку волокна. Одной из возможных причин этого может быть то, что при температуре выше T_{c1} для поли[АН-со-МА-со-АМПС] по мере увеличения кратности вытягивания разворачиваются молекулярные клубки, макромолекулярные цепи ориентируются вдоль оси волокна и в следствие достаточной тепловой сегментальной подвижности протекает взаимная укладка продольно-ориентированных макромолекулярных цепей с повышением коэффициента упаковки макромолекул. Это приводит к росту энергии межмолекулярных взаимодействий, значение которой возрастает по мере удаления влаги из полимерной основы волокна в процессе сушки. Впоследствии возникшие сильные межмолекулярные взаимодействия препятствуют полной релаксации формы и накопившихся в процессе вытягивания напряжений.

Условия проведения сушки волокна, формуемого по мокрому способу, также отражаются на его остаточной усадке. Сушка текстильных волокон в промышленной практике осуществляется при повышенных температурах и в условиях, обеспечивающих усаживание волокна. Поэтому при сушке волокна, помимо возрастания плотности упаковки макромолекул, активно протекает релаксация деформаций и напряжений, снижающая напряженность структуры готового волокна, столь необходимой для обеспечения его повышенной остаточной усадки. Из этих соображений, снижение температуры сушки ниже температуры расстекловывания полимерной основы и натяжение волокна при сушке должны способствовать максимально возможному сохранению имеющихся в волокне остаточных напряжений, а, следовательно, к повышению остаточной усадки готового сухого волокна.

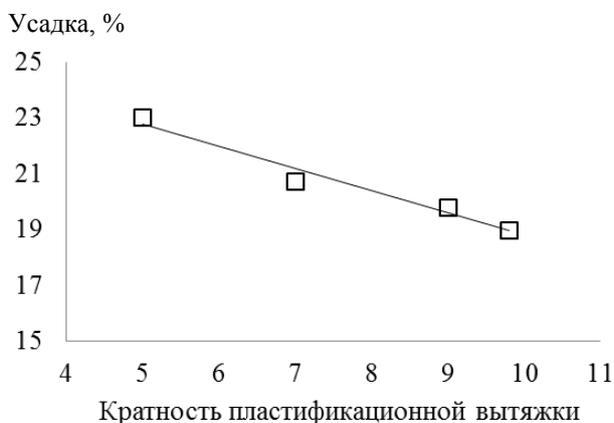


Рисунок 2 — Влияние кратности пластификационного вытягивания при температуре 91–92 °C на усадку волокна, высушенного под натяжением при 20 °C

Для анализа влияния варьирования температуры и натяжения волокна при сушке с целью регулирования остаточной усадки волокон, получаемых по водно-диметилформамидному методу на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС], модельные образцы волокон формовали в соответствии с технологическим режимом, представленным в таблице 1. Далее образцы волокон промывали от остаточного растворителя и сушили при различных температурах, как под натяжением, так и в свободном состоянии.

Полученные при этом экспериментальные данные (рис. 3) показывают, что с увеличением температуры сушки остаточная усадка волокна, высушенного в свободном состоянии, ступенчато снижается. Обращает на себя внимание то, что на кривой «температура сушки – усадка» между температурами сушки 80 и 120 °С наблюдается плато. По всей видимости, область существования этого плато лежит между температурами стеклования T_{c1} и T_{c2} . Эти косвенные признаки указывают на то, что «второе» активное расстекловывание структуры ПАН волокна на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС], вероятно, начинается при температуре около 120 °С. Выше этой температуры возможно активное формирование паракристаллической фазы, что дополнительно ограничивает сегментальную подвижность макромолекул. Поэтому усадку пластификационно вытянутых волокон после сушки обеспечивает релаксация остаточных напряжений, сопровождающаяся конформационной перестройкой молекулярных клубков за счет теплового движения сегментов макромолекул, не участвующих в образовании паракристаллической фазы.

Другим важным практическим выводом из данных, представленных на рис. 3, является то, что при сушке волокна на основе поли[АН-со-МА-со-АМПС] без натяжения (в свободном состоянии) волокно с максимально возможной усадкой может быть получено только, если температура сушки будет ниже T_{c1} , т.е. ниже «первой» температурной области расстекловывания промышленного поли[АН-со-МА-со-АМПС]. При более высоких температурах начинается активная терморелаксация деформации и напряжений в волокне.

Апробация режимов низкотемпературной сушки в условиях производственного процесса вскрыла ряд недостатков ее использования.

Во-первых, существенно экстенсифицируется весь технологический процесс, что делает его экономически неэффективным.

Во-вторых, низкотемпературная сушка ПАН волокна приводит к образованию «непрозрачного», «матового», «белесого» волокна. Причиной этого, как показывают результаты микроскопических исследований образцов волокон, является наличие в них большого числа «несхлопнувшихся» пор (рис. 4), образующихся на стадии коагуляции прядильного раствора в осадительной ванне. Эти поры локализованы, прежде всего, у поверхности волокна

и на срезе волокна выглядят как темные пятна. Они активно рассеивают свет и приводят к неоднородности показателей внешнего вида окрашенных и неокрашенных волокон, что позволяет объяснить причины периодического возникновения данного вида брака на жгутовом волокне.

Повышение температуры сушки волокон выше температуры стеклования поли[АН-со-МА-со-АМПС] позволяет получить оптически прозрачные («блестящие») волокна. Это объясняется схлопыванием пор до размеров, меньших длинны волны видимого света. Дифракция электромагнитных волн видимого диапазона дает возможность оставаться порам визуально неразличимыми.

Сушка волокна под натяжением, в отличие от принятой в производственном процессе сушки с усадкой, способствует более активному схлопыванию пор (рис. 4).

Вместе с тем, натяжение волокна при сушке замедляет удаление из него влаги, что отмечено в условиях производственной апробации и подтверждено в лабораторном эксперименте. Это особенно заметно на более низких температурах сушки (рис. 5). Так, разница в продолжительности сушки под натяжением и без натяжения идентичных образцов при температуре сушки 60 °С составляет 12 минут, а при температуре сушки 160 – всего 2,5 минуты. Возможно, это связано со схлопыванием устьев пор под воздействием растягивающих усилий. Кроме того, не исключено, что при сушке жгута в свободном состоянии под влиянием механо-химического сокращения объема полимерной структуры жидкая фаза «выдавливается» из полимерной сетки. Это явление можно отнести к синерезису гель-структур в поле механических сил.

Натяжение волокна при сушке существенно ограничивает релаксацию напряжений в его полимерной структуре. Так, проведение процесса сушки волокон под натяжением в температурном диапазоне от 60 до 160 °С позволяет получить волокна со средним показателем усадки около 15–16%, независимо от температуры сушки (рис. 3).

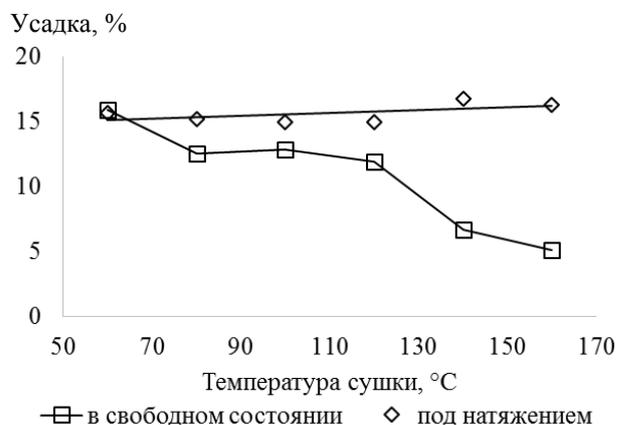
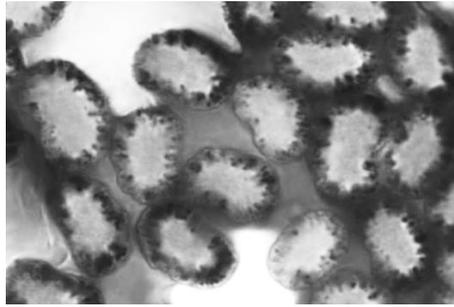


Рисунок 3 — Влияние температуры сушки промытого гель-волокна на остаточную усадку сухого волокна

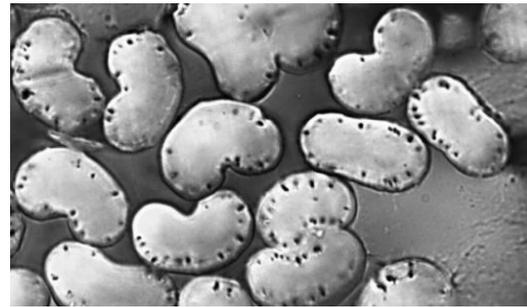
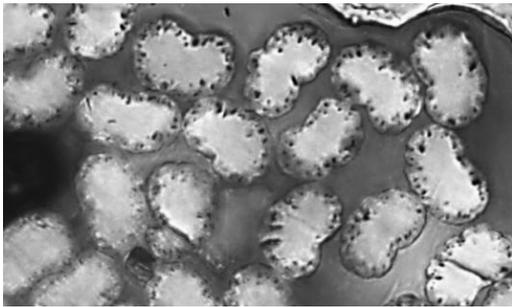
Сушка в свободном состоянии

Сушка под натяжением

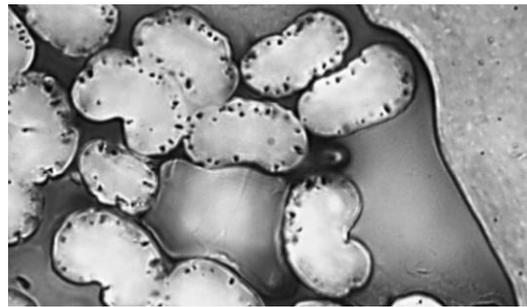
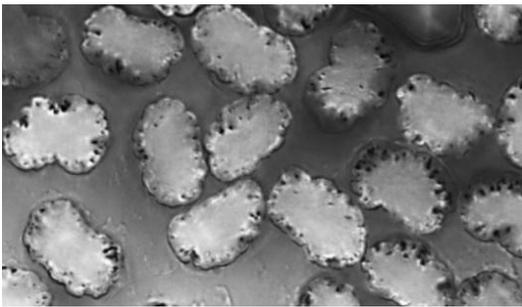
20 °С



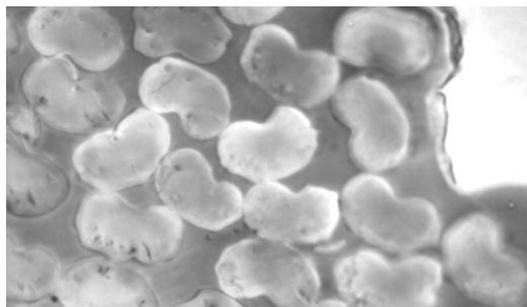
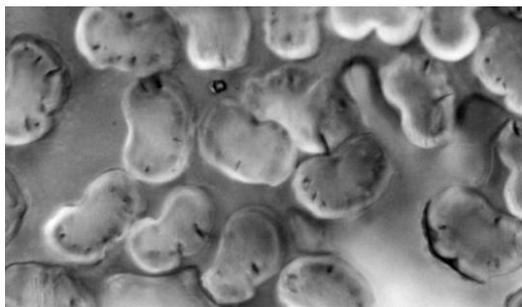
60 °С



80 °С



140 °С



160 °С

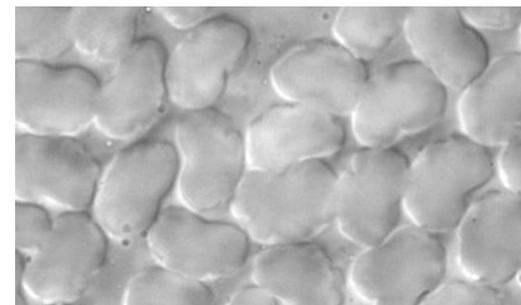
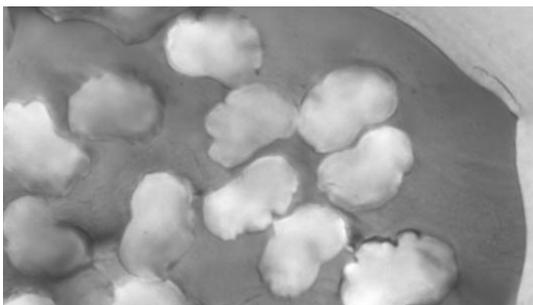


Рисунок 4 — Поперечные срезы волокон, полученных при различных температурах сушки

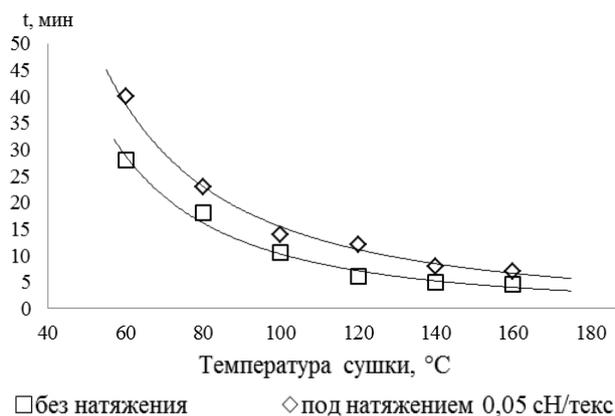


Рисунок 5 — Влияние температуры и натяжения на продолжительность сушки волокна до остаточного содержания влаги 4%

Выводы

Таким образом, в результате выполненных исследований:

1. Рассмотрены некоторые аспекты и особенности регулирования величины усадки готового волокна. Изучено влияние температуры и кратности пластификационного вытягивания, температуры и натяжения при сушке на усадку и структуру волокна, получаемого по диметилформамидному методу на основе отечественного поли[АН-со-МА-со-АМПС], при этом показано определяющее влияние температуры и натяжения на усадку;

2. На основе результатов изучения зависимости остаточной усадки ПАН волокон от температуры пластификационного вытягивания и сушки сделаны предположения о температурных диапазонах стеклования промышленного волокнообразующего поли[АН-со-МА-со-АМПС], что позволило:

– интерпретировать экспериментальные данные и результаты производственной апробации с позиций температурной зависимости сегментальной подвижности макромолекул;

– получить исходные данные для корректировки технологических параметров процесса при получении волокон с повышенной способностью к усадке на основе промышленно выпускаемого в Республике Беларусь поли[АН-со-МА-со-АМПС].

Обозначения

АМПС — 2-акриламид-2-метилпропансульфокислота; АН — акрилонитрил; ДМФ — диметилформамид; МА — метилакрилат; ПАН — полиакрилонитрил; T_{c1} и T_{c2} , °C — температуры стеклования; t , мин — продолжительность сушки до остаточного содержания влаги 4%, мин.

Литература

1. Романова Е.П., Городецкая Н.А., Папцова И.И., Клименко И.Б., Вольф Л.А., Фирсов Е.И., Емец Л.В. Изменение структуры полиакрилонитрильных волокон в процессе придания им ионообменных свойств // Хим. волокна. — 1981. — № 6. — С. 43–45.
2. Киргизбаева М.Ю., Геллер Б.Э. Влияние соотношения сополимеров акрилонитрила и метилакрилата на термомеханические свойства волокна // Хим. волокна. — 1981. — № 6. — С. 39–40.
3. Мухамеджанова М.Ю., Ширшова Н.Ю., Никонович Г.В., Юнусов М., Бурханова Н.Д., Хамракулов Г., Рашидова С.Ш. Структурные, физико-механические и сорбционные свойства волокон из тройных сополимеров акрилонитрила // Хим. волокна. — 2003. — № 3. — С. 19–22.
4. Маркова Ив., Шопов В., Димов Г., Димитрова М., Стамболиева В. Использование методов физической и химической модификации при получении высокоусадочных ПАН волокон // Препринты: IV международный симпозиум по химическим волокнам. — Калинин, 1986. — Т 5. — С. 67–71.
5. Городнякова И.С., Чвилов П.В., Сапронова В.В., Щербина Л.А. Исследование процесса получения полиакрилонитрильных волокнистых материалов с повышенной усадкой // Новейшие достижения в области инновационного развития в химической промышленности и производстве строительных материалов: материалы Международ. науч.-практ. конференции, Минск, 18–20 ноября 2015 г. / Белорус. гос. технол. ун-т, под ред. И.М. Жарского [и др.]. — Минск, 2015. — С. 453–455.
6. Peng Gong-qiu, Zhang Xing-hua, Wen Yue-fang, Yang Yong-gang, Liu Lang Effect of Coagulation Bath DMSO Concentration on the Structure and Properties of Polyacrylonitrile (PAN) Nascent Fibers during Wet-Spinning // Journal of Macromolecular Science, Part B: Physics. — 2008. — № 47. — P. 1130–1141.
7. Bai Yu-Jun, Wang Cheng-Guo, Lun Ning, Wang Yan-Xiang, Yub Mei-Jie, Zhu Bo HRTEM microstructures of PAN precursor fibers // Carbon. — 2006. — № 44. — P. 1773–1778.
8. О структуре акриловых волокон / Химические волокна. — 2002. — № 6. — С. 18–23.
9. Геллер Б.Э., Геллер А.А., Чиртулов В.Г. Практическое руководство по физикохимии волокнообразующих полимеров: учебное пособие для вузов. — М.: Химия, 1996. — 432 с.

I.S. Haradniakova, L.A. Shcherbina, K.Yu.Ustinou

About some aspects adjustment of «shrinkage» of the fiber on the basis of the copolymer acrylonitrile, methylacrylate and 2-acrylamide-2-methylpropane sulfonic acid

The influence of a number of technological factors on the ability to shrink fibers obtained from solutions of poly [acrylonitrile-co-methyl acrylate-co-2-acrylamide-2-methylpropane sulfonic acid] in dimethylformamide is considered. The possibility and technological conditions for obtaining such fibers with residual shrinkage up to 15% are shown.

Keywords: polyacrylonitrile, copolymer, molding, dimethylformamide, fiber, shrinkage

Поступила в редакцию 05.12.2017

© И.С. Городнякова, Л.А. Щербина, К.Ю. Устинов, 2017