

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Пермский национальный исследовательский политехнический университет»

На правах рукописи

Ершов Сергей Викторович

**ПРОСТРАНСТВЕННОЕ ТЕЧЕНИЕ РАСПЛАВОВ ПОЛИМЕ-
РОВ В КАНАЛЕ ЗОНЫ ДОЗИРОВАНИЯ ПЛАСТИЦИРУЮ-
ЩЕГО ЭКСТРУДЕРА И ФОРМУЮЩЕГО ИНСТРУМЕНТА**

01.02.05 – Механика жидкости, газа и плазмы

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
профессор Труфанова Н.М.

Пермь – 2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ И СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ	11
1.1. Реологические и теплофизические свойства полимерных композиций и способы экспериментального анализа.....	11
1.2. Математическое моделирование процессов течения расплава полимера.....	30
1.3. Выводы по главе и постановка задач исследования.....	38
2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРОВ	40
2.1. Экспериментальное исследование теплофизических параметров полимерных композиций.....	41
2.2. Экспериментальное исследование реологических свойств полимерных материалов.....	49
2.3. Экспериментальное исследование эксплуатационных характеристик полимерных композиций.....	61
2.4. Выводы по главе.....	64
3. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЗОНЕ ДОЗИРОВАНИЯ ЭКСТРУДЕРА И ФОРМУЮЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ	66
3.1. Математическое моделирование процессов тепломассопереноса расплава полимера в винтовом канале экструдера, с учетом выходного адаптера и формующей головки.....	66
3.1.1. Постановка задачи.....	66
3.1.2. Метод решения и исследование сходимости	71
3.1.3. Проверка адекватности математических моделей.....	75

3.2. Выводы по главе.....	80
4. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ТЕЧЕНИЙ РАСПЛАВОВ ПОЛИМЕРОВ В ЗОНЕ ДОЗИРОВАНИЯ ЭКСТРУДЕРА И ФОРМУЮЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ	81
4.1. Численный анализ процессов тепломассопереноса в зоне дозирования экструдера для различных пространственных математических моделей.....	81
4.2. Влияние геометрии канала на процессы течения в зоне дозирования	86
4.3. Сравнение реологических моделей при решении задачи течения в зоне дозирования экструдера.....	89
4.4. Оценка влияния теплофизических свойств полимерных композиций на процессы темпломассопереноса в зоне дозирования экструдера	91
4.5. Численное исследование процессов течения расплава полимера в канале зоны дозирования с адаптером.....	96
4.6. Численное исследование процессов течения расплава полимера в канале зоны дозирования с адаптером и формующим инструментом.	100
4.7. Выводы по главе.....	104
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	105
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	107
ПРИЛОЖЕНИЕ №1	119

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность и степень разработанности избранной темы исследования.

В настоящее время во многих отраслях промышленности широкое применение находят полимерные композиции на основе полиэтилена, с большим количеством различных пластификаторов и наполнителей, придающих готовому изделию необходимые механические и электрические свойства.

Для переработки подобных материалов используется метод экструзии, позволяющий производить готовые изделия достаточно большой длины непрерывно.

Производительность и качество готового продукта, получаемого методом экструзии, существенно зависит от геометрических характеристик экструдера и формующего инструмента, свойств материалов и технологических параметров процесса и, как следствие, от поведения материала при течении и теплообмене в винтовом канале экструдера, адаптере и профильной головки.

Поскольку экспериментальное исследование поведения расплава полимера в каналах экструзионного оборудования затруднительно, а в ряде случаев практически невозможно, то используются методы математического моделирования, позволяющие минимизировать временные и материальные затраты.

Исследованиям процессов течения и теплообмена полимерных материалов в рабочих каналах экструзионного оборудования посвящено большое количество работ как зарубежных, так и отечественных авторов.

Несмотря на значительные достижения в области математического моделирования в этой области остаются неизученными ряд проблем, связанных с подходом к построению математических моделей процессов тепломассопереноса в каналах экструзионного оборудования. На сегодняшний день в открытой литературе представлено достаточно большое количество математических моделей течения расплава полимера в каналах экструдеров, полученных на основе допущения связанного с разверткой винтового канала на

плоскость. При этом не произведена оценка влияния данного упрощающего предположения на результаты исследований, в том числе для экструдеров малого диаметра. Кроме этого, предлагаемые модели рассматривают процессы тепломассопереноса полимеров отдельно в винтовом канале экструдера и формующем инструменте. В то время как остается неизученным процесс тепломассопереноса в выходном адаптере, который является важной составляющей частью экструзионного оборудования, предназначенной для перестроения потока материала и соединяющей экструдер с формующим инструментом.

При изучении процессов течения и теплообмена расплавов модифицированных полимеров (с различными наполнителями) важно знать величину температуры разложения материалов, их теплофизические и реологические характеристики. Поскольку в современной научной литературе вопросам экспериментального исследования теплофизических и реологических свойств расплавов полимеров посвящено незначительное количество работ, то с учетом большого разнообразия полимерных композиций возникает необходимость такого исследования.

Таким образом, представляет научный и практический интерес решение задачи совместного течения полимера в винтовом канале зоны дозирования пластицирующего экструдера и канале формующего инструмента с адаптером с учетом реальных теплофизических и реологических свойств полимера.

Цель работы.

Разработка пространственных математических моделей процессов течения и теплообмена аномально вязких полимерных материалов в винтовых каналах экструдеров, адаптере и формующем инструменте для повышения эффективности работы экструзионного оборудования без превышения допустимого значения максимальной температуры (температуры разложения).

Задачи исследования.

Реализация поставленной цели требует решения следующих задач:

1. Провести натурные эксперименты по определению температуры разложения, реологических, теплофизических параметров и эксплуатационных характеристик полимерных композиций с использованием современного исследовательского оборудования, в том числе для вторичных материалов.

2. Разработать пространственную математическую модель процессов тепломассопереноса расплава полимера в винтовом канале зоны дозирования пластицирующего экструдера с учетом зазора над гребнем шнека.

3. Проверить адекватность предложенных математических моделей путем сравнения полученных результатов с экспериментальными данными и результатами других авторов.

4. На основе численных экспериментов оценить влияние упрощающих допущений на процессы течения и теплопереноса в зоне дозирования экструдера. Провести сравнительную оценку различных пространственных моделей течения. Оценить возможность использования математических моделей для описания процессов течения в экструдерах различного диаметра.

5. Разработать математические модели процессов течения и теплообмена в каналах зоны дозирования и выходного адаптера. Определить влияние геометрии адаптера на характер течения.

6. Построить пространственную модель течения расплава полимера в винтовом канале экструдера, адаптере и формующем инструменте.

7. Провести численное исследование процессов течения и теплообмена нелинейновязких полимеров в рабочих каналах экструзионного оборудования (зоне дозирования и формующем инструменте). Построить расходно-напорные характеристики.

Методология и методы диссертационного исследования.

При решении перечисленных задач использовалась теория тепломассопереноса, методы математического моделирования, численные методы, натурные и численные эксперименты.

Научная новизна:

1. Экспериментально определены температуры разложения, теплофизические и реологические свойства отечественных и зарубежных полимерных изоляционных композиций, как в твердом состоянии, так и в состоянии расплава.
2. Оценено влияние процесса переработки на реологические и теплофизические свойства и эксплуатационные характеристики полимеров.
3. Проведено численное исследование процессов течения исходных и вторичных полимерных композиций в канале зоны дозирования. Даны рекомендации по подбору рационального технологического режима.
4. Построена трехмерная пространственная модель винтового канала зоны дозирования с учетом зазора между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса.
5. Проведен анализ влияния допущений на процессы тепломассопереноса в канале зоны дозирования пластицирующего экструдера.
6. Показаны закономерности течения расплава полимера в каналах экструдеров различного диаметра.
7. Представлена пространственная неизотермическая модель течения полимера в каналах зоны дозирования, адаптере и формующем инструменте. Выявлены закономерности влияния формы выходного адаптера на процессы течения расплава полимера.
8. Впервые предложена пространственная математическая модель процессов течения аномально вязкой жидкости в канале экструдера с формующим инструментом. Построены напорно-расходные характеристики и определены рабочие точки.

Теоретическая и практическая значимость работы.

Предложена математическая модель по расчету процессов тепломассопереноса в канале зоны дозирования одношнекового экструдера и формующем инструменте, которая позволяет:

- численно получать картины течения полимера в рабочих каналах экструзионного оборудования;
- учитывать влияние формующего инструмента на процессы течения в канале экструдера;
- находить технические решения при разработке новых конструкций шнека экструдера и формующего инструмента, при этом существенно снижая затраты на натурные эксперименты;
- подбирать рациональные технологические режимы работы оборудования при переходе на новые полимерные материалы;
- снижать уровень локальных перегревов перерабатываемого полимера по средствам изменения технологических параметров работы экструдера;

Внедрение результатов работы.

По результатам работы, проведенной автором, на ООО «Камский кабель» приняты к использованию (см. Приложение №1):

- технологические режимы экструзии при производстве кабелей с пластмассовой изоляцией;
- методики и результаты экспериментальных исследований теплофизических и реологических характеристик изоляционных материалов на термogravиметрическом анализаторе Discovery TGA, дифференциальном сканирующем калориметре DSC Q2000, анализаторе теплопроводности FOX50, горизонтальном дилатометре DILL802 и ротационном реометре DHR-2;
- результаты исследования работы экструзионного оборудования с учетом влияния формующего инструмента;
- рекомендации по подбору геометрии формующего инструмента и рационального режима экструзии, исключающего возникновение локальных перегревов для исходных и вторичных полимерных материалов.

На защиту выносятся:

1. Пространственная математическая модель течения и теплообмена полимерных материалов в винтовом канале зоны дозирования одношнеково-

го экструдера с учетом зазора между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса.

2. Трехмерная математическая модель процессов тепломассопереноса расплава полимера в каналах зоны дозирования пластицирующего экструдера и выходном адаптере.

3. Пространственная модель течения расплава полимера в винтовом канале экструдера с адаптером и формующем инструментом.

4. Результаты численного анализа процессов течения и теплообмена для трех различных моделей течения в канале зоны дозирования экструдера (модели развернутого винтового канала на плоскость, модели винтового канала без учета зазора над гребнем шнека и модели винтового канала с учетом зазора).

5. Результаты численного исследования влияния различных геометрических параметров (экструдера, формующего инструмента), реологических и теплофизических свойств полимера и способов их описания на процессы течения и теплообмена в канале экструдера, адаптере и формующем инструменте.

6. Результаты экспериментальных исследований температуры разложения, теплофизических и реологических характеристик современных полимерных композиций, применяемых в кабельной промышленности, как исходных материалов, так и вторичных (после переработки).

Достоверность результатов подтверждается удовлетворительным согласованием с результатами экспериментальных исследований и численными решениями, полученными другими авторами.

Апробация работы.

Основные положения и результаты диссертационной работы были представлены на следующих конференциях: 6-й Международной научно-технической конференции «Электромеханические преобразователи энергии» (г. Томск, 2013 г.); 11th World Congress on Computational Mechanics (Barcelona, 2014); XIX Зимней школе по механике сплошных сред (г. Пермь,

2015 г.); XIX Международной конференции по вычислительной механике и современным прикладным программным системам «ВМСППС'2015» (г. Алушта, 2015 г.); Всероссийской научной конференции «Проблемы деформирования и разрушения материалов и конструкций» (г. Пермь, 2015 г.); 12th World Congress on Computational Mechanics (Soul, 2016); XX Зимней школе по механике сплошных сред (г. Пермь, 2017 г.); 12th Annual European Rheology Conference (Sorrento, 2018), а также на всероссийских научных конференциях «Автоматизированные системы управления и информационные технологии» (г. Пермь, 2014–2017 г.г.).

Результаты диссертации использованы при выполнении НИР в рамках гранта РФФИ 13-08-96034 p_урал_a.

Публикации.

Основные положения и результаты диссертации опубликованы в 9 печатных работах, из них 6 в изданиях, рекомендованных ВАК.

Личный вклад автора заключается в постановке задачи исследования, в выборе методов, в разработке математических моделей, в проведении экспериментальных и численных исследованиях, в получении и анализе результатов, составивших основное содержание диссертационной работы.

Структура и объем работы.

Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы, включающего 119 наименования. Общий объем работы 119 страниц, в том числе 55 рисунка, 24 таблицы и 1 приложение.

Работа выполнялась в Пермском национальном исследовательском политехническом университете на кафедре «Конструирование и технологии в электротехнике».

1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ И СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ

1.1. Реологические и теплофизические свойства полимерных композиций и способы экспериментального анализа

При моделировании процессов переработки полимеров существенное значение имеют физические условия, включающие в себя описание реологических и теплофизических свойств материалов.

Реологические свойства полимеров в механике сплошных сред описываются двумя фундаментальными характеристиками – вязкостью и упругостью, которые используются для оценки эксплуатационных характеристик полимерных материалов, их технологичности, а так же для определения соотношения между воздействием внешних сил и реакцией полимеров на них[1–3].

Для определения реологических свойств материалов используются вискозиметры. Существует ряд приборов с различным принципом действия. Самым простым в эксплуатации является капиллярный вискозиметр, его схема представлена на рисунке 1.1. Для получения достоверного результата при экспериментальном исследовании расплавов полимеров на приборах данного типа важным является максимальное снижение трения между поршнем и цилиндром. Так же особое внимание уделяют обеспечению однородности прогрева испытуемого материала. Эксперименты проводятся в двух режимах: постоянного давления, либо постоянного расхода. Данный метод определения вязкости имеет недостаток, связанный с действием на вытекающий экструдат сил поверхностного натяжения, сил тяжести и сил трения между поршнем и цилиндром. Как следствие, при малых расходах значения вязкости оказываются завышенными. Капиллярная вискозиметрия позволяет определить вязкость до значений скоростей сдвига, при которых начинается дробление расплава, т.е. появлением дефектов экструдата. При высоких скоростях сдвига дополнительные осложнения возникают из-за интенсивного диссипативного разогрева. [4]

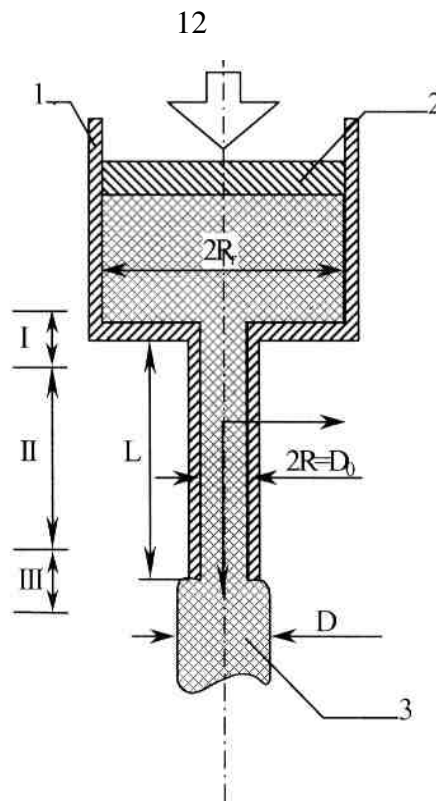


Рис.1.1. Схема капиллярного вискозиметра: 1 - резервуар; 2 - поршень; 3 - разбухший экстракт; I - область входа в капилляр; II - область установившегося течения; III - область выхода.

Ротационные вискозиметры, в отличие от капиллярных, являются более универсальными приборами для определения зависимости между напряжением сдвига и градиентом скорости. [4]

Вискозиметры с коаксиальными цилиндрами. Независимо от того, какой из цилиндров вращается – внутренний или наружный, - напряжения сдвига рассчитываются на поверхности внутреннего цилиндра. Схема ротационного вискозиметра с рабочей ячейкой, выполненной в виде двух коаксиальных цилиндров представлена на рисунке 1.2. [5]

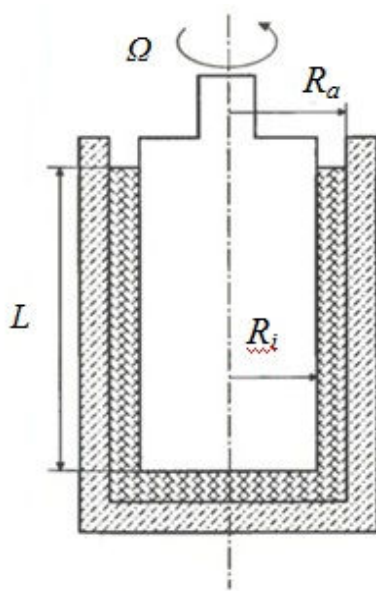


Рис. 1.2. Схема вискозиметра с коаксиальными цилиндрами.

Скорость сдвига на внутреннем цилиндре в вискозиметрах данного типа определяется по следующей формуле:

$$\dot{\gamma}_i = 2\Omega \frac{R_a^2}{R_a^2 - R_i^2} \quad (1.1)$$

где $\Omega = \frac{2\pi n}{60}$ – угловая скорость, n – частота вращения ротора; R_a – радиус внешнего цилиндра; R_i – радиус внутреннего цилиндра (ротора)

Если ввести отношение радиусов $\delta = \frac{R_a}{R_i}$, то получим:

$$\dot{\gamma}_i = \left(\frac{1 + \delta^2}{\delta^2 - 1} \right) \Omega = M \Omega \quad (1.2)$$

здесь $\dot{\gamma}_i$ – скорость сдвига на внутреннем цилиндре, с^{-1} ; M – фактор скорости сдвига, или геометрический фактор, рад^{-1} (зависит от радиусов стакана и ротора)

Напряжение сдвига для этой измерительной системы будет выглядеть следующим образом:

$$\tau_i = -\frac{M_d}{2\pi L R_i^2 C_1} = \left(\frac{1}{2\pi L R_i^2 C_1} \right) M_d \quad (1.3)$$

$$\tau_i = A M_d, \quad \tau_a = \frac{M_d}{2\pi L R_a^2 C_1}, \quad \tau_r = \frac{M_d}{2\pi L r^2 C_1} \quad (1.4)$$

где τ_i – напряжение сдвига на радиусе R_i , Па; τ_a – напряжение сдвига на радиусе R_a , Па; τ_r – напряжение сдвига на радиусе r , Па; M_d – момент вращения, подлежащий измерению, Н*м; L – высота ротора, м; A – коэффициент формы, м⁻³ (является константой для данной измерительной системы и определяется геометрией ротора); C_l – коэффициент коррекции вращающего момента, учитывающий влияние поверхности дна ротора.[6]

Вязкость:

$$\eta = \frac{M_d A}{\Omega M} [\text{Па} \cdot \text{с}] \quad (1.5)$$

Во всех приведенных выше случаях величина напряжений сдвига рассчитывается только по площади цилиндрической поверхности внутреннего цилиндра. Большей частью для учета напряжений сдвига, возникающих на торцевых поверхностях ротора, прибор калибруется на стандартных ньютоновских жидкостях и полученные результаты используются для вычисления поправок, которыми пользуются при определении «эквивалентной» длины ротора, несколько превышающей ее фактическую длину. Применение эквивалентной длины, рассчитанной по результатам опытов с ньютоновскими жидкостями, для обработки экспериментальных данных, полученных при исследовании неньютоновских жидкостей, строго говоря, нельзя считать вполне обоснованными. Однако этот метод дает очень хорошие результаты, хотя величина эквивалентной длины у жидкостей с индексом течения 0,20 превышает фактическую длину ротора почти на 20%. В современных ротационном вискозиметре для исключения торцевого эффекта нижний конец ротора и дно корпуса имеют коническую форму. В приборах такого типа концевые эффекты полностью отсутствуют, и в том случае, если зазор достаточно мал, получаются достаточно хорошие результаты. [5]

Ротационные вискозиметры типа конус – плоскость. Основное преимущество данного типа геометрии является постоянство градиента скорости в зазоре. Постоянство величины градиента скорости обеспечивается тем, что толщина слоя деформируемой жидкости увеличивается по мере удаления от

центра диска. Это увеличение пропорционально относительной скорости диска и конуса. Благодаря очень малой величине угла между конусом и диском достигается очень высокая однородность температурного поля, и вторичное течение, возникающее вследствие разности в величине центробежных сил у поверхности конуса и диска, сводится к минимуму.

Для предотвращения слишком сильного износа вершины конуса и центра пластины при измерениях, обычно применяют усеченный конус: вершину конуса сошлифовывают (стачивают) до радиуса усечения R_T (см. рис 1.3.). Из этого следует, что осевая высота конуса уменьшается на величину a . [5]

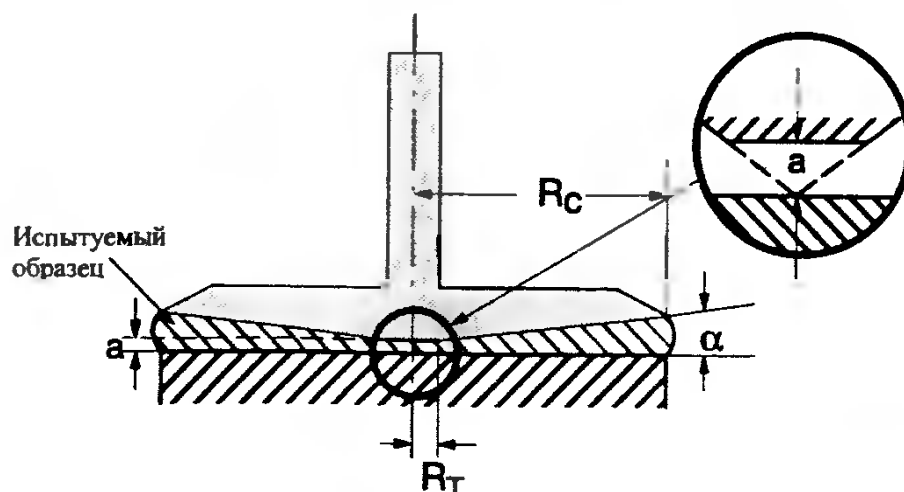


Рис. 1.3. Измерительная система конус–плоскость с усеченным конусом.

Скорость сдвига в системе конус-плоскость определяется по уравнению:

$$\dot{\gamma}_c = \frac{1}{\operatorname{tg} \alpha} \Omega = M \Omega, \quad (1.6)$$

Где $M = \frac{1}{\operatorname{tg} \alpha} \approx \frac{1}{\alpha}$ – фактор скорости сдвига (постоянная величина для данной измерительной системы); $\Omega = \frac{2\pi n}{60}$ – угловая скорость, рад/с; n – частота вращения ротора, мин⁻¹; α – угол конуса, рад.

Напряжение сдвига определяется по уравнению:

$$\tau_c = \frac{3}{2\pi R_c^3} M_d = A M_d \quad (1.7)$$

где τ_c – напряжение сдвига на конусе, Па; R_c – внешний радиус конуса, м; M_d – измеряемый момент вращения, Н·м; A – коэффициент напряжения сдвига (постоянная величина для данной системы). [6]

Вязкость определяется следующим образом:

$$\eta = \frac{M_d}{\Omega} \frac{A}{M} \text{ [Па} \cdot \text{с]} \quad (1.8)$$

Измерительная система плоскость-плоскость характеризуется радиусом R и расстоянием h между плоскостями (см. рис. 1.4.).

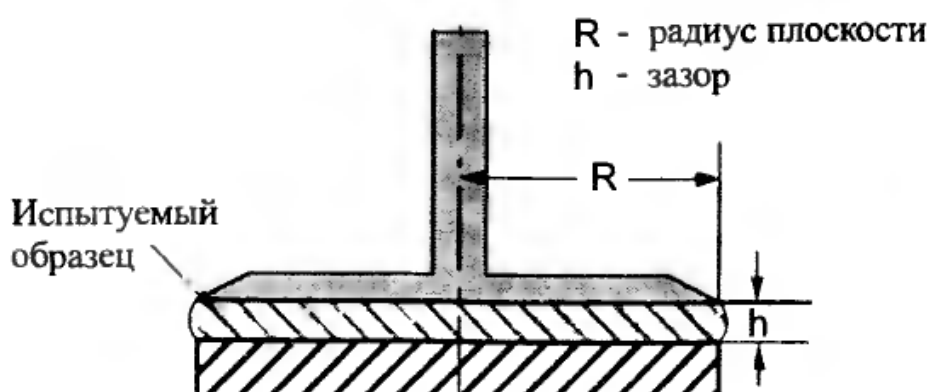


Рис.1.4. Измерительная система плоскость-плоскость

Скорость сдвига для системы плоскость-плоскость определяется по формуле

$$\dot{\gamma} = M \omega, \quad (1.9)$$

где $M = \frac{R}{h}$ – геометрический коэффициент; $\omega = \frac{2\pi n}{60}$ – угловая частота, рад/с;

n – частота вращения ротора, мин-1.

В этой измерительной системе $\dot{\gamma}$ зависит от текущего радиуса r плоскостей. Скорость сдвига рассчитывается исходя из внешнего радиуса R . [6]

Напряжение сдвига τ : на внешнем крае плоскости пропорционально крутящему моменту M_d и геометрическому коэффициенту A :

$$\tau = M_d A, \quad (1.10)$$

где $A = \frac{2}{\pi R^3}$

Экспериментальные исследования полимерных материалов определяют наличие одновременно вязких и упругих свойств. Проявление этих свойств во многом зависит от условий течения и температуры материала. Влияние упругих эффектов значительно сказывается при выходе экструдера на стационарный режим, при течении полимера в каналах малой длины, а так же в условиях резко изменяющейся геометрии канала. [2–4] Поскольку в реальном экструдере геометрия канала, по которому перемещается материал, изменяется плавно, то можно сделать вывод о том, что влияние упругих свойств незначительно. Таким образом, при рассмотрении процессов тепло-массопереноса, можно ограничиться учетом только вязких свойств перерабатываемого материала [7–9].

Для описания поведения чисто вязкой жидкости используется уравнение состояния, общая форма которого имеет следующий вид:

$$\tau_{i,j} = \mu \dot{\gamma}_{i,j}, \quad (1.11)$$

где $\tau_{i,j}$ – компоненты девиатора тензора напряжений; $\dot{\gamma}_{i,j}$ – компоненты тензора скоростей деформации; μ – вязкость.

Жидкости, делятся на несколько видов, по реакции на приложенную силу. К ньютоновским относят жидкости, у которых вязкость не зависит от скорости сдвига. Большинство расплавов и растворов полимеров относятся к псевдопластическим жидкостям, у них с увеличением скорости сдвига наблюдается падение вязкости. Существует так же еще одна разновидность жидкостей, у которых вязкость возрастает с увеличением скорости сдвига, такие жидкости называются дилатантными, к ним относятся некоторые растворы полимеров. [2, 6, 7]

В случае псевдопластической жидкости реологическое уравнение состояния примет следующий вид:

$$\tau_{i,j} = \mu_{\varnothing} \dot{\gamma}_{i,j}, \quad (1.12)$$

где $\mu_{\text{э}}$ – эффективная вязкость.

Если рассматривать вязкость как скалярную функцию тензора скоростей деформаций, то можно утверждать, что она зависит только от скалярных инвариантов. В таком случае первый инвариант для несжимаемой жидкости будет равен нулю, а второй и третий инварианты при сложных сдвиговых течениях будут отличны от нуля. Однако исследователи в своих работах приводят экспериментальные подтверждения о правомерности использования только второго инварианта для описания свойств псевдопластических жидкостей.

В настоящее время существует достаточно большое количество эмпирических законов, позволяющих достаточно точно описывать зависимости вязкости от скорости сдвига и напряжения. [2, 5, 8, 9] Наиболее часто в литературе встречается степенной закон, или уравнение Оствальда–ДеВале [3, 5, 6, 8]:

$$\mu_{\text{э}} = \mu_0 \left(\frac{I_2}{2} \right)^{\frac{n-1}{2}}, \quad (1.13)$$

где I_2 – второй инвариант тензора скоростей деформации; μ_0 – начальная вязкость; n – показатель аномалии вязкости.

Основным преимуществом данного эмпирического соотношения является его простота в использовании. Она дает достаточно хорошие результаты при расчетах невискозиметрических течений жидкости, а также при исследовании не полностью установившихся потоков.[4] Однако у этого закона есть существенный недостаток – это невозможность использования его в области малых скоростей сдвига, так как современные полимерные материалы в данном случае проявляют ньютоновский характер течения.

В модели Эллиса вязкость зависит от величины напряжений сдвига:

$$\frac{\eta_0}{\eta(\tau)} = 1 + \left(\frac{\tau}{\tau_{1/2}} \right)^{\alpha-1} \quad (1.14)$$

где η_0 – вязкость при нулевой скорости сдвига (предел η при $\dot{\gamma} \rightarrow 0$); $\tau_{1/2}$ – значение напряжения сдвига при $\eta = \eta_0 / 2$; $\alpha - 1$ – угловой коэффициент зависимости $\lg(\eta_0 / \eta - 1)$ от $\lg(\tau / \tau_{1/2})$

Определяющее уравнение для этого закона имеет вид:

$$\tau = \eta(\tau) \dot{\gamma} \quad (1.15)$$

где $\eta(\tau)$ определяется из (1.15); $\tau = \sqrt{\frac{1}{2} II_\tau}$ – модуль тензора напряжений τ ; в случае простого сдвигового течения приобретает форму просто напряжение сдвига ($\tau = |\tau_{21}|$).

Это уравнение, в отличие от закона Оствальда–ДеВале, менее удобно в употреблении, однако является более совершенным, так как позволяет описывать ньютоновскую зависимость вязкости от скорости сдвига в области очень низких скоростей. [4]

Модель Керри, так же как и уравнение Эллиса, позволяет описывать течение жидкости при малых значениях скоростей сдвига [4]:

$$\mu_\Sigma = \left[1 + \lambda_k^2 \left(\frac{I_2}{2} \right) \right]^{\frac{n-1}{2}} (\mu_0 - \mu_\infty) + \mu_\infty, \quad (1.16)$$

где μ_0 – вязкость при нулевой скорости сдвига; μ_∞ – вязкость при бесконечной скорости сдвига; λ_k – константа.

При аппроксимации экспериментальных данных, используемых для выбора реологического уравнения, следует учитывать два обстоятельства:

- при представлении экспериментальных данных в логарифмических координатах существует довольно протяженная область, в которой зависимость напряжения от скорости сдвига линейная;
- существует область низких скоростей сдвига, в которой эффективная вязкость остается постоянной (область наибольшей ньютоновской вязкости).

На сегодняшний день широкое распространение получили еще две модели: модель Керри и Яшида и модель Кросса. Первая, является дополнением, сделанным Яшида в 1981 году. Эта модель является более полной и позволяет точнее описывать течение полимера во всем диапазоне скоростей сдвига, чем раннее предложенная модель Керри. Вторая модель, так же хорошо описывает зависимости вязкости от скорости сдвига.

согласно Керри и Яшида

$$\eta = \eta_0 [1 + (\lambda \dot{\gamma})^m]^{n-1/m} \quad (1.17)$$

и согласно Кроссу

$$\eta = \frac{\eta_0}{1 + (\eta_0 \dot{\gamma} / \sigma^*)^{1-n}} \quad (1.18)$$

где η_0 – наибольшая ньютоновская вязкость; λ – характеристическая константа с размерностью времени; σ^* – характеристическое напряжение сдвига; m и n – эмпирические постоянные. [5]

Математические особенности этих моделей заключаются в том, что зависимость вязкости ($\eta(\dot{\gamma})$) имеет предел в области низких скоростей сдвига, равный η_0 , в то время как в области высоких скоростей сдвига данные модели принимают вид степенных функций:

$$\eta = \eta_0 (\lambda \dot{\gamma})^{n-1} \quad (1.19)$$

и

$$\eta = \eta_0 (\eta_0 \dot{\gamma} / \sigma^*)^{n-1} \quad (1.20)$$

Таким образом, записанные выше уравнения можно обобщить для случая систем, где представляется возможным измерение верхней (наименьшей) ньютоновской вязкости η_∞ ($\eta_\infty \ll \eta_0$). Обобщенное уравнение для кривой течения принимает вид [5]:

$$\frac{\eta - \eta_\infty}{\eta_0 - \eta_\infty} = [1 + (\lambda \dot{\gamma})^m]^{n-1/m}$$

Кроме скорости сдвига, вязкость зависит и от температуры. Влияние температуры на вязкость может быть различным, это зависит от природы по-

лимера, у одних она проявляется значительно (ПВХ), чем у других (ПЭ). Для описания этой зависимости существует несколько моделей. Одним из них является уравнение Аррениуса, позволяющее достаточно точно описать зависимость вязкости от температуры. Однако диапазон температур у данного закона ограничен.[10, 11]:

$$\mu_0 = A \exp\left(\frac{E}{RT}\right), \quad (1.21)$$

где A – коэффициент, зависящий от происхождения материала, Па·с; E – энергия активации процесса течения; R – универсальная газовая постоянная; T – температура.

В своей работе Виноградова Г.В. и Малкина А.Я. усовершенствовали закон Аррениуса, что позволило более точно описать температурную зависимость, однако диапазон температур остался ограниченным. [1]:

$$\mu_0 = A^1 T^{3/2} \exp\left(\frac{E}{RT}\right). \quad (1.22)$$

Недостатком уравнений (1.21) и (1.22) является затруднительное определение констант A и A^1 .

Более эффективным и часто используемым уравнением для описания зависимости вязкости от температуры является уравнение Рейнольдса [1, 2, 7, 9]:

$$\mu_0 = \mu_{0|T_0} \exp(-\beta(T - T_0)), \quad (1.23)$$

где $\mu_{0|T_0}$, β , T_0 – реологические и температурные константы.

Согласно теоретическим и экспериментальным исследованиям различных расплавов и растворов полимеров, описанным в работах ряда авторов [7, 11, 12] можно утверждать о существовании температурно-инвариантной обобщенной реологической характеристики. Следовательно, возможно ис-

пользование свойства логарифмической аддитивности для описания зависимости эффективной вязкости от температуры:

$$\mu_{\text{э}}(I_2, T) = F_1(I_2) F_2(T). \quad (1.24)$$

Использование (1.23) позволяет существенно упростить решение ряда неизотермических задач течения, так как влияние каждого фактора на эффективную вязкость полимера учитывается в уравнении независимо друг от друга.

При использовании данного подхода уравнения (1.13), (1.23) с учетом (1.24) переписутся в виде [4, 7]:

$$\mu_{\text{э}} = \mu_0 \exp(-\beta(T - T_0)) \left(\frac{I_2}{2} \right)^{\frac{n-1}{2}}, \quad (1.25)$$

где μ_0 – коэффициент консистенции при $T = T_0$.

Аналогичным образом можно переписать уравнения (1.16) и (1.23):

$$\mu_{\text{э}} = \left\{ \left[1 + \lambda_k^2 \left(\frac{I_2}{2} \right) \right]^{\frac{n-1}{2}} (\mu_0 - \mu_{\infty}) + \mu_{\infty} \right\} \exp(-\beta(T - T_0)), \quad (1.26)$$

где μ_0 , μ_{∞} и λ_k – значения соответствующих параметров при $T = T_0$.

На рисунке 1.5 представлены графики зависимости эффективной вязкости полимерной композиции на основе полиэтилена низкой плотности от скорости сдвига, построенные для разных значений температуры [13].

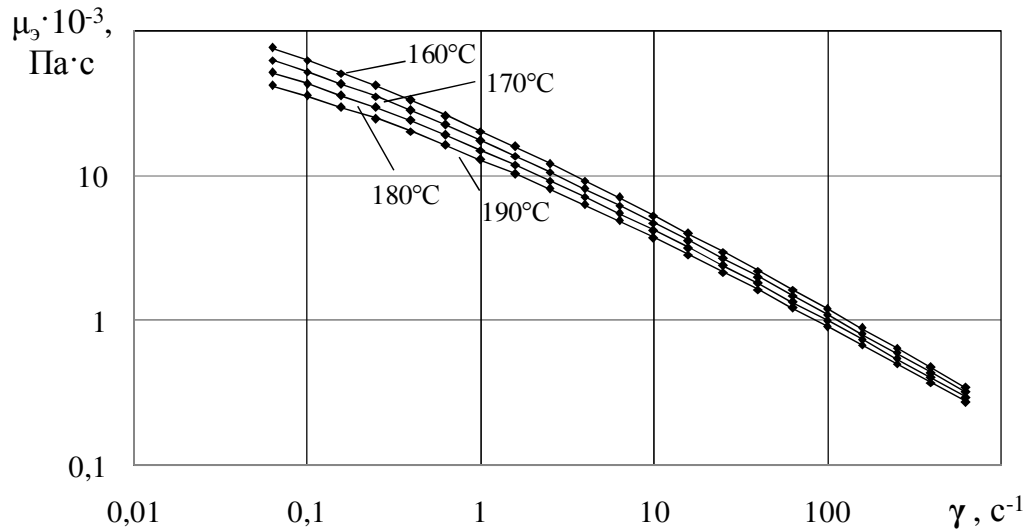


Рис. 1.5. Зависимость эффективной вязкости от скорости сдвига

Кроме реологических свойств полимерных материалов, особое значение, при моделировании процессов тепломассопереноса, имеют температурные зависимости теплофизических параметров. Определение этих свойств позволяет произвести более точные расчеты и получить более полную картину процессов, происходящих в винтовом канале экструдера. К основным параметрам относятся теплоемкость, плотность и теплопроводность перерабатываемого полимера.

Для экспериментального определения теплоемкости используются различные методы [14]. Один из таких способов называется адиабатической калориметрией. Данный способ сопряжен с некоторыми трудностями при измерении теплоемкости. Суть метода заключается в том, что образцу сообщают некоторое количество тепла и измеряют изменение температуры. Одной из сложностей является адиабатизация самой измерительной системы для достижения точного результата. Вторая сложность, возникающая при измерении, заключается в низкой теплопроводности полимера. Это приводит к колебаниям температуры из-за возникновения замедленных релаксационных процессов в исследуемом образце.

При проведении измерений, полимер нагревают ступенями от 1 до 20 °С, затем выдерживают при установившейся температуре для достижения

теплового равновесия. Недостатком данного способа является большая пауза после нагрева, во время которой в материале могут происходить необратимые процессы. Для того чтобы свести к минимуму влияние этих процессов на значение измеряемой величины, необходим непрерывный нагрев образца.

В дальнейшем учеными Журковым и Левиным [15] был разработан адиабатический калориметр, позволяющий измерять теплоемкость при непрерывном нагреве. Позже были разработаны калориметры со скоростью нагрева до $6^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ и массой образца 1 г., однако это привело к снижению точности получаемых данных до 5%.

Позже был предложен новый метод измерения коэффициента теплоемкости по средствам дифференциальной калориметрии. [16] Принцип данного метода заключается в измерении разности температуры исследуемого полимера и термически инертного образца сравнения. Данный метод позволяет проводить эксперимент при непрерывном изменении температуры и получать более точные значения исследуемой величины, в отличие от адиабатического. Массы образцов для исследования данным методом достигают 0,1 – 0,01 мг., а скорость нагрева $1\text{--}10^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ Однако этот метод малоприменим для количественной оценки теплоемкости, так как очень сильно зависит от размера, формы и массы образца.

Желание повысить точность получаемых результатов методом дифференциальной калориметрии привели к появлению такого метода как динамическая калориметрия. Данный метод подразделяется на две группы. К приборам первой относятся калориметры, основным отличием которых является регистрация тепловых потоков вне образца. Использование описанного выше метода позволило расширить диапазон скоростей нагрева до $30^{\circ}\text{C}/\text{мин.}$ К калориметрам второй группы относятся приборы с автоматической компенсацией разности температур между ячейкой с исследуемым образцом и сравнительной ячейкой, таким образом, чтобы температура в них была одинаковая. Дальнейшее усовершенствование данного типа калориметров привело к рас-

ширению температурного диапазона исследований (от -175 до +725 °С), скорости нагрева (от 0,62 до 80 °С/мин) и точности измерений до 1–2 %.

Для изучения процессов, сопровождающихся малыми тепловыми эффектами, применяются микрокалориметры. Данный вид калориметров обладает высокой точностью измерения температуры (до 10^{-6} °С) и теплового потока (до 10^{-7} Дж/с). Эта особенность позволяет изучать процессы, протекающие несколько часов или даже дней при тепловом эффекте около 1Дж.

Следующим параметром, необходимым при моделировании процессов тепломассопереноса, является плотность материала, которая вычисляется по формуле:

$$\rho = \frac{m}{V}$$

Для определения плотности исследуемого материала существует ряд методов. Наиболее простым является метод гидростатического взвешивания. Он заключается в измерении массы образца материала в воздушной среде, затем в жидкости с известной собственной плотностью. По результатам взвешивания определяется объем образца, в том случае, если он не имеет идеальной геометрической формы. Данный метод позволяет определять плотность твердого материала только в небольшом диапазоне изменения температуры. Для получения температурной зависимости плотности необходимо определение объема образца при нагреве или охлаждении. Поэтому наибольшее распространение получил второй метод, называемый дилатометрией. Данный метод заключается в регистрации изменения размеров образца под действием температуры. Существует два вида дилатометрии: линейная и объемная.

Линейная дилатометрия регистрирует линейное изменение размеров исследуемого образца и позволяет получить коэффициент линейного температурного расширения (КЛТР). Существует много различных конструкций дилатометров данного вида. Бартеневым был разработан ряд дилатометров

для исследования твердых цилиндрических образцов из полимерных материалов. [17,18] Измерение температурного расширения материала производится следующим образом: цилиндрический образец помещается в трубку и прижимается к ее дну толкателем, соединенным с индикатором перемещения, по показателям которого определяется изменение размеров образца. Данный вид исследований имеет не значительную погрешность порядка 2–5 %. Для того, чтобы не допустить больших градиентов температуры по образцу, в данных дилатометрах используются малые скорости нагрева.

Для исследования образцов полимерных материалов в виде пленок, Сидоровичем и Кувшинским [19] был разработан высокочувствительный дилатометр, позволяющий проводить исследования в диапазоне скоростей нагрева и охлаждения от 0,5 °С/ч до 2 °С/мин.

В случае необходимости исследования легко деформируемых материалов, используется объемная дилатометрия, так как линейная исключает данную возможность. Одним из наиболее простых объемных дилатометров является стеклянный. Он состоит из калибровочного капилляра и колбы, в которой располагается исследуемый материал. Вся измерительная система заполняется дилатометрической жидкостью под вакуумом. В качестве жидкости чаще всего используется ртуть. Общий объем дилатометра выбирают в соответствии с требуемой точностью измерения. Скорости нагрева и охлаждения в данных дилатометрах составляют менее 1 °С/мин. Беккедалем [20] и Коваксом [21] были хорошо описаны стеклянные дилатометры данного вида и методики работы с ними. Объемная дилатометрия так же нашла широкое применение при исследовании кинетики фазовых переходов в материалах, в частности кристаллизации.

Следующим теплофизическим параметром, необходимым для изучения процессов теплопереноса в винтовом канале экструдера является теплопроводность. Полимерные материалы в большинстве своем обладают низкой теплопроводностью. Существует две группы экспериментального определения этого параметра. К первой группе относятся методы исследований, основан-

ные на законах стационарного теплового потока, а ко второй – нестационарного. Теоретической основой для этих методов является уравнение теплопроводности, которое в общем случае выглядит следующим образом:

$$C_p \rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right), \quad (1.28)$$

где C_p – удельная теплоемкость; ρ – плотность; T – температура; t – время; λ – коэффициент теплопроводности.

В приборах стационарного типа распределение температуры в образце не зависит от времени. В случае образцов простой геометрической формы с одномерным температурным полем, решение уравнения (1.28) с учетом закона Фурье приводит к следующему уравнению [22]:

$$\lambda = \frac{Q}{T_1 - T_2} K_\phi, \quad (1.29)$$

где Q – количество тепла, проходящего в единицу времени от изотермической поверхности с температурой T_1 к изотермической поверхности с температурой T_2 ; K_ϕ – коэффициент формы образца.

Для известных геометрических размеров образца, теплопроводность определяется исходя из измеренного теплового потока Q и разности температур $T_1 - T_2$. Уравнение (1.29) предполагает независимость коэффициента теплопроводности от температуры, что заставляет ограничивать величины градиентов температуры в образце до нескольких градусов. Одной из основных проблем, с которой приходится сталкиваться исследователям при измерении, является необходимость создания равномерного теплового потока. Одним из основных недостатков данного стационарного метода является длительность установления теплового равновесия измерительной системы, что делает невозможным измерения коэффициента теплопроводности при высоких температурах, которые сопровождаются окислительными и дист-

ракционными процессами. Существуют абсолютные методы, описанные в работах [23-25], позволяющие определять коэффициент теплопроводности на основе измеренных величин. Также существуют и относительные методы [26,27], в которых используется эталонный образец с известной теплопроводностью. Экспериментальное исследование расплава полимеров требует специальной аппаратуры. Лоэ была разработана установка [24], позволяющая определять коэффициент теплопроводности полимеров до 240°C, с погрешностью до 6 %.

В случае нестационарных методов определения коэффициента теплопроводности, измерения основываются на изменении температурного поля во времени, которое имеет начальный, чисто нестационарный период, когда начальные условия имеют большое значение, и более упорядоченный, для которого они не существенны [28,29]. Граница этих двух режимов характеризуется критерием Фурье, для нестационарных $F_0 < 0,5$, а для регулярных $F_0 > 0,5$. В чисто нестационарных методах, изменение температурного поля во времени связано с геометрией исследуемого образца, его свойствами, с граничными и начальными условиями. Регулярные методы исследования основываются на измерении температурного поля в образце, помещенном в среду с постоянной температурой (регулярный режим первого рода) или в среду, температура которой изменяется с постоянной скоростью (квазистационарный режим) [28-30].

Основным преимуществом нестационарных методов является возможность скоростного определения теплофизических характеристик и меньшие размеры образца, в сравнении со стационарным методом. Наиболее распространенным нестационарным методом является импульсный метод с плоским источником постоянной тепловой мощности [31,32]. Расчеты в данном методе исследования проводятся исходя из определения перепада температуры между нагревателем и фиксированной точкой, а также изменения температуры нагревателя. В результате измерения могут быть рассчитаны температу-

ропроводность и тепловая активность $b = \sqrt{\lambda C_p \rho}$, а следовательно и теплопроводность.

Продолжительность такого измерения составляет порядка 5-7 минут, а точность определения теплопроводности – 2,5%.

В установках для определения теплопроводности, работа которых основана на методе регулярного режима первого рода, проводится исследование температурного распределения в образце, который находится в среде с постоянной температурой, отличной от температуры образца. Установки для определения теплопроводности, работающие данным образом, описаны в работах [33,34]. Для определения коэффициента теплопроводности методом регулярного режима необходимо провести дополнительные измерения коэффициента теплоотдачи. Точность этих измерений находится в диапазоне 4-8 %.

Квазистационарные методы, также имеют широкое распространение для определения коэффициента теплопроводности [32]. Они позволяют определять теплофизические характеристики в процессе нагрева с постоянной скоростью. Для определения коэффициента теплопроводности данным методом, необходимо кроме перепада температуры по толщине образца, определить тепловой поток, который пронизывает материал. Это производится посредством измерения скорости нагрева эталонного образца с заранее известной теплоемкостью [35,36]. Приборы, принцип работы которых основан на квазистационарном методе, способны проводить измерения в диапазоне температур (27 – 377) °С, а точность измерения коэффициента теплопроводности составляет 5%.

Слабым местом нестационарных методов является большая погрешность при определении теплопроводности и температуропроводности исследуемых материалов, обладающих сильной зависимостью теплофизических характеристик от температуры.

Определение всех описанных выше реологические и теплофизические параметров полимерных материалов имеет существенное значение при математическом моделировании исследуемого процесса.

1.2. Математическое моделирование процессов течения расплава полимера

В процессе переработки полимерных композиций методом экструзии возникает ряд серьезных проблем, связанных с возникновением локальных перегревов материала и его термодеструкцией в зоне дозирования. Этот факт определяет направленность задач исследования в области переработки полимерных материалов методом экструзии.

В целом вопросам течения жидкостей с нелинейными свойствами в каналах шнековых машин посвящено много теоретических и экспериментальных работ как отечественных, так и зарубежных авторов. Все труды, посвященные теоретическим исследованиям течения вязких расплавов полимеров в каналах экструдеров, рассматривают развернутый канал на плоскость и используют принцип обращенного движения (шнек неподвижен, вращается цилиндрический корпус с той же угловой скоростью). Первые математические модели, описывающие изотермическое течение ньютоновской жидкости, представлены в учебниках [4, 37] и обзорных статьях [38, 39].

Янков и Вайзер в своей работе [40] рассматривали изотермическое течение аномально вязкой жидкости в канале экструдера с переменной глубиной. Для рассматриваемых моделей были построены напорно-расходные характеристики.

Первые работы, посвященные теории переработки полимеров рассматривали течение неньютоновской жидкости [8, 41, 42].

Значительный вклад в изучение движения аномально вязких жидкостей для случаев простого и обобщенного течения Куэтта между двумя бесконеч-

ными пластинами был сделан советскими и зарубежными исследователями в своих работах [8, 41, 43–49].

В процессе экспериментального изучения различного рода течений, Виноградов Г.В. с соавторами [50–52] пришли к выводу о необходимости учитывать циркуляцию жидкости в рассматриваемых процессах.

Существенный вклад в развитие теории экструзии первыми внесли Бернхард [8] и Торнер [7], особенно в части разработки математических моделей течений в каналах экструзионных смесителей и зоне дозирования пластицирующего экструдера, в дальнейшем их исследования продолжили Басов, Казанков, Леонов [53], Ким и Скачков [54, 55].

Дальнейшее развитие теории экструзионных машин привело к необходимости решения неизо термических задач, что в свою очередь в совокупности с усложнением реологических и физических моделей позволило приблизиться к реальным теплофизическим условиям изучаемого процесса [8, 41, 56–59].

Первая работа, посвященная решению задачи неизо термического течения жидкости с изменяющейся вязкостью от скорости сдвига и температуры, была опубликована Колвелл с соавторами [60].

В работе [61] авторами представлены напорно-расходные характеристики экструдера для случая неизо термического течения полимера в винтовом канале.

В процессе исследования задач неизо термического течения неньютоновских жидкостей между двумя бесконечными пластинами, многие авторы разворачивали винтовой канал на плоскость [62–66]. В условиях принятого допущения, в работах [8, 41, 42–52, 57–59, 62–67] моделировалась одномерная задача, не учитывающая конвективный теплообмен и циркуляцию жидкости.

В процессе усовершенствования теории экструзии, исследователями были разработаны математические модели в двумерной постановке [9, 68–71]. Позже Диер Д., пользуясь допущением о развертке канала на плоскость,

в своей работе [71] исследовал процессы течения в продольном и поперечном сечении канала шнека, используя метод сеток.

Решение совместной задачи течения жидкости в продольном и поперечном направлении было впервые опубликовано в работе Грифит [72], а в дальнейшем Замодитс и Персон [73]. Важным является тот факт, что исследователи считали поток полностью развитым в гидродинамическом и термическом отношении. Следует отметить, что предположение о гидродинамически полностью развитом течении является правильным, с учетом высокой вязкости расплава полимера, что в свою очередь приводит к низким значениям числа Рейнольдса. В то же время, условие полностью развившегося термического потока не совпадает с тем фактом, что довольно малая величина значения коэффициента теплопроводности определяет очень высокое значение числа Пекле.

Исследование переноса тепла вдоль канала шнека с учетом продольной конвекции впервые были проведены Уайтс [74], а позже Феннер [75] и Элбирли, Линдт [76]. В большинстве работ, посвященных данной проблеме, в том числе и упомянутых выше, используется допущение о течении расплава между двумя бесконечными пластинами, так как ширина канала намного больше его высоты и ребрами шнека можно пренебречь. Одним из недостатков данного подхода является невозможность учета рециркуляции в поперечном сечении канала. Не смотря на то, что отношение ширины канала экструдера к его высоте достаточно велико, действие рециркуляции может оказывать существенное воздействие на процесс. Данное явление, вносит существенный вклад в изменение температурного поля в канале экструдера, что совместно с диссипацией, влияет на вязкость расплава полимера, и впоследствии может привести к изменению полей скорости и давления.

В анализе течения жидкости между двумя параллельными пластинами, с целью учета конвекции только в продольном направлении, достаточно часто используется предположение Грифит о равенстве температуры цилиндра и винтовой поверхности шнека [72]. Использование этого подхода дает при-

близительно те же результаты, что и рециркуляционная картина. Однако циркуляционное течение в канале, кроме температуры шнека, которую выше описанным методом приближают к реальной, воздействует на множество других параметров, таких как скорости, давления, диссипация и массовый расход.

В работе [77] автор представляет квази-трехмерную модель тепломассопереноса в зоне дозирования одношнекового пластицирующего экструдера, с использованием принципа обращенного движения и разверткой винтового канала на плоскость. Свойства материала в представленной модели были постоянны, а зависимость вязкости от скорости сдвига и температуры описывалась при помощи степенного закона и модели Керри-Яшидо. Кроме того, автором представлено сравнение моделей с различными краевыми условиями по температуре на поверхности шнека: в первом случае задавалась изотерма, а во втором – адиабата. Максимальная разница по температуре при использовании данных условий, наблюдалось на первых витках канала шнека, и составила около 10%. Однако наибольший интерес представляют результаты, полученные при расчете двухмерной и трехмерной задач. При переходе к более сложной модели отличие по температуре в канале составило около 30%, кроме того происходили значительные изменения и в ее распределении.

Аналогичные исследования проводились и другими авторами, так, например, в работе [78] Дас представил расчет температуры шнека для случая использования граничного условия адиабаты на винте.

В работе [79] было проведено численное исследование процессов тепломассопереноса в канале дозирующего экструдера развернутого на плоскость. Расчет производился для двух геометрических моделей, отличающихся между собой наличием зазора между внутренней поверхностью корпуса и гребнем шнека. В результате численного исследования описанных выше геометрий, автор отметил не значительное влияние зазора на распределение давления, отличие максимальных значений не превысило 2%, и величины

средней температуры по длине канала (менее 2°C). Полученные данные позволили предположить, что количество материала над гребнем шнека достаточно мало для того, чтобы оказать влияние на средние теплофизические параметры течения расплава полиэтилена в канале.

Скульский О.И. в своих работах [80, 81] для исследования течения жидкости использовал осесимметричные модели.

Раувендааль К. по средствам математического моделирования проводил анализ влияния утечек аномально вязкого расплава полимера через радиальный зазор между внутренней поверхностью цилиндра и гребнем шнека на процессы тепломассообмена в канале экструдера [82]. При рассмотрении экструзионных машин диаметром 63 и 38 мм, автор смог оценить влияние геометрии на поля скоростей, температур и давлений по длине канала. Анализ полученных данных позволил сделать вывод о том, что в случае малых величин зазора, температура материала над гребнем ниже, чем в самом канале, так как в этом случае производится отвод тепла за счет цилиндрического корпуса. Так же в работе Раувендааль К. представлены практические рекомендации по расчету величины зазора над гребнем винта, равного 0,003 от диаметра шнека.

В процессе модернизации вычислительного оборудования и повышения его мощности, стало возможно решение более сложных трехмерных задач.

Мартин, в своей работе [83] впервые представил численное исследование процессов тепломассопереноса в случае конечной ширины канала одношнекового экструдера. Не смотря на то, что стало возможным решение трехмерных задач течения, существенный вклад в развитие теории внесли Лаувал, Кельйон [84] и Ялуриа с соавторами [85], которые использовали маршевую процедуру, совместно с конечно-элементным методом при решении системы параболических уравнений.

В работах [85–91] представлено решение стационарных задач течения расплава полимера с использованием пространственной математической модели методом конечных элементов.

В ряде работ особое внимание было уделено температурным полям в зоне дозирования и анализу условий, влияющих на максимальные значения температуры.

В своей работе Келли Л. с соавторами [92] отметил существенную зависимость температуры расплава полимера в зоне дозирования от технологических условий процесса экструзии. Ученые проводили измерение температуры в канале адаптера, соединяющего экструдер и формующий инструмент для нескольких полимерных материалов: полиэтилена высокой (ПЭВП) и низкой (ПЭНП) плотности и полипропилена (ПП). Проведенные экспериментальные исследования показали, что при увеличении расхода материала происходит значительное увеличение максимального значения температуры в центре исследуемой области. Наибольшая температура расплава наблюдалась у ПЭВП и составила 240°C, что значительно выше температуры корпуса экструдера. Данный факт говорит о значительном влиянии сдвиговой вязкости (которая у ПЭНП и ПП меньше, чем у ПЭВП), не только на величину максимальной температуры при переработке, но и на сам процесс экструзии. Авторы отметили необходимость контроля технологического режима для минимизации перегрева материала и получения качественного продукта.

В работе [93] автор отмечает, невозможность точного определения параметров технологического режима при переработке ПВХ пластикатов, так как их состав и рецептура может существенно отличаться, кроме того выбор температурного режима зависит и от характеристик экструзионного оборудования. Одной из основных проблем при переработке полимерных композиций на основе ПВХ является выделение токсичного хлористого водорода в случае перегрева материала и начала его термического разложения. Таким образом, подбор правильного технологического режима переработки различных полимерных композиций позволяет не допустить превышения темпера-

туры в канале экструдера. Так как, выше описанные проблемы достаточно сильно влияют на качество готового изделия, необходимо уделять особое внимание исследованию процессов течения и теплообмена расплава при переработке.

Экспериментальному анализу температурного поля в зоне дозирования, адаптере и головке посвящена работа [92]. Авторы использовали различные схемы термопар, некоторые из которых позволяли получить пространственные распределения температур в каналах. В результате анализа полученных экспериментальных данных для различных полимеров был сделан вывод о наибольшем влиянии на температурные поля реологических свойств полимеров - отличие для некоторых материалов по максимальной температуре составляло 40 °С. В то же время существенное влияние оказывают и условия процесса – расход, давление.

Авторы в работе [79] использовали двумерную математическую модель течения полимера в зоне дозирования. Была проведена оценка влияния величины надгребневого зазора на величину средней температуры. Отмечено, что с учетом зазора в модели средняя температура возрастает, но незначительно (2 °С). А учет зависимости величин теплоемкости, плотности и теплопроводности от температуры на результаты расчета практически не оказывает влияния.

В работе [94], Скульский О.И. и Славнов Е.В. рассматривают особенности переработки сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) на экструзионном оборудовании. Для описания процессов тепломассопереноса в канале экструдера используется квазитрехмерная модель. Так же в статье отдельно проведено исследование процессов течения расплава СВМПЭ в формующем инструменте.

В работе [95] отмечена существенная зависимость качества получаемого продукта (высокочастотный кабель с изоляцией из пористого полиэтилена) от величины перегрева материала на выходе из кабельной головки (перепад температур не более 3-5 °С) и времени пребывания материала в канале

зоны дозирования, что накладывает на процесс течения существенные ограничения и требует дополнительных исследований процесса течения.

Анализу времени пребывания полимера в носиковой части формующего инструмента посвящена работа [96]. Отмечено постоянство температурного поля в этой части канала.

В статье [97] на основе модели Тадмора предпринята попытка описать течение полимеров в одномерной постановке в канале экструдера и формующем инструменте. Сравнение полученных зависимостей давлений по длине каналов с экспериментальными данными показало достаточно существенные отличия – 30-40%.

В работе [98] на базе одномерной нестационарной модели теплообмена в канале экструдера предложена структурная модель экструдера с распределенными параметрами -температурное поле полимера в канале шнека пластицирующего экструдера - как функция пространственно-временного распределения температур нагревательных элементов цилиндра экструдера. Что по мнению авторов, позволит осуществить в дальнейшем синтез системы управления температурой расплава изоляции при ее изготовлении на экструзионных прессах.

Авторы в [99] рассмотрели одномерную модель течения полимера в зоне дозирования экструдера, выделив отдельно пробковое и сдвиговое течение. Сделана попытка оценки вклада каждого из них на общий характер течения. Оценок адекватности подобного подхода в работе не приведено.

Изотермические течения расплавов полимеров в трехмерной постановке были рассмотрены в работах [100] и [101]. Данные работы посвящены анализу процесса смешивания расплава полимера. В работе [100] анализировалось течение в винтовом канале двухзаходного дозирующего экструдера с использованием допущения об обратном движении. В работе [101] была рассмотрена модель течения расплава в винтовом канале, развернутом на плоскость с использованием принципа обратного движения. Проводился сравнительный анализ влияния дополнительных конструктивных элементов

на дне канала (гребни и штифты) на интенсивность смешивания компонент расплава полимера.

Экспериментальному исследованию течения полимеров в каналах формующего инструмента различной геометрии (отличались как форма канала, так и площадь поперечного сечения) посвящена статья [102]. Отмечено, что наибольшее влияние на величину давления и среднюю температуру канала оказывает площадь поперечного сечения канала головки. Чем больше площадь, тем меньше величина давления и средняя температура в канале. Кроме того, в работе отмечено, что для всех вариантов геометрий головок максимальная температура расплава значительно превышала температуру стенки. Превышение составляло около 30 °С.

1.3. Выводы по главе и постановка задач исследования

Таким образом, основываясь на проведенном анализе научных работ, посвященных исследованию процессов течения и теплообмена расплава полимера в винтовом канале зоны дозирования пластицирующего экструдера и формующем инструменте можно сделать следующие выводы.

Переработка полимерных композиций на экструзионном оборудовании является сложным нелинейным процессом, который зависит от свойств перерабатываемого материала, что определяет необходимость проведения экспериментального исследования их реологических и теплофизических характеристик; геометрии канала экструдера и формующего инструмента, а так же параметров технологического режима.

В настоящее время существует большое количество работ, посвященных теории экструзии полимерных материалов, в которых авторы рассматривают упрощенные модели развернутого винтового канала на плоскость. Однако на сегодняшний день не оценено влияние используемых допущений на результаты численного исследования. А также не проведено исследование

совместного течения расплава полимера в зоне дозирования, выходном адаптере и формующей головке.

Выше изложенное определило цель, постановку и задачи исследования.

Цель диссертационной работы – развитие теоретических основ процессов течения и теплообмена в зоне дозирования и формующем инструменте.

Задачи исследования:

1) разработка математических моделей тепломассопереноса в канале зоны дозирования пластицирующего экструдера, адаптере и формующем инструменте;

2) численное исследование влияния используемых допущений на результаты математического моделирования;

3) создание общей математической модели зоны дозирования одношнекового экструдера, выходного адаптера и кабельной головки;

4) проведение сравнительного анализа теоретических и экспериментальных данных с целью определения степени адекватности разработанных моделей реальным процессам;

5) экспериментальное исследование реологических, теплофизических и эксплуатационных свойств полимерных композиций, в том числе вторичного материала (после переработки).

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ И РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРОВ

На сегодняшний день для изготовления полимерной изоляции кабельных изделий применяется большое количество материалов, отличающихся по своему составу. В основе полимерных композиций используется полиэтилен различной плотности и наполнители, которые в значительной степени могут изменять свойства материала и влиять на процесс переработки полимера. Очевидно, что для получения достоверных результатов численного исследования процессов экструзии необходимо экспериментальное определение теплофизических и реологических свойств исследуемых материалов.

Кроме этого в современной кабельной промышленности существует ряд проблем, связанных с утилизацией полимерных композиций, которые остаются при переходе с одного марко-размера кабеля на другой. Поэтому важным является исследование влияния процесса переработки на свойства и эксплуатационные характеристики полимерных материалов и оценка возможности их повторного использования в производстве.

В данной главе представлены результаты комплексных экспериментальных исследований теплофизических и реологических свойств исходных и вторичных (после переработки) полимерных композиций на основе полиэтилена низкой, средней и высокой плотности, предназначенных для производства кабельной изоляции.

На основе полученных экспериментальных данных проведен сравнительный анализ результатов численного исследования процессов течения в зоне дозирования экструдера при использовании различных реологических законов зависимости вязкости от скорости сдвига и температуры.

2.1. Экспериментальное исследование теплофизических параметров полимерных композиций

Исследование теплофизических свойств полимерных композиций проводилось в диапазоне термической стабильности материала. Определение температуры начала разложения осуществлялось на приборе Discovery TGA (рис. 2.1.) компании TA Instruments.



Рис. 2.1. Внешний вид прибора Discovery TGA

Принцип работы термогравиметрического анализатора Discovery TGA основан на измерении массы исследуемого образца при непрерывном нагреве. Основой измерительной части прибора являются высокоточные аналитические весы и инфракрасная печь. Сбор и анализ результатов эксперимента осуществляется при помощи программы TRIOS. Отличительной особенностью данного анализатора является то, что блок управления вынесен в отдельный модуль установки, с целью уменьшения влияния на измерительную часть прибора.

Метод термогравиметрического анализа позволяет проводить исследования полимерных композиций с различными добавками и наполнителями. Также ТГА может использоваться для определения состава различных смесей, которые отличаются по термической стабильности отдельных ингредиентов. [103].

Экспериментальное исследование полимерных композиций с помощью прибора Discovery TGA позволило определить температуру, при которой начинается термическое разложение материала. Полученные значения температуры разложения полимеров очень важны при моделировании процессов течения в зоне дозирования пластицирующего экструдера, поскольку его превышение на несколько градусов может существенно сказаться на качестве готового изделия. Во избежание последнего необходимо подбирать рациональные технологические параметры экструзии.

Максимальная температура нагрева исследуемых образцов материала в эксперименте составляла 600 °С, при скорости нагрева равной 10 °С/мин. Определение диапазона термической стабильности проводилось для полимерных композиций на основе полиэтилена низкой (ПЭ 153 – 10К) и высокой (ПЭ 273 – 81К) плотности отечественного производства, и полиэтилена средней плотности марки (Borealis ME 6052).

На рис. 2.2 представлены кривые потери массы исследуемых полимерных композиций, как исходных материалов, так и вторичных, т.е. после переработки.

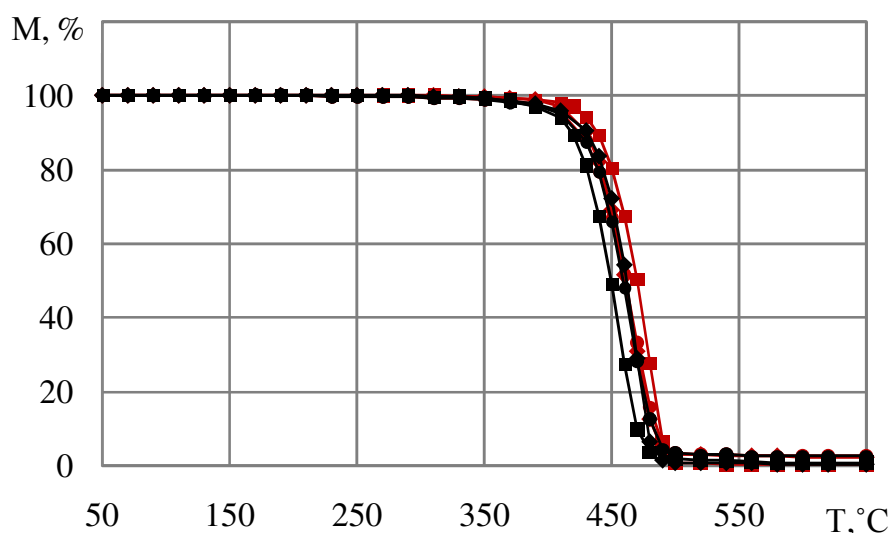


Рис. 2.2. Кривые потери массы исходных полимерных композиций:
 ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К;
 и вторичных: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

Анализ кривых рис. 2.2 показал, что основная потеря массы всех исследуемых материалов происходит при температуре (400-500) °С. Однако стоит отметить, что разложение низкомолекулярной части каждого образца, которая составляет приблизительно 5 %, начинается при достижении значения 300 °С. При нагреве образцов до температуры более 400 °С начинается разложение оставшейся высокомолекулярной структуры. Та часть материала, не сгоревшая при температуре свыше 600 °С, состоит из минеральных наполнителей, которых в полимерных композициях отечественного производства меньше (1%), чем в зарубежном материале Borealis ME 6052 (3%). Также стоит отметить, что процесс переработки не оказывает влияния на температуру начала термического разложения.

Следующим этапом исследования теплофизических параметров было определение теплоемкости полимерных композиций.

Исследование проводилось на дифференциальном сканирующем калориметре DSC Q2000 (рис. 2.3.), который позволяет получать качественные и количественные данные по эндотермическим и экзотермическим реакциям, вызванным фазовыми переходами, окислением и другими явлениями в диапазоне термической стабильности материала.



Рис. 2.3. Внешний вид прибора DSC Q2000

При помощи данной установки в работе была получена зависимость коэффициента удельной теплоемкости исследуемых полимерных композиций (исходных и вторичных) от температуры, представленная на рисунке 2.4.

Эксперимент проводился в диапазоне температур (50–200) °С при скорости нагрева 20 °С/мин по методике описанной в ГОСТ Р 56754-2015. [104]

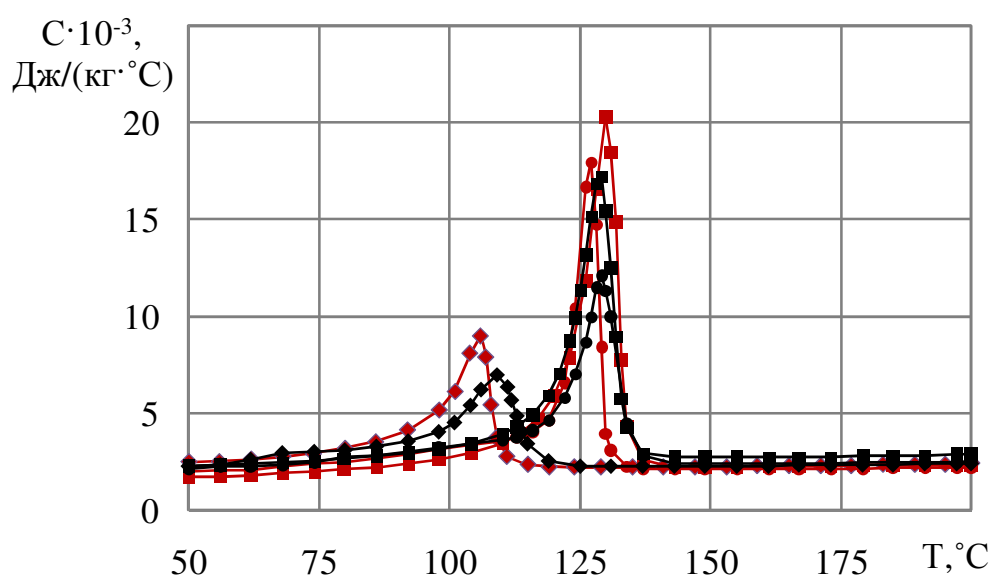


Рис. 2.4. Температурная зависимость удельной теплоемкости исходных полимерных композиций: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К; и вторичных: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

Из графика (см. рис. 2.4) видно, что фазовый переход в расплавленное состояние композиции на основе полиэтилена низкой плотности происходит при более низких температурах, чем двух других материалов. Величина максимального значения, а так же форма кривой зависят от марки полимерного материала и входящих в его основу наполнителей. В случае материалов после переработки отмечается увеличение максимального значения удельной теплоемкости. При этом в состоянии расплава все полимерные композиции, как исходные материалы, так и вторичные, имеют близкие по величине средние значения теплоемкости и малую зависимость от температуры.

Следующими теплофизическими параметрами, необходимыми для адекватного описания процессов неізотермического течения полимеров являются теплопроводность и плотность исследуемых полимерных композиций.

Экспериментальное определение температурной зависимости теплопроводности проводилось на анализаторе FOX 50 (рис. 2.5.), в основе которого лежит стационарный метод измерения теплового потока. В качестве образца используется диск диаметром 50 мм и толщиной 1 мм, который помещается между двумя пластинами, имеющими разную температуру. Коэффициент теплопроводности определяется исходя из измеренного теплового потока и разности температур между пластинами по следующему уравнению:

$$\lambda = \frac{Q}{T_1 - T_2} K_\phi, \quad (2.1)$$

где Q – количество тепла, проходящего в единицу времени от изотермической поверхности с температурой T_1 к изотермической поверхности с температурой T_2 ; K_ϕ – коэффициент формы образца.



Рис. 2.5. Внешний вид анализатора теплопроводности FOX 50

В результате проведенных экспериментов были получены кривые изменения теплопроводности от температуры для исследуемых образцов материала как исходных, так и вторичных (рис. 2.6).

Отличие в значениях теплопроводности материалов, находящихся в твердом состоянии более существенно (максимальное различие составляет 20%). В состоянии расплава наклон кривой меняется, и разница в значениях с увеличением температуры снижается до 12%. Так же, стоит отметить, что композиция на основе полиэтилена высокой плотности имеет наибольшее значение коэффициента теплопроводности во всем диапазоне температур. При этом для всех исследуемых материалов в состоянии расплава величина теплопроводности изменяется не значительно, что позволяет использовать усредненное значение коэффициента при расчетах. Сравнение полученных данных позволяет сделать вывод о том, что процесс переработки, в случае полиэтиленов средней и высокой плотности, оказывает существенное влияния на исследуемый параметр, в отличие от полиэтилена низкой плотности.

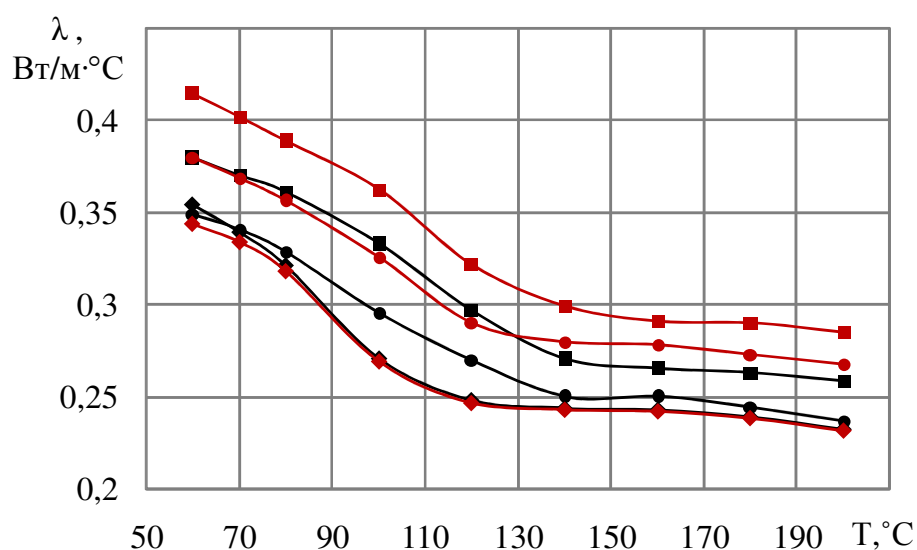


Рис. 2.6. Температурная зависимость теплопроводности исходных полимерных композиций: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К; и вторичных: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

Определение зависимости плотности полимеров от температуры производится по формуле:

$$\rho(T) = \frac{V(T)}{M}, \quad (2.1)$$

где $V(T)$ – зависимость объема от температуры; M – масса образца.

Так как в диапазоне термической стабильности материала не происходит потеря массы, то для исследования зависимости плотности от температуры необходимо оценить изменение его объема. В связи с тем, что образцы не имеют правильной геометрической формы и определение их размеров не возможно по средствам стандартных измерительных приборов, экспериментальное исследование проводилось в два этапа.

На первом этапе измерялась плотность полимера методом гидростатического взвешивания, который заключается в определении массы образца в воздушной среде и в жидкости с известной плотностью. [105] Данный эксперимент проводился с помощью аналитических весов AND GR-200, представленных на рисунке 2.7. при комнатной температуре.



Рис. 2.7. Аналитические весы AND GR-200

На первом этапе плотность при комнатной температуре рассчитывалась по следующей формуле:

$$\rho = \frac{M_1}{M_1 - M_2} \rho_{жс}, \quad (2.2)$$

где M_1 – масса образца в воздухе, г; M_2 – масса образца в жидкости, г; $\rho_{жс}$ – плотность жидкости, г/см³.

В результате эксперимента были получены масса образца и его объем при комнатной температуре.

Относительное изменение объёма тела, происходящее в результате изменения его температуры на 1 К характеризуется коэффициентом объемного теплового расширения. Определение объемного расширения производится по средствам измерения коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР) материала в трех направлениях. В случае изотропных материалов, к которым относятся полимеры на основе полиэтилена, данный коэффициент имеет одинаковое значение в различных направлениях.

Экспериментальное исследование КЛТР полимерных композиций проводилось на горизонтальном дилатометре DIL 802, внешний вид которого представлен на рисунке 2.8.



Рис. 2.8. Горизонтальный дилатометр DIL 802

В результате проведенных экспериментов были получены кривые зависимости плотности от температуры для образцов исходных полимерных композиций и образцов материалов после экструзии (см. рис. 2.9). Все материалы в твердом состоянии имеют малую зависимость плотности от температуры (максимальное отличие составляет менее 0,5%), при переходе в расплавленное состояние наклон кривой увеличивается, и зависимость становится более выраженной (от 120°C до 240°C значение плотности снижается на 1,5%). Так же стоит отметить, что все исследуемые полимерные композиции в жидком состоянии имеют линейную зависимость плотности от тем-

пературы. При этом процесс экструзии практически не влияет на величину исследуемого параметра.

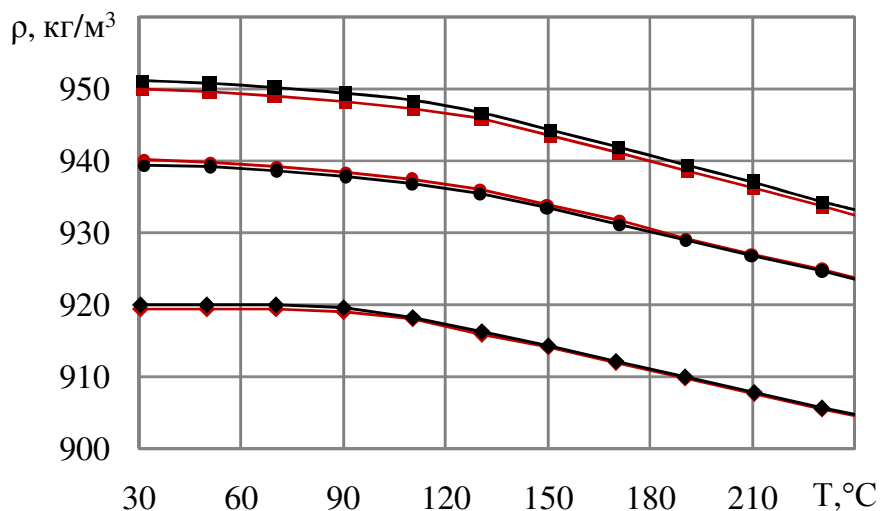


Рис. 2.9. Температурная зависимость плотности исходных полимерных композиций:
 ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К;
 и вторичных: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

2.2. Экспериментальное исследование реологических свойств полимерных материалов

Анализ реологических свойств исследуемых полимерных материалов проводился на современном реометре ротационного типа Discovery HR-2 компании «TA Instruments» (см. рис. 2.10.).

Данный реометр имеет совмещенный преобразователь-двигатель, что является отличительной особенностью приборов СМТ типа. Измерения вязкозиметрических параметров могут проводиться как в режиме контролируемого напряжения, так и в режиме контролируемой скорости.

Отличительной особенностью реометра DHR-2 является то, что блок управления прибором вынесен в отдельный модуль. Для анализа данных и управления экспериментом используется специализированное программное обеспечение «TRIOS», разработанное специально для приборов серии Discovery компании «TA Instruments».



Рис. 2.10. Внешний вид реометра DHR-2 TA Instruments

В процессе экспериментального определения реологических свойств исследуемый образец подвергается осциллирующим деформациям. Данный вид испытаний называется «динамическим» и заключается в том, что верхняя плоскость измерительной системы совершает попеременные отклонения по синусоидальной временной функции на некоторый малый угол φ вправо и влево (см. рис. 2.11).



Рис. 2.11. Схема динамических испытаний реометра Discovery HR-2

Для экспериментального определения вязкости использовалась измерительная система, состоящая из двух окружностей диаметром 25 мм, называемая «плоскость-плоскость». Измерительный зазор между пластинами составлял 1 мм (см. рис. 2.12).

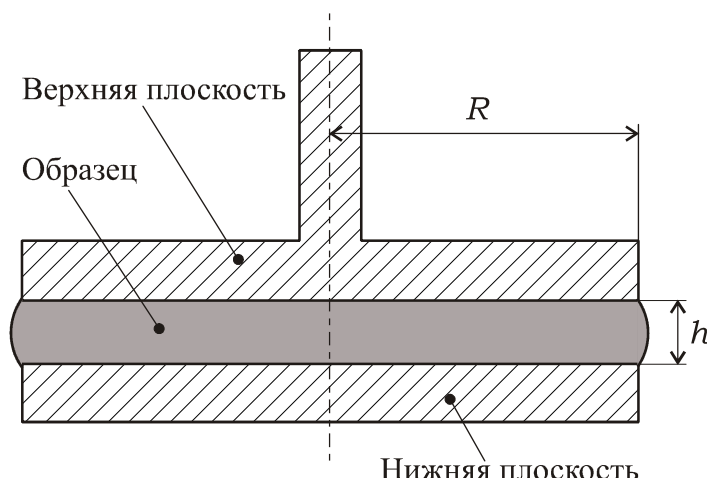


Рис. 2.12. Измерительная система «плоскость-плоскость»

Определение зависимости вязкости от скорости сдвига проводилось в диапазоне изменения частоты ротора от 0,01 Гц до 100 Гц.

Полиэтилен низкой (153 – 10К) и средней (Borealis ME 6052) плотности испытывались в температурном диапазоне (160–200) °С, а полиэтилен высокой плотности (273 – 81К) в интервале от 200 до 240 °С, шаг изменения температуры для каждого образца составлял $\Delta T = 10$ °С.

На рис. 2.13 представлено семейство кривых зависимости эффективной вязкости μ_e от скорости сдвига $\dot{\gamma}$ для полимерной композиции марки 153-10К, которые были получены экспериментально при нескольких значениях температуры.

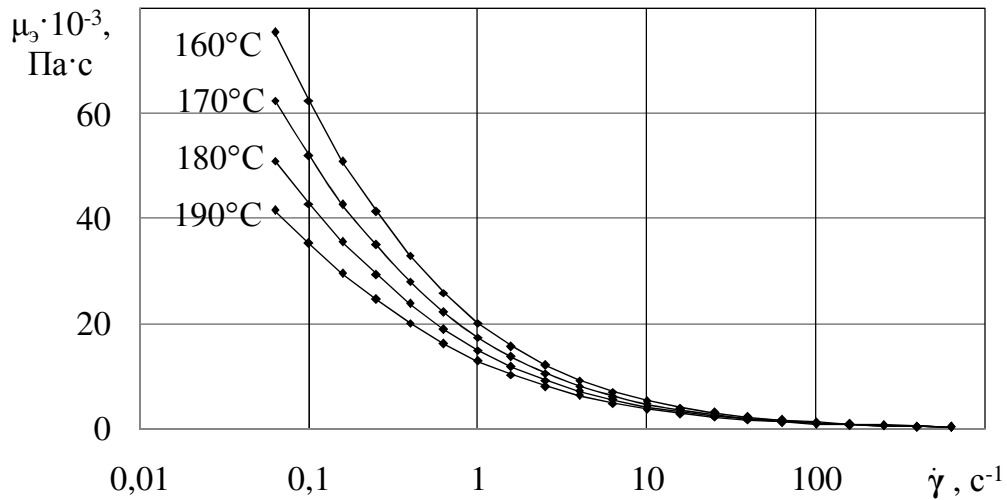


Рис. 2.13. Экспериментальные зависимости эффективной вязкости расплава полиэтилена низкой плотности от скорости сдвига

Очевидно, что вне зависимости от величины температуры, эффективная вязкость исследуемого материала уменьшается с увеличением скорости сдвига.

На рисунке 2.14 представлены кривые зависимости эффективной вязкости от скорости сдвига для исследуемых полимерных композиций при температуре 200 °С, как исходных, так и вторичных.

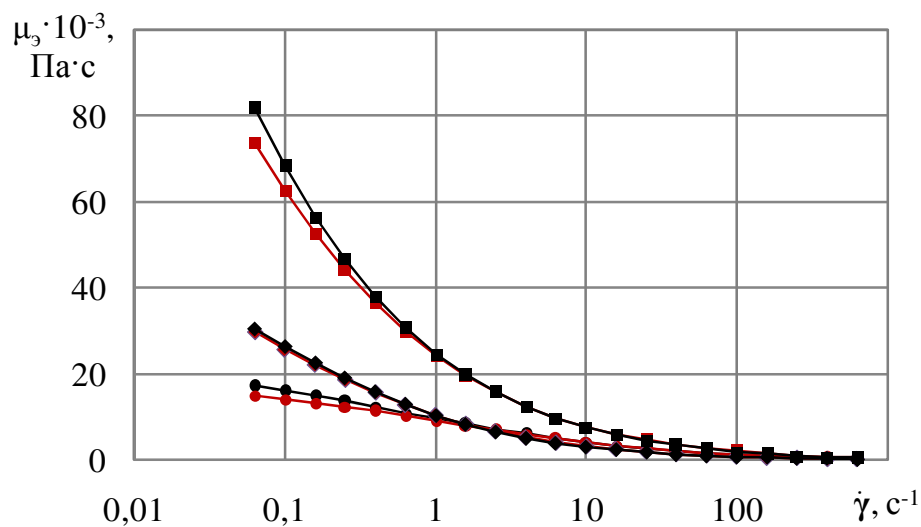


Рис. 2.14. Экспериментальные зависимости эффективной вязкости от скорости сдвига исследуемых исходных полимерных композиций при $T=200^{\circ}\text{C}$:
 ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 – 81К; и вторичных:
 ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

Из рисунка видно, что процесс экструзии в меньшей степени влияет на реологические параметры полиэтилена низкой плотности, в отличие от двух других полимерных композиций.

На сегодняшний день существует множество подходов описания реологических кривых. Однако при исследовании процессов течения наиболее часто используются следующие законы: степенной закон (1.13), модель Керри (1.16) и модель Кросса (1.18), которые относительно скорости сдвига можно записать в следующей форме:

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Cm} = \mu_1 \dot{\gamma}^{n-1}, \quad (2.1)$$

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Керри} = \left[1 + (\lambda_k \dot{\gamma})^2 \right]^{\frac{m-1}{2}} (\mu_0^{Керри} - \mu_{\infty}) + \mu_{\infty}, \quad (2.2)$$

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Кросс} = \left[1 + \left(\frac{\dot{\gamma}}{\sigma} \right) \right]^{1-k} (\mu_0^{Кросс} - \mu_{\infty}) + \mu_{\infty}, \quad (2.3)$$

где $\dot{\gamma} = \left(\frac{I_2}{2} \right)^{\frac{1}{2}}$; $\mu_{\dot{\gamma}}^{Cm}$, $\mu_{\dot{\gamma}}^{Керри}$, $\mu_{\dot{\gamma}}^{Кросс}$ – эффективная вязкость, описываемая степенным законом, моделью Керри и моделью Кросса соответственно; μ_1 – коэффициент консистенции; μ_0 – вязкость при нулевой скорости сдвига; μ_{∞} – вязкость при бесконечной скорости сдвига; λ_k , σ – константы; n , m , k – коэффициенты аномалии вязкости.

Обработка экспериментальных данных зависимости вязкости от скорости сдвига проводилась при помощи программного обеспечения «TRIOS». В результате были получены эмпирические коэффициенты для выражений реологических законов (2.1), (2.2) и (2.3), представленные в таблице 2.1.

Таблица 2.1

Значения коэффициентов для степенного закона, модели Керри и модели Кросса

$T, ^\circ\text{C}$	Степенной закон		Модель Керри				Модель Кросса			
	$\mu_1, \text{Па}\cdot\text{с}^n$	n	$\mu_0, \text{Па}\cdot\text{с}$	$\mu_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	$\lambda_k, \text{с}$	m	$\mu_0, \text{Па}\cdot\text{с}$	$\mu_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	$\sigma, \text{с}$	k
160	23297,3	0,349	80873,3	-148	11,07	0,419	171998	-66	24,54	0,373
170	20376,3	0,358	66216,8	-146	10,66	0,433	138019	-64	22,6	0,383
180	17757,8	0,367	53200,9	-143	9,99	0,447	107257	-60	19,56	0,393
190	15542,9	0,376	42659,7	-141	9,25	0,462	82903,3	-57	16,5	0,402

Таким образом, при подстановке полученных коэффициентов в уравнения реологических законов, каждая кривая зависимость эффективной вязкости от скорости сдвига (см. рис. 2.12), полученная в ходе эксперимента, может быть аппроксимирована степенным законом, моделью Керри и моделью Кросса. На рисунке 2.15 представлен пример такой аппроксимации для температуры $T=160^\circ\text{C}$. Таким же образом были обработаны экспериментальные данные, полученные при исследовании двух других материалов при различных температурах.

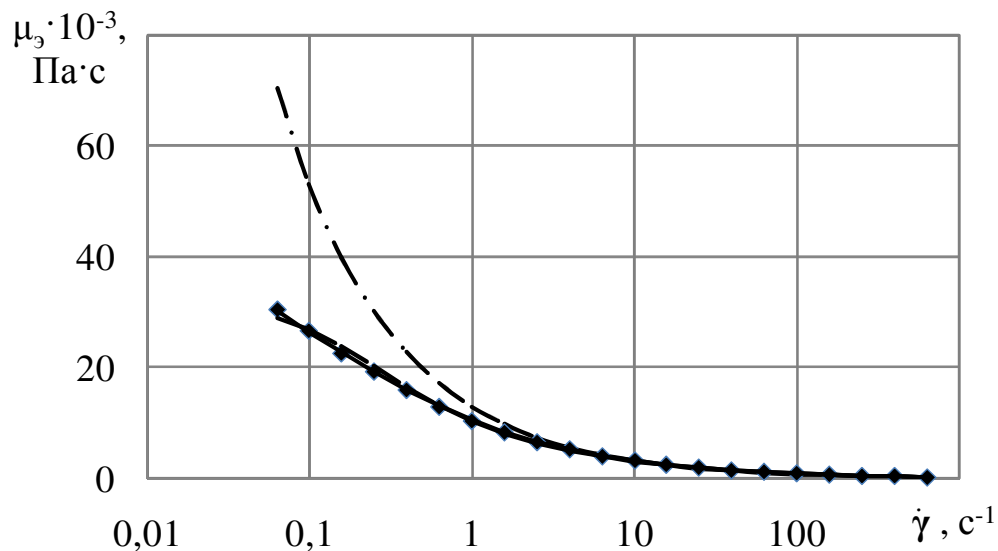


Рис. 2.15. Зависимость эффективной вязкости расплава полимера от скорости сдвига

♦ – экспериментальные значения; — — — модель Керри;
 — — — модель Кросса; — · — — степенной закон

Представленные кривые зависимости эффективной вязкости от скорости сдвига достаточно близки, за исключением малых значений скоростей сдвига, где заметно отличие для степенного закона. При этом считается, что при экструзии полимерных материалов в рабочем канале реализуются в основном достаточно высокие значения скоростей сдвига, а степенной закон является наиболее используемым при математическом моделировании процессов течения расплавов полимеров [4].

В результате экспериментального исследования было установлено, что показатели аномалии вязкости n , m и k , исследуемых материалов зависят от температуры. В результате обработки экспериментальных данных таблицы 2.1, при помощи метода наименьших квадратов, были получены выражения, позволяющие теоретически описать изменения коэффициента аномалии вязкости следующими зависимостями:

$$n = 0,00091T + 0,203, \quad (2.4)$$

$$m = 0,00140T + 0,196, \quad (2.5)$$

$$k = 0,00096T + 0,219. \quad (2.6)$$

На рис. 2.16 приведены экспериментальные значения коэффициентов аномалии вязкости при четырех различных температурах, а так же теоретические зависимости, полученные по выражениям (2.4), (2.5) и (2.6).

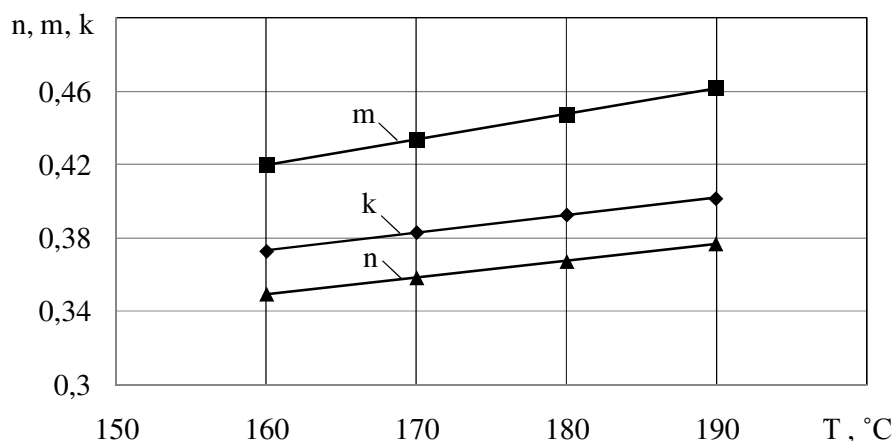


Рис. 2.16. Зависимости коэффициентов аномалии от температуры:
◆, ▲, ■ – экспериментальные значения; — – теоретические данные.

Из рисунка 2.16 видно, что построенные по выражениям (2.4), (2.5), (2.6) кривые достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными таблицы 2.1. Важно отметить, что зависимость коэффициента аномалии от температуры имеет линейный характер и изменяется не значительно.

Для того чтобы описать температурную зависимость вязкости полимеров в работе использовалось уравнение Рейнольдса (1.23), которое, относительно коэффициентов μ_1 , $\mu_0^{Керри}$, $\mu_0^{Кросс}$ используемых в реологических законах степенной жидкости (2.1), модели Керри (2.2) и модели Кросса (2.3), может быть записано в следующем виде:

$$\mu_1 = \mu_{1|T_0} \exp(-\beta_1 (T - T_0)), \quad (2.7)$$

$$\mu_0^{Керри} = \mu_{0|T_0}^{Керри} \exp(-\beta_0^{Керри} (T - T_0)), \quad (2.8)$$

$$\mu_0^{Кросс} = \mu_{0|T_0}^{Кросс} \exp(-\beta_0^{Кросс} (T - T_0)), \quad (2.9)$$

где $\mu_{1|T_0}$, $\mu_{0|T_0}^{Керри}$, $\mu_{0|T_0}^{Кросс}$ – значения коэффициентов μ_1 , $\mu_0^{Керри}$, $\mu_0^{Кросс}$ при температуре T_0 ; β_1 , $\beta_0^{Керри}$, $\beta_0^{Кросс}$ – температурные коэффициенты вязкости.

После обработки экспериментальных данных (табл. 2.1) методом наименьших квадратов, были получены значения коэффициентов β_1 , $\beta_0^{Керри}$, $\beta_0^{Кросс}$, $\mu_{1|T_0=160}$, $\mu_{0|T_0=160}^{Керри}$, $\mu_{0|T_0=160}^{Кросс}$, с учетом которых уравнения (2.7), (2.8) и (2.9) могут быть записаны в виде:

$$\mu_1 = 23633 \exp(-0,01214(T - 160)), \quad (2.10)$$

$$\mu_0^{Керри} = 81332 \exp(-0,022138(T - 160)), \quad (2.11)$$

$$\mu_0^{Кросс} = 173734 \exp(-0,02442(T - 160)). \quad (2.12)$$

На рис. 2.17 приведены экспериментальные данные (табл. 2.1) и кривые зависимости коэффициентов μ_1 , $\mu_0^{Керри}$, $\mu_0^{Кросс}$ от температуры, построенные по выражениям (2.10), (2.11) и (2.12) соответственно.

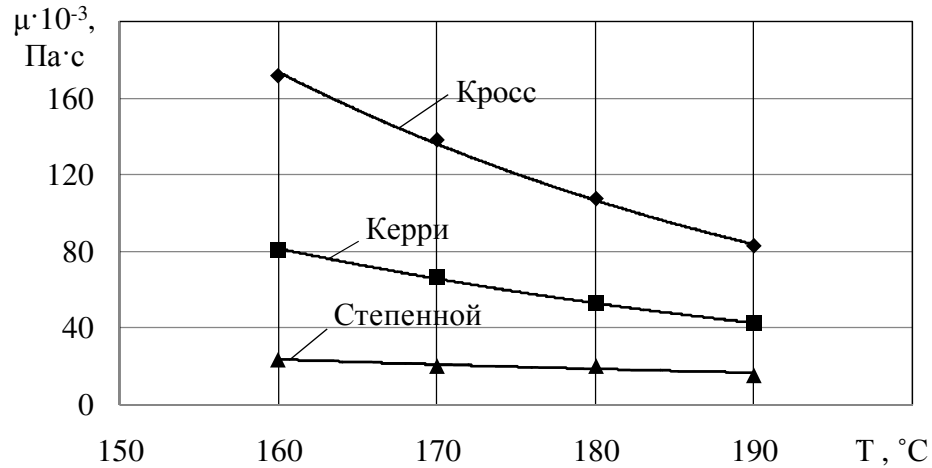


Рис. 2.17. Зависимости коэффициентов консистенции от температуры: $\blacklozenge$, $\blacktriangle$, $\blacksquare$ — экспериментальные значения; — — — теоретические данные.

Построенные теоретические кривые достаточно хорошо совпадают с экспериментальными значениями. Стоит так же отметить, что коэффициент консистенции в степенном законе в меньшей степени зависит от температуры и практически линеен.

Для того чтобы записать общий вид реологических уравнений, в которых зависимость эффективной вязкости расплава полимера от скорости сдвига описывается степенным законом, моделью Керри [5] или моделью Кросса, а температурная зависимость уравнением Рейнольдса, необходимо воспользоваться свойством аддитивности (1.24). Тогда реологические уравнения могут быть записаны следующим образом:

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Cm} = \mu_{1|T_0} \dot{\gamma}^{n(T)-1} \exp(-\beta_1 (T - T_0)), \quad (2.13)$$

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Керри} = \left\{ \left[1 + (\bar{\lambda}_k \dot{\gamma})^2 \right]^{\frac{m(T)-1}{2}} \left(\mu_{0|T_0}^{Керри} - \bar{\mu}_{\infty} \right) + \bar{\mu}_{\infty} \right\} \exp(-\beta_0^{Керри} (T - T_0)), \quad (2.14)$$

$$\mu_{\dot{\gamma}}^{Kross} = \left\{ \left[1 + \left(\frac{\dot{\gamma}}{\bar{\sigma}} \right) \right]^{1-k(T)} \left(\mu_{0|T_0}^{Kross} - \bar{\mu}_{\infty} \right) + \bar{\mu}_{\infty} \right\} \exp(-\beta_0^{Kross} (T - T_0)), \quad (2.15)$$

где $\bar{\lambda}_k$, $\bar{\mu}_{\infty}$, $\bar{\sigma}$ – среднее арифметическое значение коэффициентов λ_k , μ_{∞} и σ соответственно (см. табл. 2.1); $n(T)$, $m(T)$, $k(T)$ – температурные зависимости коэффициентов аномалии вязкости.

В таблице 2.2 приведены значения коэффициентов для трех реологических уравнений (2.13), (2.14) и (2.15).

Таблица 2.2

Значения коэффициентов для определяющих реологических уравнений полиэтилена низкой плотности (153-10К)

$T_0, ^\circ\text{C}$	Уравнение	Коэффициент	Значение
160	(2.13)	$\mu_{1 T_0}$, Па·с	23633
		β_1 , 1/°C	0,01214
		$n(T)$	Выражение (2.4)
	(2.14)	$\mu_{0 T_0}^{Керри}$, Па·с	81332
		$\bar{\mu}_{\infty}$, Па·с	-144,5
		$\bar{\lambda}_k$, с	10,24
		$\beta_0^{Керри}$, 1/°C	0,02138
		$m(T)$	Выражение (2.5)
	(2.15)	$\mu_{0 T_0}^{Kross}$, Па·с	173734
		$\bar{\mu}_{\infty}$, Па·с	-61,65
		$\bar{\sigma}$, с	20,8
		β_0^{Kross} , 1/°C	0,02442
		$k(T)$	Выражение (2.6)

Аналогичные реологические исследования были проведены для полиэтилена средней и высокой плотности.

Ниже представлены выражения, полученные при помощи метода наименьших квадратов, для полимерной композиции на основе полиэтилена средней плотности (Borealis ME 6052), позволяющие описать температурную зависимость показателя аномалии вязкости для трех реологических законов:

$$n = 0,00081T + 0,282, \quad (2.16)$$

$$m = 0,00122T + 0,391, \quad (2.17)$$

$$k = 0,00049T + 0,359. \quad (2.18)$$

В таблице 2.3 приведены значения коэффициентов, полученные для трех реологических моделей.

Таблица 2.3

Значения коэффициентов для определяющих реологических уравнений полиэтилена средней плотности (Borealis ME6052)

$T_0, ^\circ\text{C}$	Уравнение	Коэффициент	Значение
160	(2.13)	$\mu_{1 T_0}, \text{Па}\cdot\text{с}$	24515
		$\beta_1, 1/^\circ\text{C}$	0,01013
		$n(T)$	Выражение (2.16)
	(2.14)	$\mu_{0 T_0}^{Керри}, \text{Па}\cdot\text{с}$	26779
		$\bar{\mu}_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	-637,7
		$\bar{\lambda}_k, \text{с}$	3,1
		$\beta_0^{Керри}, 1/^\circ\text{C}$	0,0145
		$m(T)$	Выражение (2.17)
	(2.15)	$\mu_{0 T_0}^{Кросс}, \text{Па}\cdot\text{с}$	36741
		$\bar{\mu}_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	-168,69
		$\bar{\sigma}, \text{с}$	1,4
		$\beta_0^{Кросс}, 1/^\circ\text{C}$	0,0156
		$k(T)$	Выражение (2.18)

Аналогичным образом были записаны уравнения, описывающие зависимость показателя аномалии вязкости для композиции на основе полиэтилена высокой плотности (273-81K):

$$n = 0,00052T + 0,287, \quad (2.19)$$

$$m = 0,00016T + 0,469, \quad (2.20)$$

$$k = 0,00039T + 0,378. \quad (2.21)$$

Значения коэффициентов определяющих реологических уравнений для полиэтилена высокой плотности представлены в таблице 2.4.

Таблица 2.4

Значения коэффициентов для определяющих реологических уравнений полиэтилена высокой плотности (273-81K)

$T_0, ^\circ\text{C}$	Уравнение	Коэффициент	Значение
200	(2.13)	$\mu_{1 T_0}, \text{Па}\cdot\text{с}$	32020
		$\beta_1, 1/^\circ\text{C}$	0,0078
		$n(T)$	Выражение (2.19)
	(2.14)	$\mu_{0 T_0}^{Керри}, \text{Па}\cdot\text{с}$	91317
		$\bar{\mu}_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	-366,3
		$\bar{\lambda}_k, \text{с}$	15
		$\beta_0^{Керри}, 1/^\circ\text{C}$	0,0051
		$m(T)$	Выражение (2.20)
	(2.15)	$\mu_{0 T_0}^{Кросс}, \text{Па}\cdot\text{с}$	226088
		$\bar{\mu}_\infty, \text{Па}\cdot\text{с}$	-225,7
		$\bar{\sigma}, \text{с}$	58,4
		$\beta_0^{Кросс}, 1/^\circ\text{C}$	0,0012
		$k(T)$	Выражение (2.21)

Современные полимерные композиции имеют в своем составе достаточно большое количество различных наполнителей и пластификаторов, что, несомненно, оказывает влияние на их свойства, и как следствие на технологический режим переработки. Таким образом, экспериментальное определение реологических свойств полимерных материалов очень важно при исследовании процессов течения в каналах экструзионных машин и играет существенную роль при подборе рационального технологического режима работы оборудования.

2.3. Экспериментальное исследование эксплуатационных характеристик полимерных композиций.

Поскольку исследуемые полимерные композиции применяются в качестве изоляции электрических кабелей, их основными эксплуатационными параметрами являются удельное объемное сопротивление R , диэлектрическая проницаемость ϵ и тангенс угла диэлектрических потерь $tg\delta$.

Экспериментальное определение диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь производилось при помощи высоковольтного моста переменного тока МЭП-5СА (рис. 2.18).



Рис. 2.18. Мост переменного тока высоковольтный МЭП-5СА

Измерения производились в соответствии с ГОСТ 22372-77 [106] на трехэлектродной системе с диаметром измерительного электрода 10 см., толщина образцов составляла 1 мм.

Измерение удельного объемного сопротивления производилось с помощью зеркального гальванометра снабженного универсальным шунтом для расширения пределов измерения тока. Схема измерения представлена на рисунке 2.19. Ток от источника высокого напряжения пропускается сквозь толщу образца между нижним дисковым (высоковольтным) электродом C и верхним дисковым (измерительным) электродом A и измеряется гальванометром. Измерения производились в соответствии с ГОСТ Р 50499-93. [107]

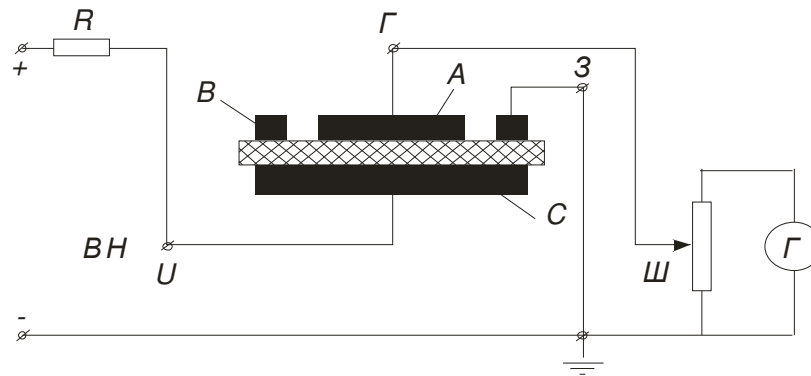


Рис. 2.19. Схема измерения удельного объемного сопротивления

В таблице 2.5 представлены экспериментальные данные измеренных электрических параметров для исследуемых композиций до и после переработки.

Таблица 2.5

Электрические свойства полимерных композиций до и после переработки

Материал	Переработка	R , ТОм·см	$tg\delta$, $1 \cdot 10^{-4}$	ε
153-10К	до	>24000	6,0	2,24
	после	>24000	6,0	2,17
ME 6052	до	16890	5,3	2,41
	после	20438	4,3	2,26
273-81К	до	>24000	2,6	1,54
	после	>24000	2,0	2,21

Анализируя полученные данные можно отметить, что процесс переработки не оказывает существенного влияния на электрические свойства полимерных композиций. Все параметры находятся в допустимых пределах, в соответствии с нормативной документации на данные материалы (ГОСТ 16337-77 [108] и ГОСТ 16338-85 [109]).

Кроме диэлектрических свойств полимерная изоляция кабелей и проводов должна быть стойкой к механическим воздействиям, в то же время обеспечивать необходимую гибкость изделия. Для этих целей проводятся испытания на растяжение в соответствии с ГОСТ 11262 [110] и ТУ на материалы.

Экспериментальное исследование проводилось на разрывной машине Walter Bai LFM-50-T, внешний вид которой представлен на рисунке 2.20. Для испытания использовались образцы в виде «лопаток» длиной 115мм.

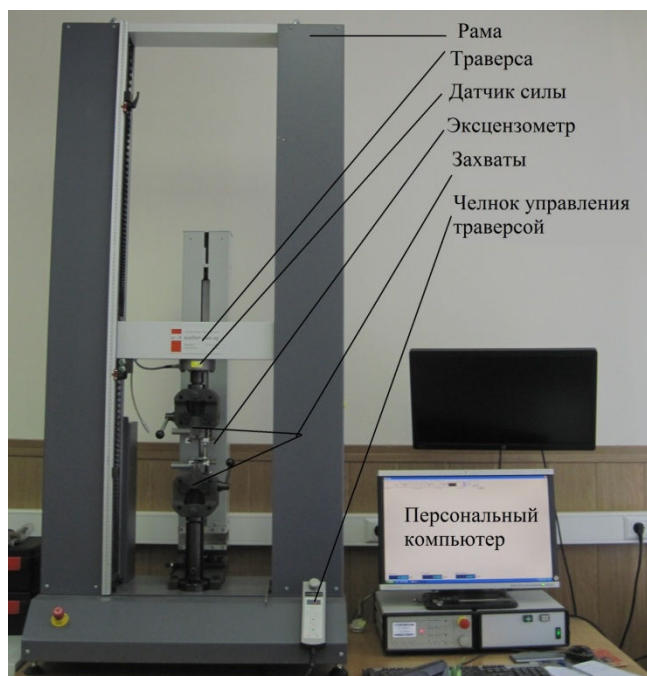


Рис. 2.20. Внешний вид разрывной машины Walter Bai LFM-50-T

В результате были получены кривые зависимости напряжения от деформации, представленные ниже (рис. 2.21).

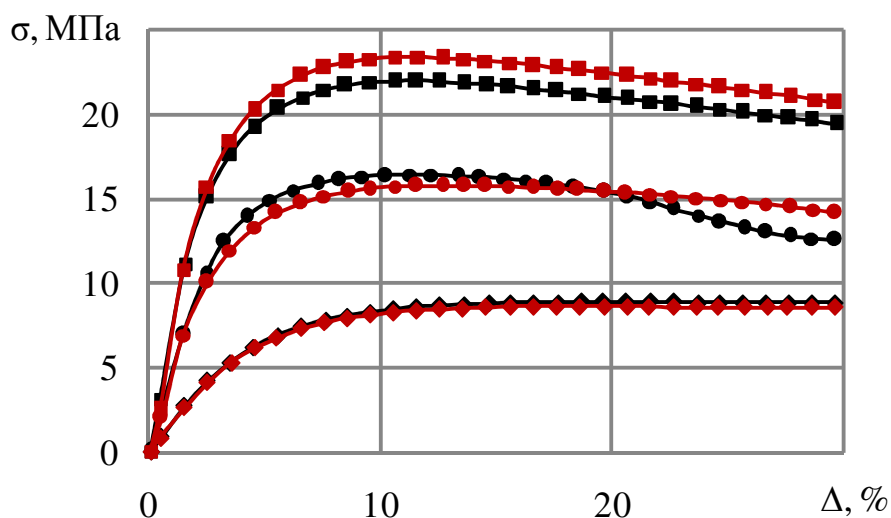


Рис. 2.21. Экспериментальные зависимости напряжения от деформации исходных полимерных композиций: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 – 81К; и вторичных: ● – Borealis ME 6052; ◆ – ПЭ 153 - 10К; ■ – ПЭ 273 - 81К.

Сравнительный анализ механических свойств исследуемых материалов позволяет утверждать, что процесс переработки практически не сказывается на прочностных характеристиках исследуемых полимеров, наибольшее отличие по максимальному значению напряжения было получено для полимерной композиции марки 273-81К и составило 4%.

Таким образом, можно сделать вывод о возможности повторного использования полимерных композиций на основе полиэтилена в производстве электрической изоляции кабелей и проводов, так как процесс переработки не приводит к существенному изменению эксплуатационных характеристик. Однако существует ряд важных условий, без выполнения которых не возможно получение качественного готового продукта: весь материал должен собираться в чистые металлические контейнеры, исключая возможность попадания различных примесей, и второе – это обеспечение правильного технологического режима переработки без превышения температуры начала термической деструкции.

2.4. Выводы по главе

1. По средствам термогравиметрического анализа определен диапазон термической стабильности исследуемых полимеров, при котором не происходит изменение массы материала и его деструкции.

2. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии проведено экспериментальное исследование температурной зависимости удельной теплоемкости исследуемых полимерных композиций.

3. При помощи анализатора теплопроводности FOX 50 построена температурная зависимость коэффициента теплопроводности полимера в твердом и расплавленном состоянии.

4. Методом гидростатического взвешивания и линейной дилатометрии определена зависимость плотности исследуемых материалов от температуры.

5. Проведено исследование зависимости вязкости от скорости сдвига и температуры на реометре DHR-2, а так же получены коэффициенты для реологических уравнений состояния.

6. Рассмотрены различные реологические законы для псевдопластических полимеров и определены границы их адекватного использования.

7. Проведено экспериментальное исследование электрических и механических свойств полимерных композиций, которые являются основными эксплуатационными характеристиками данных материалов. По результатам сделан вывод о возможности повторного использования данных полимеров в производстве.

3. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЗОНЕ ДОЗИРОВАНИЯ ЭКСТРУДЕРА И ФОРМУЮЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ

Математическое описание процессов течения аномальновязких полимерных материалов в канале зоны дозирования пластицирующего экструдера с учетом формующего инструмента основывается на законах сохранения энергии, массы и количества движения. Решение поставленной задачи течения производится поэтапно.

3.1. Математическое моделирование процессов тепломассопереноса расплава полимера в винтовом канале экструдера, с учетом выходного адаптера и формующей головки

3.1.1. Постановка задачи

На первом этапе решения общей задачи тепломассопереноса строится математическая модель процессов течения полимера в винтовом канале одношнекового экструдера, без учета адаптера и формующего инструмента. Схематичное изображение пластицирующего экструдера представлено на рис. 3.1.

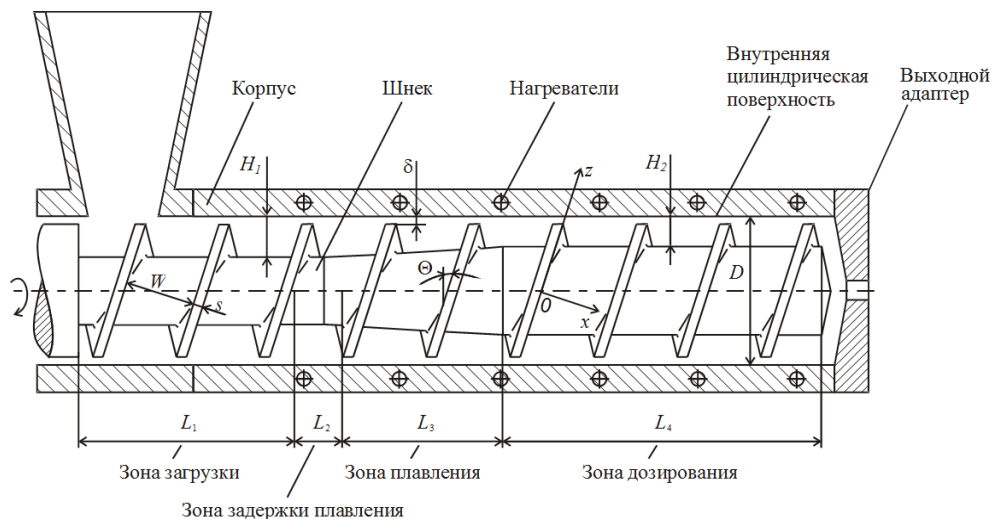


Рис. 3.1. Схема одношнекового пластицирующего экструдера

При описании процессов течения расплава полимера в зоне дозирования используется ряд допущений, в соответствии с которыми могут быть построены различные пространственные модели. На рисунке 3.2, а представлена модель развернутого винтового канала на плоскость, на рис. 3.2, б – модель винтового канала без учета зазора между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса, на рис. 3.2, в – модель винтового канала с учетом зазора. Во всех моделях используется декартовая система координат.

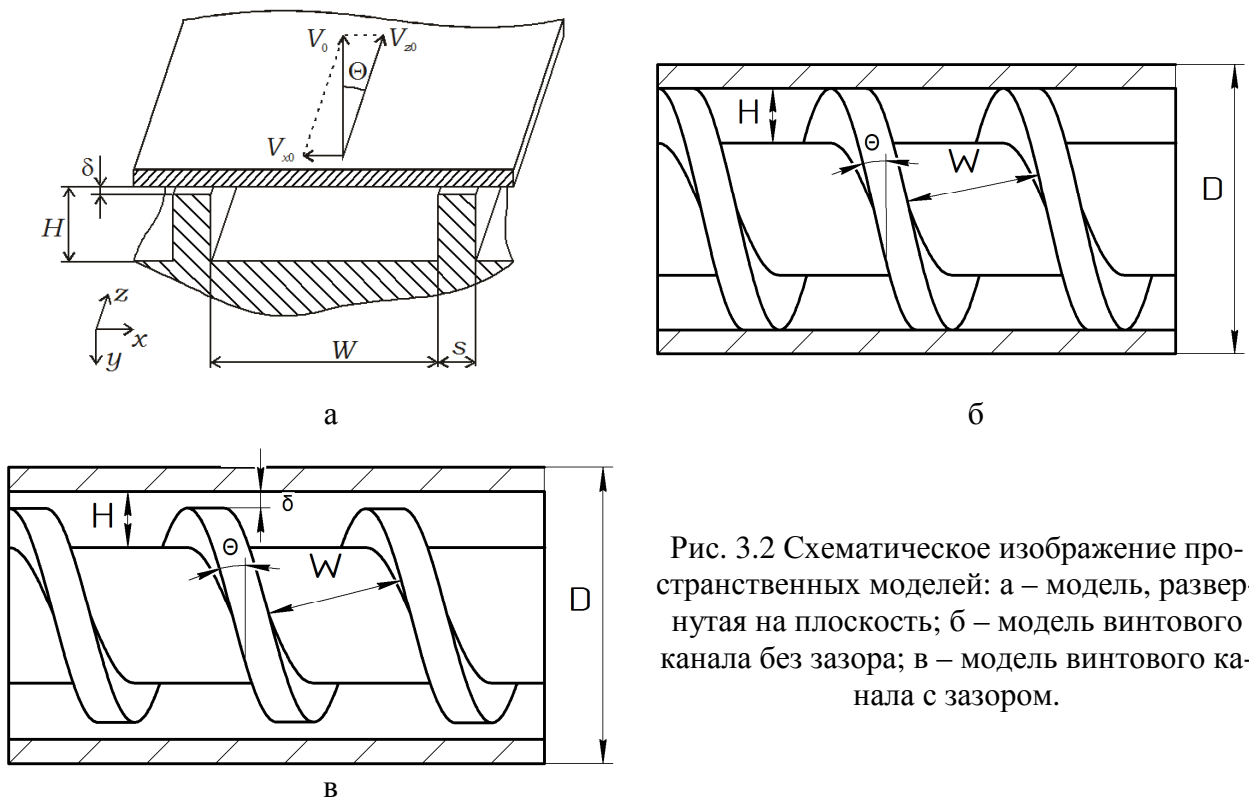


Рис. 3.2 Схематическое изображение пространственных моделей: а – модель, развернутая на плоскость; б – модель винтового канала без зазора; в – модель винтового канала с зазором.

Для всех описанных выше моделей течения расплава полимера, были сделаны следующие общие допущения: процесс стационарный и установившийся при постоянном массовом расходе, расплав полимера считается чисто вязкой, несжимаемой средой, массовые силы равны нулю [11]. Для каждой из пространственных математических моделей с различным представлением геометрии канала экструдера (рис. 3.2, а-в) рассматривается режим течения в условиях вращающегося цилиндрического корпуса (использовался принцип обращенного движения, заключающейся в том, что при неподвижном шнеке

вращается корпус в направлении противоположном исходному вращению шнека с окружной скоростью V_0).

С учетом сделанных допущений система дифференциальных уравнений, основанных на законах сохранения, имеет вид:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0, \quad (3.1)$$

$$\rho_m \left(v_x \frac{\partial v_x}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_x}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_x}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z}, \quad (3.2)$$

$$\rho_m \left(v_x \frac{\partial v_y}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_y}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_y}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z}, \quad (3.3)$$

$$\rho_m \left(v_x \frac{\partial v_z}{\partial x} + v_y \frac{\partial v_z}{\partial y} + v_z \frac{\partial v_z}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial z} + \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zz}}{\partial z}, \quad (3.4)$$

$$\rho_m C_m \left(v_x \frac{\partial T}{\partial x} + v_y \frac{\partial T}{\partial y} + v_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \lambda_m \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \Phi, \quad (3.5)$$

$$G_0 = \rho_m \int_0^W \int_0^H v_z(x, y) dx dy = const, \quad (3.6)$$

где x, y, z – прямоугольные координаты; ρ_m, C_m, λ_m — соответственно плотность, теплоемкость и коэффициент теплопроводности расплава полимера; v_x, v_y, v_z — компоненты скорости движения расплава полимера; τ — компоненты девиатора тензора напряжений; Φ — функция диссипации; P — давление; μ_3 — эффективная вязкость расплава полимера, являющаяся функцией скорости сдвига и температуры; T — температура; W и H — соответственно ширина и высота рабочего канала экструдера.

Для того чтобы полностью охарактеризовать поведение расплава полимера, необходимо установить связь между величиной напряжения и соответствующими значениями скоростей деформаций. С этой целью получен-

ную систему уравнений (3.1) – (3.6) следует дополнить реологическими уравнениями:

$$\begin{aligned} \tau_{xx} = 2\mu_{\vartheta} \frac{\partial v_x}{\partial x}; \tau_{yy} = 2\mu_{\vartheta} \frac{\partial v_y}{\partial y}; \tau_{zz} = 2\mu_{\vartheta} \frac{\partial v_z}{\partial z}; \tau_{xy} = \tau_{yx} = \mu_{\vartheta} \left(\frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x} \right); \\ \tau_{yz} = \tau_{zy} = \mu_{\vartheta} \left(\frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y} \right); \tau_{zx} = \tau_{xz} = \mu_{\vartheta} \left(\frac{\partial v_z}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial z} \right) \end{aligned}, \quad (3.7)$$

Функция диссипации вычисляется по формуле:

$$\Phi = \mu_{\vartheta} \frac{I_2}{2}, \quad (3.8)$$

здесь I_2 – второй инвариант тензора скоростей деформации:

$$\begin{aligned} I_2 = 2 \left[\left(\frac{\partial v_x}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v_y}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial v_z}{\partial z} \right)^2 \right] + \\ + \left[\left(\frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y} \right)^2 + \left(\frac{\partial v_x}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial x} \right)^2 \right], \end{aligned} \quad (3.9)$$

Зависимость вязкости от температуры определяется уравнением Рейнольдса:

$$\mu_0 = \mu_{0|T_0} \exp(-\beta(T - T_0)), \quad (3.10)$$

где, $\mu_{0|T_0}$, β , T_0 – реологические и температурные константы.

Для описания зависимости эффективной вязкости от скорости сдвига использовались следующие реологические законы, наиболее часто используемые при исследовании течения псевдопластических жидкостей:

степенной закон

$$\mu_{\vartheta} = \mu_0 \dot{\gamma}^{\frac{n-1}{2}}, \quad (3.11)$$

где $\dot{\gamma}$ – скорость сдвига; μ_0 – начальная вязкость; n – показатель аномалии вязкости,

модель Керри

$$\mu_{\vartheta} = \left[1 + \lambda_k^2 \dot{\gamma} \right]^{\frac{n-1}{2}} (\mu_0 - \mu_{\infty}) + \mu_{\infty}, \quad (3.12)$$

где μ_0 – вязкость при нулевой скорости сдвига; μ_{∞} – вязкость при бесконечной скорости сдвига; λ_k – константа,

модель Кросса

$$\mu_{\vartheta} = \mu_{\infty} + \frac{\mu_0 - \mu_{\infty}}{1 + \lambda \dot{\gamma}^m}, \quad (3.13)$$

где μ_0 – вязкость при нулевой скорости сдвига; μ_{∞} – вязкость при бесконечной скорости сдвига; λ, m – константы модели.

Система уравнений (3.1) – (3.13) замыкается следующими краевыми условиями:

Для определения граничных условий по температуре на входе в зону дозирования предварительно была решена задача течения и теплообмена в канале пластицирующего экструдера с помощью программы «Universal Screw 12» [111]. В результате решения задачи течения и плавления полимера в длинном прямоугольном канале было определено распределение средней температуры по длине канала, в том числе значение температуры в сечении, соответствующем началу зоны дозирования. Таким образом, температура на входе по высоте канала $T_{вх}$ принималась равной 225 °С.

На поверхности шнека и на внутренней поверхности цилиндра задаются изотермические условия по температуре, которые считаются неизменными на протяжении всей длины зоны дозирования и составляют 210 °С на шнеке и 200 °С на корпусе.

Граничные условия для компонент скорости определяются из условия прилипания к твердым непроницаемым поверхностям. На входе в канал задается эпюра скоростей соответствующая массовому расходу. На выходе из канала зоны дозирования задается условие установившегося течения.

В результате численной реализации предложенных математических моделей была выбрана геометрия канала, использование которой позволило

наиболее адекватно описать процессы тепломассопереноса в зоне дозирования пластицирующего экструдера.

На втором этапе численного исследования строится пространственная модель течения расплава полимера в зоне дозирования, адаптере и формующем инструменте, схематическое изображение которой представлено на рисунке 3.3.

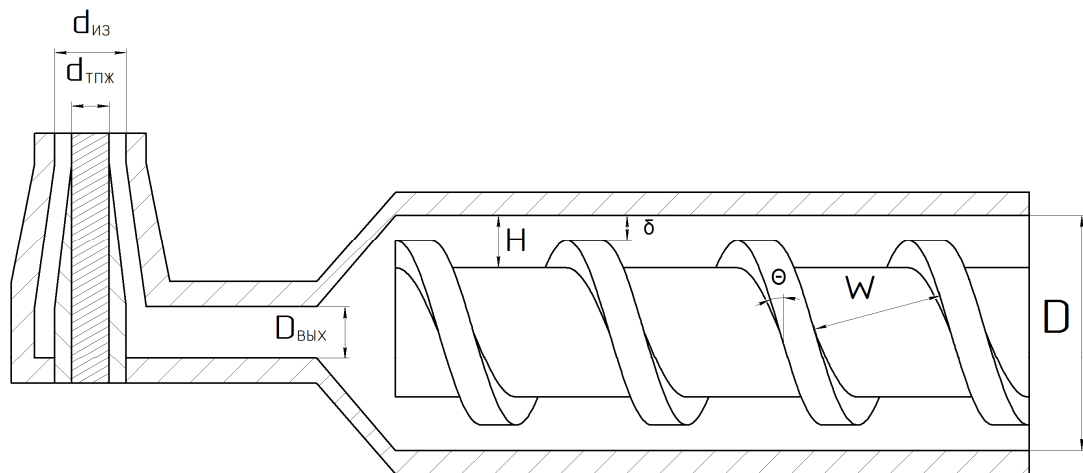


Рис. 3.3. Схематическое изображение полной геометрической модели

Система дифференциальных уравнений, описывающая течение и теплообмен сохраняет вид (1)-(13). К условиям однозначности добавляются условия установившегося потока на выходе из формующего инструмента. Температура неподвижных стенок адаптера и формующей головки задавалась раной 200°C . Для того чтобы максимально приблизить условия течения расплава полимера к реальному процессу, на торце шнека задается вращательное движение.

3.1.2. Метод решения и исследование сходимости

Решение полученной системы дифференциальных уравнений, замкнутой соответствующими краевыми условиями возможно только с помощью численных методов. На сегодняшний день для реализации моделей процес-

сов течения расплава полимера в трехмерной постановке широко используется метод конечных объемов (МКО) [112]. Основным преимуществом данного метода является высокая точность решения задач, имеющих сложную геометрию исследуемой области. Дискретизация исследуемых пространственных моделей осуществляется в программном пакете ANSYS, использовалась блочно-структурированная сетка, в качестве формы конечного объема которой являлся гексаэдр. Так как модель плоского канала имеет простую геометрию, при дискретизации ее расчетной области использовалась сетка конечных объемов, состоящая из одного структурированного блока, представленная на рис. 3.4, элемент в этом случае представлял собой гексаэдр. Для разбиения модели винтового канала без зазора использовался аналогичный способ дискретизации.

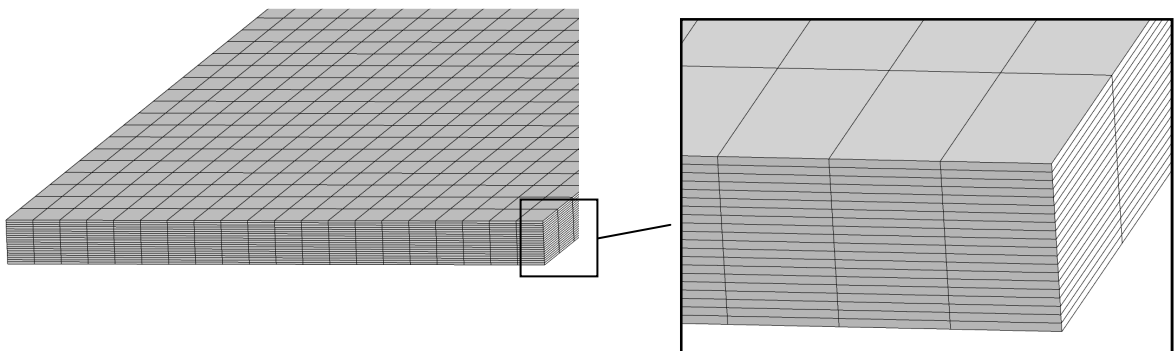


Рис. 3.4 Сетка конечных объемов для модели развернутого винтового канала на плоскость

Две другие модели (винтовой канал с зазором и пространственная модель с формующим инструментом) имеют более сложную геометрическую форму. Для дискретизации их расчетных областей потребовалось использование многоблочной структурированной сетки. На рис. 3.5 представлена сетка конечных объемов для модели винтового канала с зазором между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса.

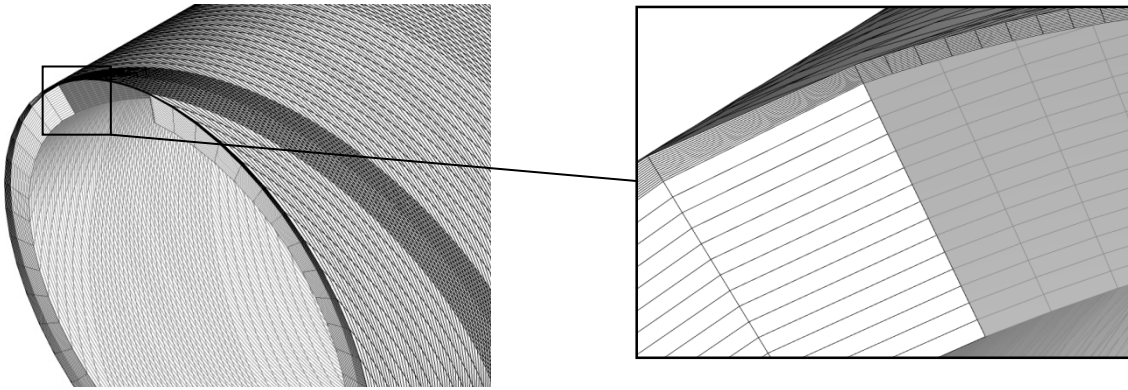


Рис. 3.5 Сетка конечных объемов для модели винтового канала с зазором

Так как дискретизация расчетных областей исследуемых моделей проводилась различными способами, необходимо было определить достаточное количество конечных объемов для каждой из них. Оценка сходимости решения проводилась по относительной погрешности изменения температуры. В каждом узле относительная погрешность по модулю не должна была превышать некоторой заданной малой величины ε

$$\left| \frac{T^{m+1} - T^m}{T} \right| \leq \varepsilon, \quad (3.14)$$

при этом итерационная процедура сходилась и на $m + 1$ итерации.

На рисунке 3.6 представлена кривая относительной погрешности изменения температуры от количества элементов расчетной области.

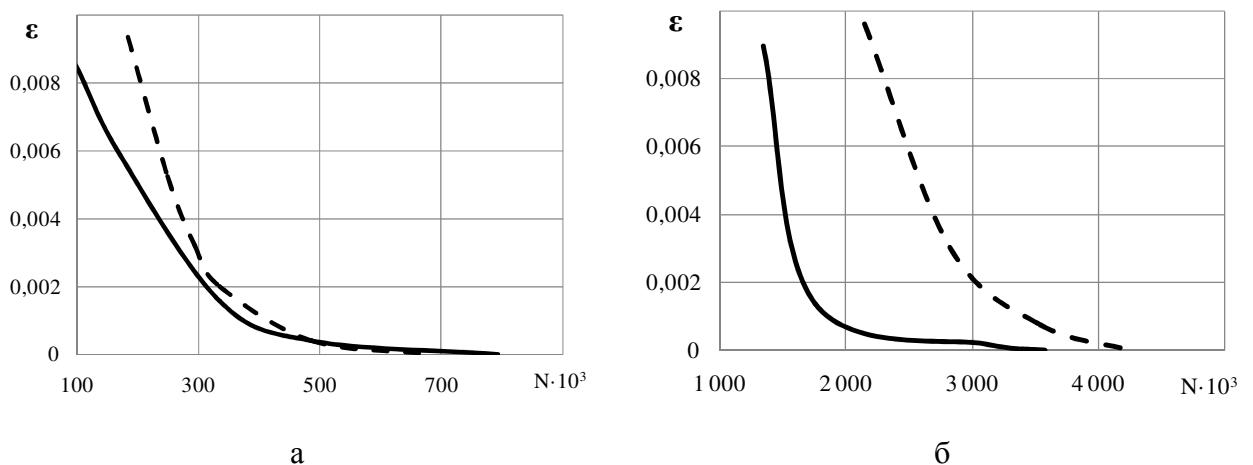


Рис. 3.6 Зависимость относительной погрешности значений максимальной температуры от количества элементов: а) — развернутый канал, — — винтовой канал; б) — винтовой с зазором, — — пространственная модель с формирующим инструментом.

Поскольку при увеличении количества элементов сетки значительно возрастает время счета, то была выбрана сетка с количеством элементов равным 486327 (для модели развернутого канала и винтового без зазора). Для решения задачи течения расплава полимера в винтовом канале с зазором потребовалась сетка с количеством элементов равным 1 757 000. Наибольшее число элементов потребовалось для пространственной модели с формулирующим инструментом – 3678000, так как кроме зоны дозирования в нее входит кабельная головка и адаптер.

На следующем этапе численного исследования процесса течения проводилась оценка сходимости итерационного процесса. Так как установление решения по температуре происходит значительно дольше, чем по другим параметрам, тот же критерий (3.14) был выбран для анализа сходимости итерационного процесса. Результаты численного расчета представлены на рис. 3.7.

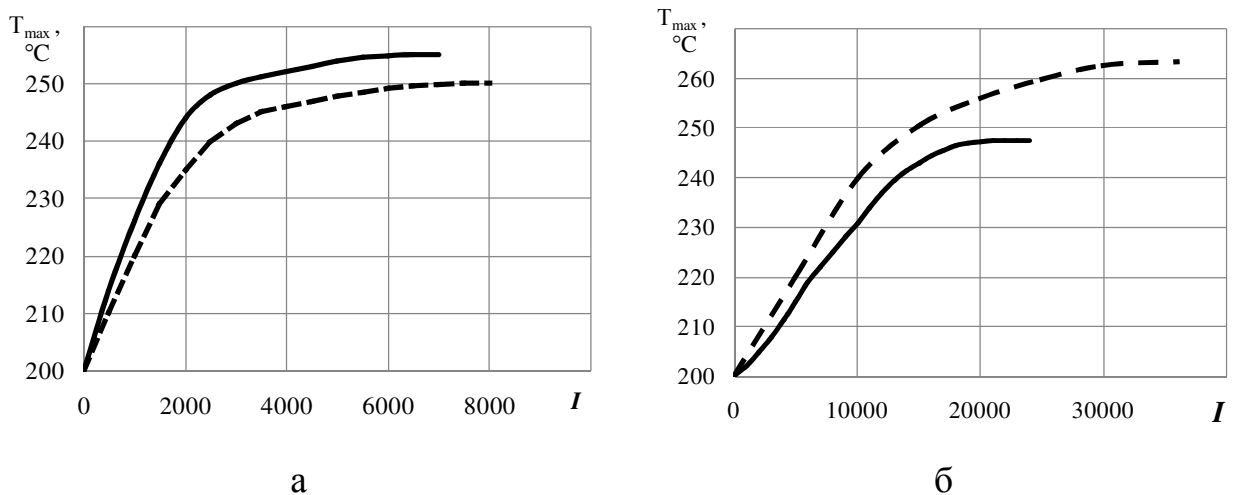


Рис. 3.7 Зависимость максимальной температуры от количества итераций: а) — развернутый канал, — — винтовой канал; б) — винтовой с зазором, — — пространственная модель с формулирующим инструментом.

Анализ полученных зависимостей показал, что сходимость решения в случае развернутого канала и винтового без зазора достигается за 7 000 итераций (см. рис. 3.7 а), в то время как для модели винтового канала с зазором это значение составляет 22 000. Так как полная пространственная модель зоны дозирования и формулирующего инструмента с адаптером имеет сложную геометрию и разбита на существенно большее число элементов, для установ-

ления решения потребовалось более 34 000 итераций (см. рис. 3.7 б). Результаты оценки сходимости представлены в работе [113].

3.1.3. Проверка адекватности математических моделей

Проверка адекватности разработанных математических моделей осуществлялась путем сопоставления полученных результатов и данных, представленных в статье [79], где приведены результаты численного и экспериментального исследования течения полимера в зоне дозирования, а так же сравнением с результатами работы [114].

В работе [79] рассматривалась модель винтового канала развернутого на плоскость с использованием допущения об обратном движении. В качестве перерабатываемого материала использовался полиэтилен низкой плотности марки Lupolen 1800Н. Зависимость вязкости от скорости сдвига описывалась реологическим законом Керри-Яшидо [115]:

$$\eta_{\dot{\gamma}} = \eta_0 \alpha \left[1 + (\lambda \alpha \dot{\gamma})^a \right]^{\frac{(n-1)}{a}}, \quad (3.15)$$

где $n = 0.334$, $\mu_0 = 12156 [Па \cdot c]$, $\lambda = 0.6247 [c]$, $a = 1$.

Температурный коэффициент α определяется следующим образом:

$$\alpha = \exp \left[\beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \right], \quad (3.16)$$

где $\beta = 5533 [K]$.

Теплофизические характеристики линейно зависят от температуры:

$$\lambda_m = k_1 + k_2 (T - T_0), \quad (3.17)$$

и

$$C_m = c_1 + c_2 (T - T_0), \quad (3.18)$$

где $k_1 = 0.2175 \left[\frac{Bm}{M \cdot K} \right]$, $k_2 = -0.00025 \left[\frac{Bm}{M \cdot K^2} \right]$, $c_1 = 2640 \left[\frac{Дж}{кг \cdot K} \right]$,
 $c_1 = 4.6 \left[\frac{Дж}{кг \cdot K} \right]$.

Плотность ρ_m выражается функцией температуры и давления:

$$\rho_m = \frac{\rho_0}{1 + b_1(T - T_0) - \left[b_2 + b_3(T - T_0)b_4 \ln \left(1 + \frac{P}{b_5} \right) \right]}, \quad (3.19)$$

где $\rho_0 = 786.4 \left[\frac{кг}{м^3} \right]$, $b_1 = 6.153 \cdot 10^{-4} \left[\frac{1}{K} \right]$, $b_2 = 8.95 \cdot 10^{-5} \left[\frac{1}{Па} \right]$,
 $b_3 = 1.276 \cdot 10^{-7} \left[\frac{1}{Па \cdot K} \right]$, $b_4 = 1643 [Па]$, $b_5 = 1643 \cdot 10^{-5} [Па]$.

На входе в канал задавалась температура расплава полимера равная 153 °С, на внутренней поверхности корпуса и на шнеке - линейное распределение температуры (см. таб. 3.2).

Геометрия зоны дозирования приведена в таблице 3.1, технологические параметры процесса - в таблице 3.2.

Таблица 3.1.

Геометрия зоны дозирования.

Параметр	Величина
Внутренний диаметр цилиндра (корпуса), d мм	45
Наружный диаметр шнека, D мм	44,8
Шаг винтовой нарезки, мм	45
Ширина канала W, мм	38,8
Ширина гребня винтовой нарезки S, мм	4,1
Длина геометрической зоны дозирования, витки	10
Глубина канала в зоне дозирования, мм	3
Угол подъема винтовой линии, Θ град	17,66°
Радиальный зазор между гребнем шнека и корпусом δ, мм	0,1

Таблица 3.2.

Технологические параметры.

N, [об/мин.]	Расход m,[кг/ч]	T ₀ , [°C]	Изменение температуры корпуса по длине, [°C]		Изменение температуры шнека по длине, [°C]	
			от	до	от	до
200	43,8	153	151,3	150,6	171,5	174

Полученные результаты численных значений давлений и средних температур расплава на выходе из канала для трех вариантов геометрии канала, экспериментальные данные [79] и результаты расчета, приведенных в [79], представлены в таблицах 3.3, 3.4.

Таблица 3.3.

Средние значения температуры расплава на выходе из канала.

прямой канал		винтовой канал		винтовой канал с зазором		Расчетные данные [79],		Экспериментальные, [79]
[°C]	%	[°C]	%	[°C]	%	[°C]	%	[°C]
185,8	1	180	2,2	179	2,7	178	3,3	184

Из таблицы 3.3 видно, что средние значения температуры для всех трех моделей достаточно хорошо совпадают с экспериментом – отличие менее 3%. Следует отметить, что распределение температуры, полученное при расчете по модели плоского канала достаточно хорошо совпадает с данными статьи [79].

Таблица 3.4.

Перепад давления.

прямой канал		винтовой канал		винтовой канал с зазором		Расчетные данные [79]		Экспериментальные [79]
[МПа]	%	[МПа]	%	[МПа]	%	[МПа]	%	[МПа]
27,8	1	28,7	4,4	27,3	0,7	26,5	3,7	27,5

Сравнение величин давлений на выходе из зоны дозирования позволило сделать вывод о достаточно хорошем согласовании результатов всех предложенных моделей с экспериментальными данными статьи.

На рисунке 3.8 представлены кривые изменения давления по длине зоны дозирования для предложенных моделей, а так же экспериментальные данные статьи [79].

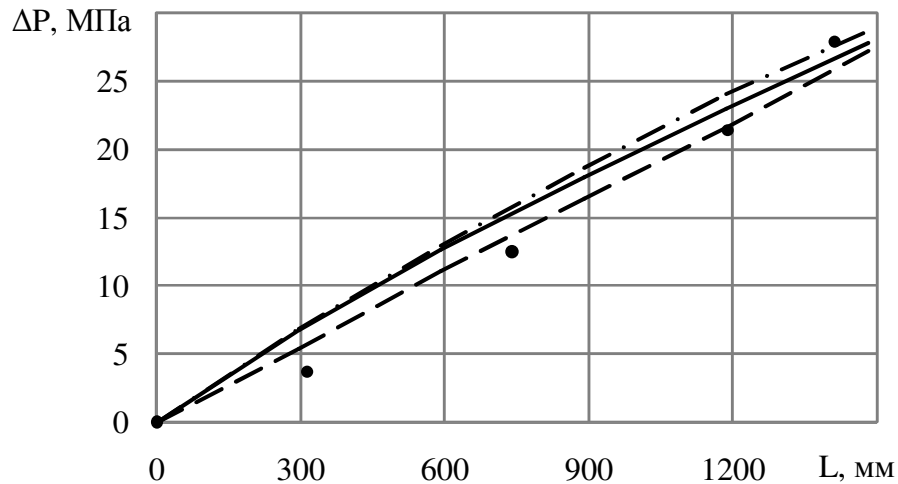


Рис. 3.8. Изменение давления расплава полимера по длине канала:
 ● – экспериментальные данные статьи [79]; — — — модель плоского канала;
 — · — · — модель винтового канала; — — — модель винтового канала с зазором.

Анализируя полученные графики можно сделать вывод о том, что результаты численных исследований предложенных моделей достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными, описанными в статье. Максимальное отличие наблюдается в начале расчетной области для моделей без зазора и составляет 22%. Наилучшее согласование результатов получено для модели винтового канала с зазором, по всей длине канала.

На следующем этапе было проведено сравнение результатов численного исследования процессов течения в винтовом канале экструдера, описанных моделями главы 3 с результатами расчета программы «Universal Screw 12» [111, 114, 116], где рассмотрена квазитрехмерная модель развернутого винтового канала на плоскость с использованием принципа обращенного движения, реализованная методом конечных разностей. Геометрические параметры исследуемой зоны экструдера представлены в таблице 3.5. Для проверки был выбран полиэтилен марки 153-02, реологические и теплофизические свойства которого представлены в таблице 3.6.

Таблица 3.5.

Параметры экструдера	
Параметр	Величина
Внутренний диаметр корпуса, мм	160,0
Наружный диаметр шнека, мм	159,4
Шаг винтовой нарезки, мм	160,0
Ширина канала, мм	137,3
Ширина гребня, мм	15,3
Длина зоны дозирования, витки	5
Глубина канала, мм	4
Угол подъема винтовой линии, °	17°39'
Радиальный зазор между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса, мм	0,3

Таблица 3.6.

Реологические теплофизические и свойства ПЭ 153-02

Параметр	Величина
Плотность, ρ ($\text{кг}/\text{м}^3$)	779
Коэффициент удельной теплоемкости, C ($\text{Дж}/\text{кг}\cdot\text{K}$)	2985
Коэффициент теплопроводности, λ ($\text{Вт}/\text{м}\cdot\text{K}$)	0,182
Коэффициент консистенции, μ_0	23901
Температурный коэффициент вязкости, β	0,0148
Температура, T_0 (K)	433
Показатель аномалии вязкости, n	0,34

В таблице 3.7 и 3.8 представлены значения средних и максимальных температур на выходе из канала, а так же перепад давления в зоне дозирования, полученные в результате расчета модели программы «Universal Screw 12» и предложенных моделей.

Таблица 3.7

Средние и максимальные значения температуры на выходе из канала при использовании степенного закона.

прямой канал		винтовой канал		винтовой канал с зазором		«Universal Screw 12»	
$T_{\text{макс}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{ср}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{макс}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{ср}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{макс}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{ср}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{макс}}, [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{ср}}, [^{\circ}\text{C}]$
251,7	231,8	247,1	231,5	245,7	229,6	252,5	231,7

Таблица 3.8

Изменение давления в зоне дозирования.

прямой канал	винтовой канал	винтовой канал с зазором	«Universal Screw 12»
ΔP , [МПа]	ΔP , [МПа]	ΔP , [МПа]	ΔP , [МПа]
17,1	18,2	16,6	16,2

Анализ полученных результатов показал, что все модели дают очень близкие значения с программой «Universal Screw 12», отличие по температуре не превышает 3%, по давлению – 12,4%. Лучшее согласование по давлению было получено для модели винтового канала с зазором, отличие составило 2,5%.

3.2. Выводы по главе

1. Построена пространственная математическая модель процессов тепломассопереноса расплава полимера в винтовом канале пластицирующего экструдера с учетом зазора над гребнем шнека.

2. Впервые предложена полная пространственная модель течения и теплообмена расплава полимера в винтовом канале экструдера с адаптером и формирующим инструментом.

3. Построена сетка конечных объемов и определено их необходимое количество. Проведена оценка сходимости итерационного процесса.

3. Проведена проверка адекватности предложенных математических моделей, реализованная путем сравнения полученных данных с реальными процессами и данными, представленными в открытой литературе. Отмечено достаточно хорошее согласование результатов для всех рассматриваемых моделей.

4. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ТЕЧЕНИЙ РАСПЛАВОВ ПОЛИМЕРОВ В ЗОНЕ ДОЗИРОВАНИЯ ЭКСТРУДЕРА И ФОРМУЮЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ

4.1. Численный анализ процессов тепломассопереноса в зоне дозирования экструдера для различных пространственных математических моделей

В работе были построены три различные пространственные математические модели течения и теплообмена расплава полимера в зоне дозирования экструдера, отличающиеся геометрическим представлением канала.

На рис. 4.1. представлены три геометрии винтового канала экструдера: плоский канал - длинный прямоугольный параллелепипед (винтовой канал развернут на плоскость), где в отличие от известной модели [1] гидродинамическая задача решается в трехмерной постановке, б) винтовой канал, в) винтовой канал с зазором между гребнем шнека и внутренней поверхностью цилиндра. Для каждой из представленных ниже геометрий было проведено численное исследование процессов тепломассопереноса с использованием допущения об обратном движении. Предложенные модели рассмотрены в статье [117].

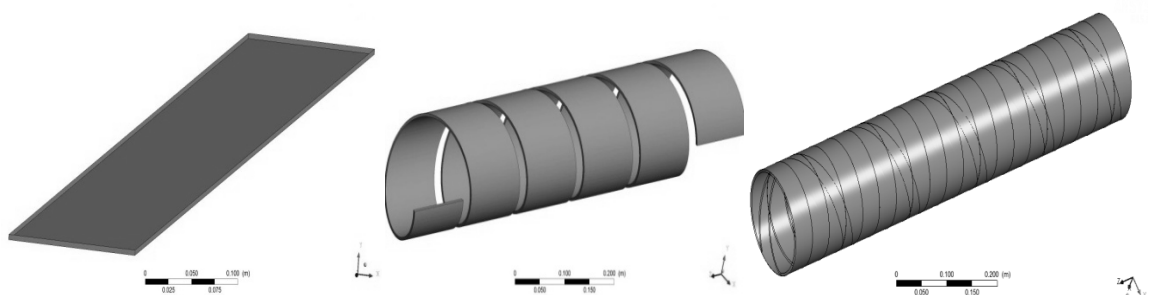


Рис. 4.1. Геометрические модели канала экструдера: а - плоский канал; б - винтовой канал; в – винтовой канал с зазором

Численные исследования процессов течения в зоне дозирования проводились для экструдера с классической геометрией шнека (см. рис. 3.1), кото-

рый используется при переработке полимерных материалов на кабельном производстве. Его геометрические размеры представлены в таблице 3.5.

Теплофизические и реологические свойства перерабатываемой полимерной композиции на основе полиэтилена низкой плотности (марки 153-10К) приведены в таблице 4.1. В области температур, превышающих 190°C, величина теплоемкости изменяется незначительно (см. рис. 3.4). Поэтому для расчета было выбрано среднее значение коэффициента в диапазоне температур от 200 до 260°C, которое соответствует температурному диапазону в зоне дозирования. Приведенные в таблице 4.1 величины плотности и теплопроводности определялись из тех же соображений. Для описания зависимости эффективной вязкости от скорости сдвига использовался степенной закон. Температурная зависимость вязкости описывалась уравнением Рейнольдса.

Таблица 4.1.

Реологические и теплофизические свойства полимера

Полимер	n	μ_0	T_0	β	ρ_m	λ_m	C_m
	–	Па·с ^{n}	°C	1/°C	кг/м ³	Вт/(м·°C)	Дж/(кг·°C)
ПЭ 153-10К	0,35	23633	160	0,0121	914,0	0,238	2484

Течение расплава полимера в канале зоны дозирования для всех геометрических моделей описывалось системой уравнений (2.1) – (2.11), замкнутой нижеследующими граничными условиями.

Граничные условия по температуре на входе в зону дозирования определялись средней температурой расплава на выходе из зоны плавления, полученной из решения задачи течения и теплообмена в канале пластицирующего экструдера с помощью программы «UniversalScrew 12» [111]. Температура на входе по высоте канала $T_{\text{вх}}$ принимается равной 225°C. Число оборотов шнека $N_{\text{ш}}=60$ об./мин. На поверхности шнека и на внутренней поверхности цилиндрического корпуса задаются изотермические условия по температуре, которые остаются неизменными по всей длине зоны дозирования. Температура составляет 210 °C, на шнеке ($T_{\text{ш}}$) и 200 °C на корпусе ($T_{\text{ц}}$). На входе в канал эпюра скоростей рассчитывалась из массового расхода (G_0),

равного 0,06 (кг/с). На выходе из канала, скорости и температура принимали значения, соответствующие установившемуся течению.

Решение замкнутой системы дифференциальных уравнений, осуществлялось методом конечных объемов в пакете ANSYS.

В результате численных исследований были получены поля температур, скоростей, вязкостей и скоростей сдвига для моделей развернутого и винтовых каналов (с зазором и без) в условиях обращенного движения. Полученные результаты описаны в работе [117].

Максимальные и средние по всему объему канала значения температур, вязкости и скоростей сдвига приведены в табл. 4.2.

Анализируя данные таблицы можно отметить, что значения температур, полученные для всех моделей достаточно близки, отличие по максимальной температуре не превышает 3%, по средней – 1%, несмотря на то, что для модели канала с зазором есть существенные различия по максимальным величинам скорости сдвига и вязкости. Это связано с наличием зазора между гребнем шнека и цилиндрическим корпусом, где возникают наибольшие скорости сдвига, однако в силу малого объема надгребневой области канала на температурные поля в зоне дозирования это сказывается незначительно. Так же все модели дают достаточно адекватные результаты по распределению давления в зоне дозирования. Нужно отметить, что третья геометрическая модель наиболее приближена к реальной геометрии канала. Еще одним преимуществом данной модели является возможность дополнения ее формулирующим инструментом, что позволит исследовать процессы совместного течения расплава полимера в зоне дозирования и кабельной головке.

Таблица 4.2.

Средние по объему значения скоростей сдвига и вязкости для степенного закона, для различных геометрических моделей

Геометрическая модель	Температура		Скорость сдвига, с^{-1}	Вязкость, $\text{Па}\cdot\text{с}$	Перепад давления
	$T_{\text{макс}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{ср}}, ^\circ\text{C}$	Средн.	Средн.	$\Delta P, \text{МПа}$
Прямой канал	254,7	233,8	134,5	578,0	17,7
Винтовой без зазора	250,1	233,5	134,3	531,3	18,9
Винтовой с зазором	247,7	231,6	166,2	482,5	17,3

Для оценки характера течения расплава полимера в рассматриваемых моделях, были построены поля распределения температуры (рис. 4.3.), скоростей сдвига (рис. 4.4.) и вязкости (рис.4.5.) в пяти поперечных сечениях по длине зоны дозирования. Поскольку характеры течения в плоском и винтовом канале без зазора подобны, то на рисунках представлены полученные результаты для плоского и винтового канала с зазором. Для наглядности изображения полей увеличены по высоте канала в 3 раза. Из рисунка 4.3 видно, что области максимальных температур расположены в верхней части канала для всех рассматриваемых моделей. Нужно отметить, что при переходе от модели прямого канала к модели винтового канала с зазором погрешность в результатах максимального значения температуры достигает 2,7 %. При этом погрешность в значениях средней температуры не превышает 1%.

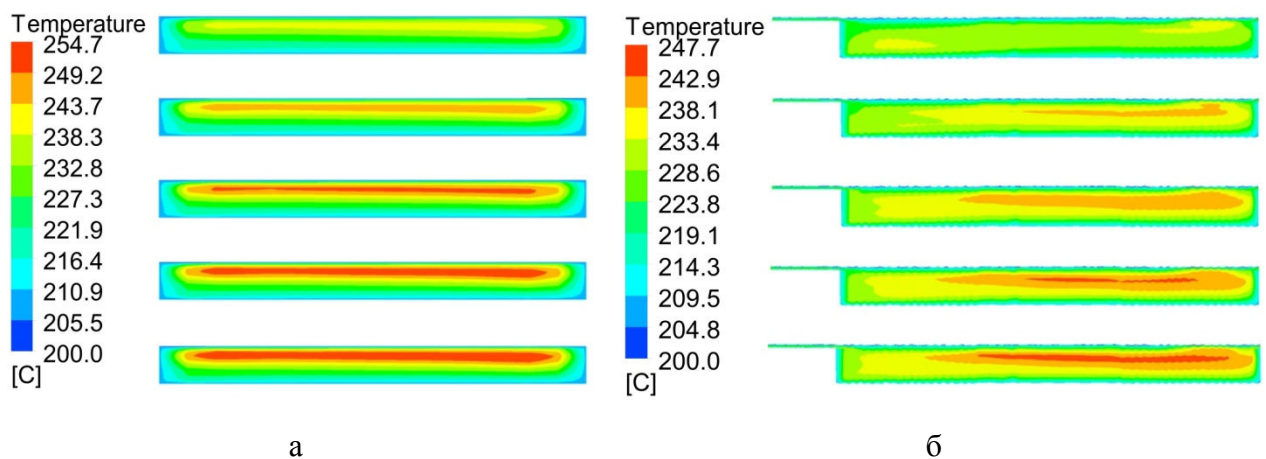


Рис. 4.3. Температурные поля: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

Анализ полей скорости сдвига для рассматриваемых моделей (рис.4.4) позволил сделать вывод о том, что максимальные скорости сдвига располагаются вблизи подвижных поверхностей. Нужно отметить, что средние значения величин скоростей сдвига для первой и второй геометрии практически совпадают (таблица 4.2), а в модели винтового канала с зазором наблюдается значительное увеличение значений скоростей сдвига, по сравнению с другими моделями. Их появление связано с наличием зазора между гребнем шнека и внутренней поверхностью корпуса. Однако в силу того, что данная область

достаточно мала, это явление практически не оказывает влияние на значения максимальных температур в канале зоны дозирования.

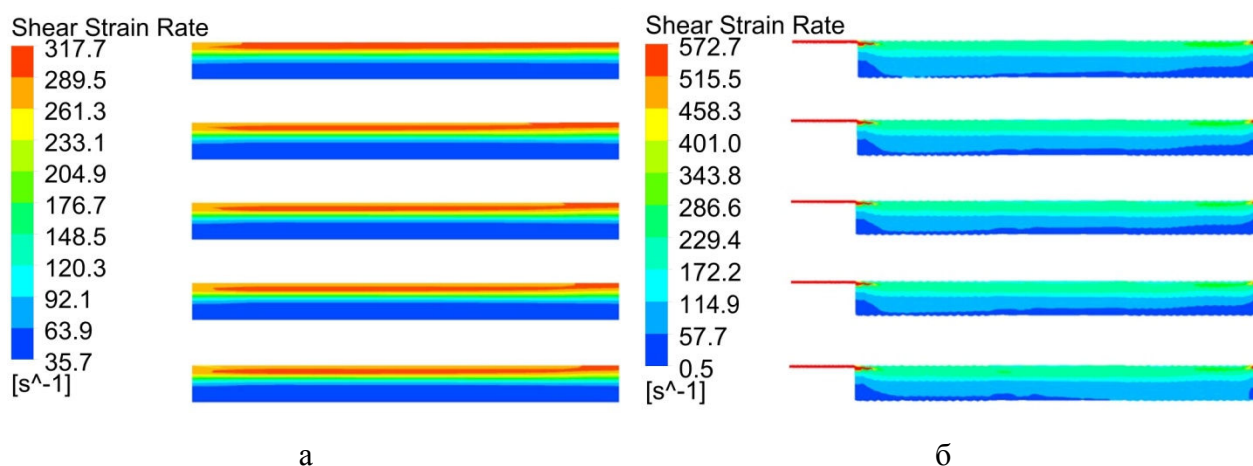


Рис. 4.4. Поля скоростей сдвига: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

Ниже представлены поля вязкости расплава в поперечных сечениях для моделей плоского канала и винтового с зазором (рис. 4.5).

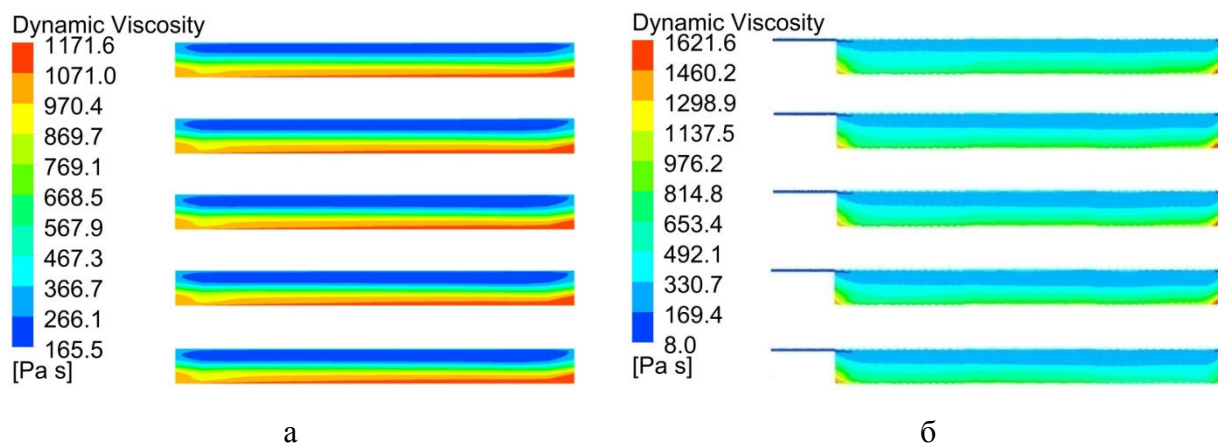


Рис. 4.5. Поля вязкости: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

Видно, что максимальные значения вязкостей расположены в областях наименьших значений скоростей сдвига, вблизи поверхности, образованной корпусом экструдера. Для последней модели, более приближенной к реальной геометрии зоны дозирования, в центре канала появляются области со значениями скорости сдвига близкими к $0,1 \text{ c}^{-1}$, что влечет за собой появле-

ния больших значений вязкости в соответствии с кривой течения (рис.3.14). Но в силу малого объема данных областей характер течения расплава в канале практически не изменяется. Описанные результаты представлены в работе [117].

Таким образом, можно сделать вывод о том, что все предложенные модели достаточно хорошо описывают процессы тепломассопереноса расплава полимера в зоне дозирования пластицирующего экструдера. При этом последняя модель винтового канала с зазором имеет ряд преимуществ, одним из которых является то, что данная модель наиболее приближена к реальной геометрии зоны дозирования. А так же предложенная модель может быть дополнена формирующим инструментом, и тем самым позволить исследовать процессы течения расплава полимера в зоне дозирования, выходном адаптере и кабельной головке.

4.2. Влияние геометрии канала на процессы течения в зоне дозирования

На сегодняшний день в промышленности используются экструдеры с различной геометрией (диаметр шнека варьируется от 25 мм до 320 мм), работающих при различных технологических режимах. Для того чтобы оценить возможность использования предложенных математических моделей для описания процессов течения расплавов полимеров в каналах различных экструзионных машин, (очевидно, что чем меньше диаметр шнека, тем больше кривизна канала и тем меньше обосновано применение модели развернутого канала, поскольку отношение высоты канала к диаметру шнека растет от $4/160$ до $3/45$) было проведено численное исследование процессов тепломассопереноса для экструдера с меньшим диаметром шнека с геометрическими параметрами, представленными в таблице 3.1, и технологическими параметрами, приведенными ниже.

Температура на входе по высоте канала $T_{\text{вх}}$ задавалась равной 153 °С. Число оборотов шнека $N_{\text{ш}}=200$ (об/мин). На внутренней поверхности корпуса и на шнеке задавалось распределение температуры по линейному закону. На корпусе температура задавалась равной 151,3 (°С), на шнеке – 171,5 (°С). На входе в канал задавалась эпюра скоростей рассчитанная исходя из массового расхода (G_0), равного 0,0122 (кг/с). На выходе из канала скорости имеют значения, отвечающие условию установившегося течения.

В результате численных исследований были получены поля температур, вязкостей и скоростей сдвига для всех трех пространственных моделей. В таблице 4.3 представлены максимальные и средние по всему объему канала значения температур, вязкости и скоростей сдвига.

Таблица 4.3.

Средние по объему значения скоростей сдвига и вязкости для степенного закона, для различных геометрических моделей

Геометрическая модель	Температура		Скорость сдвига, с ⁻¹	Вязкость, Па·с	Перепад давления
	$T_{\text{макс}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{ср}}, ^\circ\text{C}$	Средн.	Средн.	$\Delta P, \text{МПа}$
Прямой канал	217,5	198,2	165,3	819,4	35,3
Винтовой без зазора	204,9	191,5	163,6	805,4	39,5
Винтовой с зазором	204,5	187,9	183,4	794,4	35

Для описания процессов течения расплава полимера в зоне дозирования были построены поля распределения исследуемых параметров в пяти поперечных сечениях по длине канала, представленные ниже.

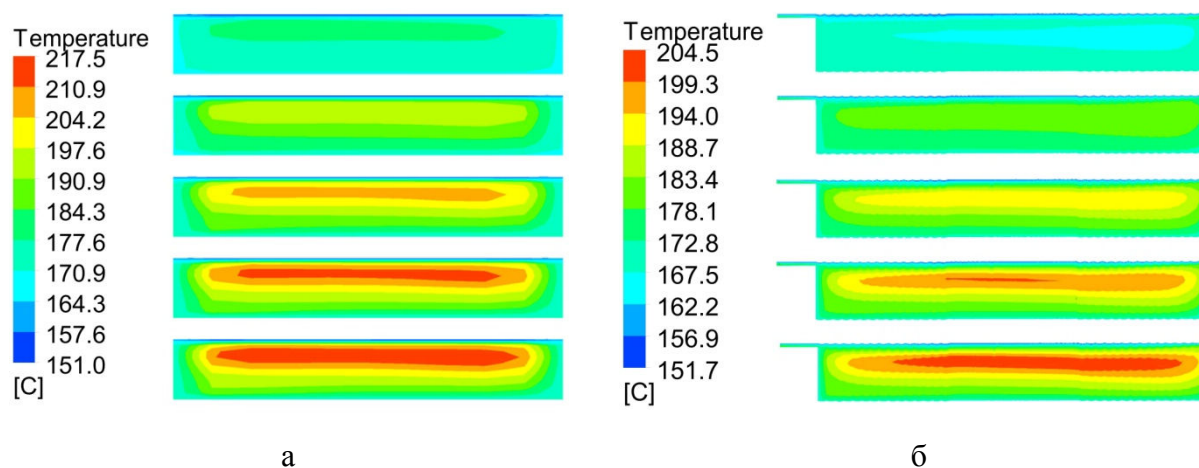


Рис. 4.6. Температурные поля: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

Анализ полученных распределений температур (рис. 4.6) показал, что области максимальных значений расположены в верхней части канала, аналогично экструдеру большего диаметра. При этом можно отметить увеличение погрешности расчетов в значениях максимальной температуры (табл. 4.3), при переходе от модели развернутого канала к винтовому с зазором, на 6%, что на 3,3 % больше, чем для экструдера с внутренним диаметром цилиндра 160 мм.

Ниже приведены поля скоростей сдвига (рис. 4.7) в поперечном сечении для моделей прямого канала и винтового с зазором.

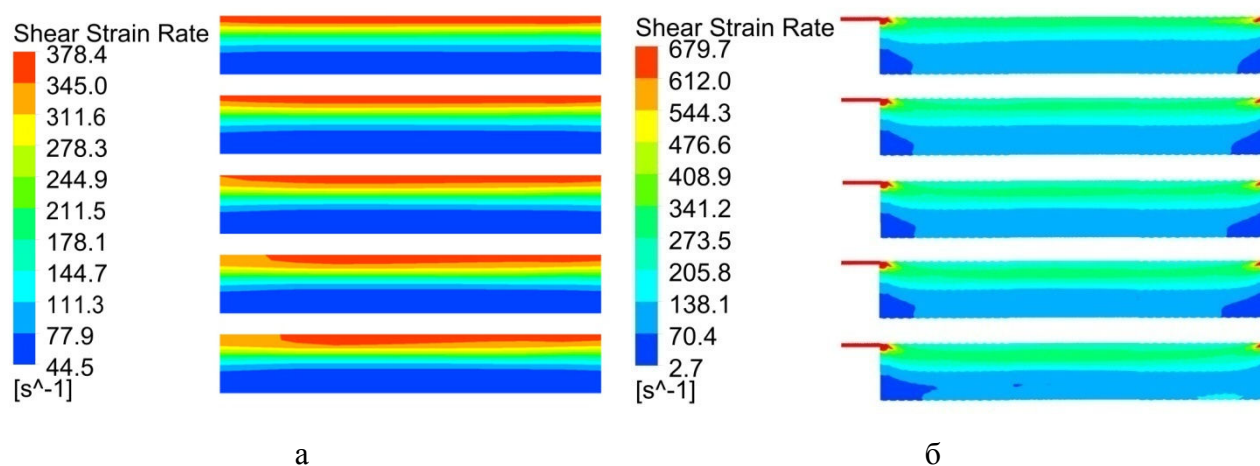


Рис. 4.7. Поля скоростей сдвига: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

Очевидно, что закономерности, характерные для большего экструдера (с внутренним диаметром цилиндра 160 мм) правомерны и для данной геометрии канала. Так максимальные скорости сдвига наблюдаются вблизи подвижных поверхностей, а для случая модели с зазором в надгребневой области. Представленные результаты численного исследования описаны в статье [113].

На рисунке 4.8 представлены поля вязкости для предложенных моделей. Здесь области, где полимер имеет максимальные значения вязкости, соответствуют областям с наименьшими скоростями сдвига. Такой же характер течения отмечался и для экструдера с большим (в 3,5 раза) диаметром, (рис.4.5).

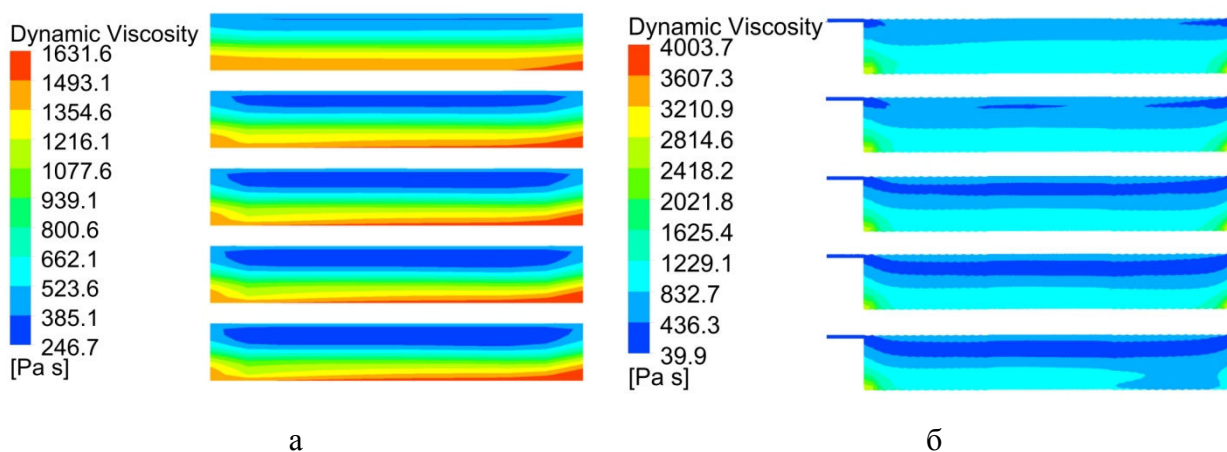


Рис. 4.8. Поля вязкости: а – прямой канал; б – винтовой канал с зазором

В результате проведенных исследований можно сделать вывод о том, что закономерности поведения полимера в зоне дозирования экструдера (поля температуры, вязкости и скорости сдвига) подобны для экструдеров с различной геометрией канала. Предложенные модели одинаково хорошо работают как для экструдеров с малым диаметром цилиндра, так и с большим. При этом необходимо отметить: чем меньше диаметр цилиндра экструдера, тем большее влияние на результаты расчетов оказывает допущение о развертке винтового канала на плоскость.

4.3. Сравнение реологических моделей при решении задачи течения в зоне дозирования экструдера

На сегодняшний день существует большое количество реологических моделей, позволяющих описать экспериментальные зависимости вязкости расплава полимера от скорости сдвига и температуры. Наиболее распространенными, при численном исследовании процессов течения, являются: степенной закон, модель Керри и модель Кросса. При этом, если кривые построенные по моделям Керри и Кросса близки, то вискозиметрическая кривая, описанная степенным законом, достаточно сильно отличается от экспериментальных данных в области низких скоростей сдвига (см. рис. 3.14). Посколь-

ку при циркуляционном трехмерном течении в зоне дозирования экструдера реализуется характерное поле скоростей сдвига, то важным является выбор реологической модели течения и сравнительный анализ наиболее используемых.

В таблице 4.4 приведены значения средней ($T_{\text{ср}}$) и максимальной ($T_{\text{макс}}$) температуры, полученные для всех трех исследуемых моделей канала с различными реологическими законами.

Таблица 4.4.

Максимальные и средние значения температуры на выходе из канала.

Закон вязкости	Прямой канал		Винтовой без зазора		Винтовой с зазором	
	$T_{\text{макс}}, (^\circ\text{C})$	$T_{\text{ср}}, (^\circ\text{C})$	$T_{\text{макс}}, (^\circ\text{C})$	$T_{\text{ср}}, (^\circ\text{C})$	$T_{\text{макс}}, (^\circ\text{C})$	$T_{\text{ср}}, (^\circ\text{C})$
Степенной	254,7	233,8	250,1	233,5	247,7	231,6
Керри	256,6	234,8	250,5	233,8	248,1	232,1
Кросса	254,1	233,3	249,5	233,1	247,0	231,2

На рис. 4.9 представлены поля температур расплава полимера по длине развернутого канала для различных реологических законов (таб. 4.4).

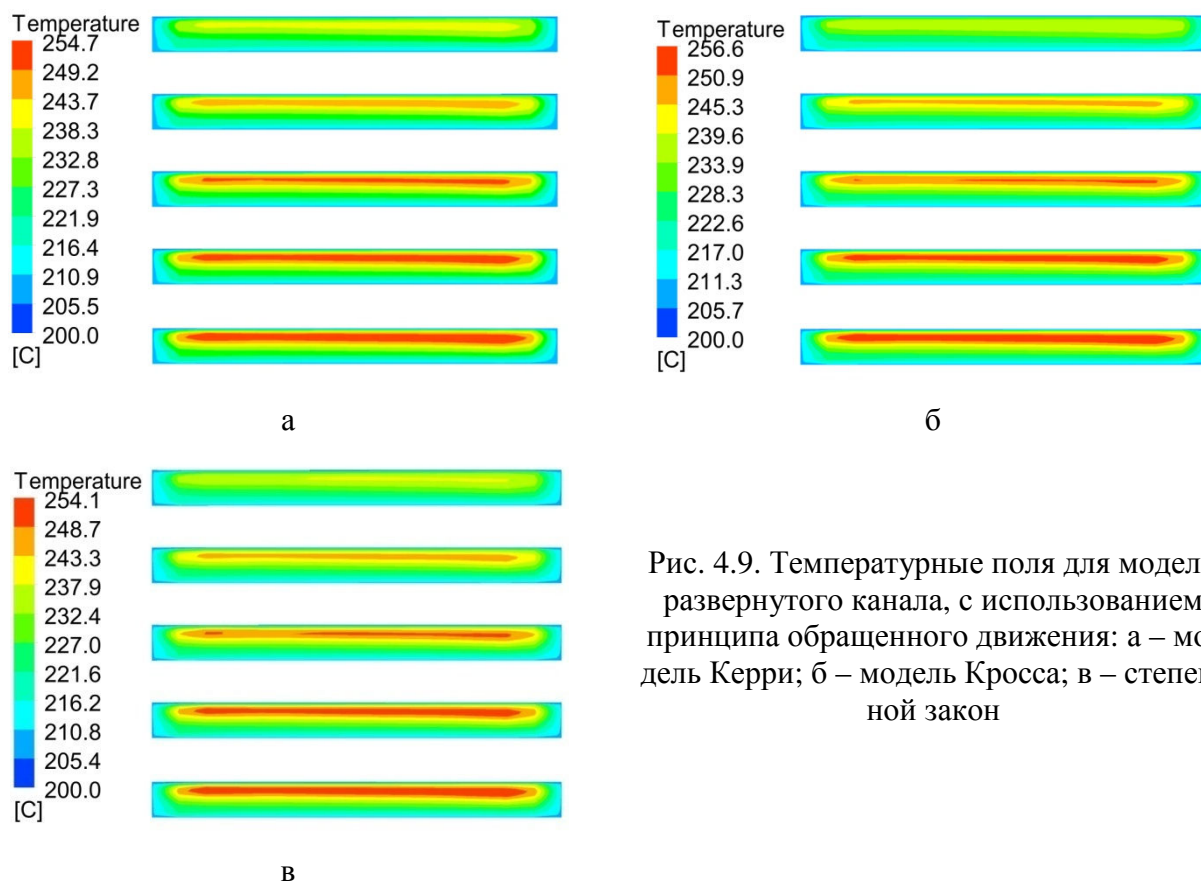


Рис. 4.9. Температурные поля для модели развернутого канала, с использованием принципа обращенного движения: а – модель Керри; б – модель Кросса; в – степенной закон

Отличие максимальных и средних температур на выходе из канала экструдера не превышает 2°C , не смотря на то, что степенной закон в области малых величин скоростей сдвига имеет существенное расхождения с экспериментальными данными и работает только в ограниченном диапазоне скоростей сдвига. Результаты исследования данных моделей опубликованы в работе [117].

Сравнение значений скоростей сдвига, реализующихся в канале для всех трех реологических законов при равных условиях и сделанных допущениях, отличаются не более чем на 3 % (см. табл. 4.5). Возможность использования степенного закона при описании течения полимера в канале обусловлена тем, что в зоне дозирования реализуются скорости сдвига, величина которых значительно больше единицы, таблица 4.5.

Таблица 4.5.

Средние по объему значения скоростей сдвига и вязкости для плоского канала.

Реологический закон	Скорость сдвига, $[\text{с}^{-1}]$			Вязкость, $[\text{Па} \cdot \text{с}]$		
	Средн.	Макс.	Мин.	Средн.	Макс.	Мин.
Степенной	134,5	317,7	35,7	578,0	1172,0	165,5
Модель Керри	134,4	324,1	36,1	606,3	1229,0	165,1
Модель Кросса	134,5	320,2	35,8	577,9	1178,0	157,7

4.4. Оценка влияния теплофизических свойств полимерных композиций на процессы тепломассопереноса в зоне дозирования экструдера

Современные полимерные композиции имеют в своем составе большое количество пластификаторов и наполнителей, которые в свою очередь оказывают существенное влияние на технологические режимы переработки материала. Так полиэтилен одной и той же марки, в зависимости от партии может обладать различными теплофизическими свойствами [118], отличающиеся как по величине теплофизических характеристик, так и иметь различную температурную зависимость. В связи с этим важным является оценка

влияния теплофизических характеристик на процессы течения и теплообмена в канале зоны дозирования, в том числе при выборе температурного режима работы экструзионного оборудования.

Численное исследование процессов неізотермического течения полимеров с различными теплофизическими свойствами в зоне дозирования, производилось с помощью модели плоского канала, поскольку последняя относительно проста и достаточно адекватно описывает рассматриваемые процессы. Расчет производился для экструдера с внутренним диаметром цилиндра 160 мм (см. табл. 3.5). Зависимость эффективной вязкости от скорости сдвига полимерной композиции на основе полиэтилена низкой плотности марки 153-10К описывалась Степенным законом, а температурная зависимость – уравнением Рейнольдса.

На рисунке 4.10 представлены графики зависимостей значений максимальной температуры, реализуемой в канале экструдера, от величин теплофизических характеристик расплава полимера.

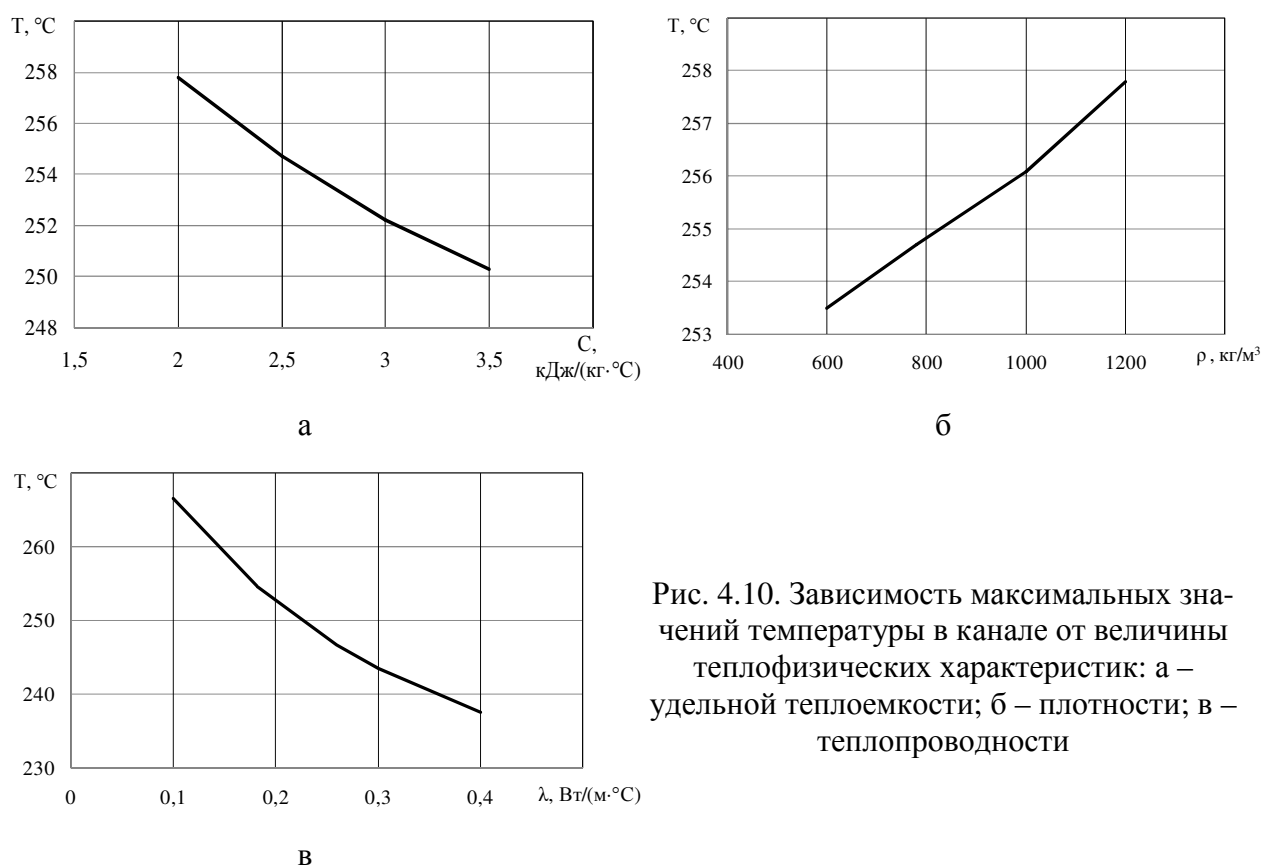


Рис. 4.10. Зависимость максимальных значений температуры в канале от величины теплофизических характеристик: а – удельной теплоемкости; б – плотности; в – теплопроводности

Анализируя полученные данные можно сделать вывод о том, что выбор значения величин теплофизических характеристик материала существенно влияют на температуру расплава. Наименьшее влияние на значение максимальной температуры расплава полимера в канале оказывает величина плотности. При этом увеличение в 2 раза величин теплофизических характеристик приводит: плотности (рис. 4.10,б) – к росту максимального значения температуры в канале на 4 °С; коэффициента теплопроводности (рис. 4.10,в) – на 12 °С ; удельной теплоемкости (рис. 4.10,а) - на 9 °С.

С учетом вышесказанного представляется важным обоснованность выбора значений теплофизических величин, например, как интегрально среднее значение из температурного диапазона их изменения. Ниже приведены результаты исследования влияния температурной зависимости теплофизических характеристик на процессы тепломассопереноса в канале зоны дозирования.

Зависимости коэффициента теплопроводности, удельной теплоемкости и плотности от температуры представлялись линейными функциями:

$$\lambda_m = k_1 + k_2 \cdot T, \quad (4.3)$$

$$C_m = c_1 + c_2 \cdot T, \quad (4.4)$$

$$\rho_m = \rho_1 + \rho_2 \cdot T, \quad (4.5)$$

где $k_1 = 0.271[\text{Вт/м}\cdot\text{К}]$, $k_2 = -0.00019[\text{Вт/м}\cdot\text{К}^2]$, $c_1 = 1927[\text{Дж/кг}\cdot\text{К}]$, $c_2 = 0.002[\text{Дж/кг}\cdot\text{К}^2]$, $\rho_1 = 930,1[\text{кг/м}^3]$, $\rho_2 = -0,106[1/\text{К}]$.

В таблице 4.6. приведены два варианта расчета: 1 – задавались функциональные зависимости теплофизических характеристик , 2 – задавались значения среднеинтегральной зависимости от температуры.

Таблица 4.6.

Реологические и теплофизические свойства полимера

Полимер	Вариант расчета	μ_0	ρ_m	λ_m	C_m
		Па·с	кг/м ³	Вт/(м·°С)	Дж/(кг·°С)
РЕ 153-10К	1	(2.13)	(4.5)	(4.3)	(4.4)
	2	(2.13)	914,0	0,237	2484

В результате были получены поля температур, вязкостей и скоростей сдвига. В таблице 4.7 представлены максимальные и средние значения температур, скоростей сдвига и вязкостей для двух вариантов расчета (таблица 4.11).

Таблица 4.7.

Максимальные и средние значения температур, скоростей сдвига и вязкости при различных теплофизических свойствах материала

Вариант расчета (табл. 4.10)	Температура, [°С]		Скорость сдвига, [с ⁻¹]	Вязкость, [Па·с]
	Макс.	Средн.	Средн.	Средн.
1	254,5	233,8	134,3	571,0
2	254,7	233,8	134,5	578,0

Из таблицы 4.7. видно, что характеристики течения для двух вариантов расчета практически совпадают, отличие для среднего значения вязкости не превышает 1,5%.

Следовательно, можно утверждать, что вполне обоснованно использование интегрально средних значений теплофизических свойств, при условии предварительного определения их зависимости от температуры.

Экспериментальное исследование свойств вторичного материала показало, что процесс переработки в ряде полимерных композиций приводит к существенному изменению теплофизических характеристик, особенно теплопроводности. В связи с этим важным является оценка поведения материала при вторичной переработке и определение рационального режима работы экструзионного оборудования. С помощью разработанных моделей были исследованы процессы тепломассопереноса с неизменными технологическими режимами. В таблице 4.8 представлены значения температуры, вязкости,

скорости сдвига и перепад давления для всех материалов и экструдеров разного диаметра.

Таблица 4.8.

Изменение давления, максимальные и средние значения температур, скоростей сдвига и вязкости для различных полимерных композиций.

D, мм	Материал	Переработка	Т, [°C]		γ, [с ⁻¹]	η, [Па·с]	Δ P, [МПа]
			Макс.	Средн.	Средн.	Средн.	
45	153-10K	исходный	216,6	196,3	164,5	1026	54,8
		вторичный	214,5	195,0	164,8	998	52,6
	ME 6052	исходный	235,9	208,8	165,4	1332	87,7
		вторичный	226,5	201,7	166,9	1272	78,8
	273-81K	исходный	266,2	228,4	165,3	2178	131,6
		вторичный	268,0	227,2	165,4	2176	130,9
160	153-10K	исходный	253,0	231,6	134,3	759,5	40,1
		вторичный	249,3	229,5	134,5	684,9	35,3
	ME 6052	исходный	273,4	243,5	135,2	1038	68,0
		вторичный	257,3	233,6	136,0	841,9	53,8
	273-81K	исходный	309,0	263,1	135,2	1890	112,7
		вторичный	312,5	263,6	135,2	1938	116,6

Анализируя полученные результаты можно отметить, что несмотря на неизменные параметры технологического режим переработки материалов, значения температур, вязкости и давления существенно отличаются, в отличие от значений скоростей сдвига. Наибольшее снижение температуры полимера на выходе из зоны дозирования отмечено в случае повторной переработки полимера марки Borealis ME 6052 на экструдере диаметром 160 мм. Значением максимальной температуры на выходе из канала для него снижается на 16°C, а средней – на 10°C. На рисунке 4.11 представлены графики изменения температуры по длине канала.

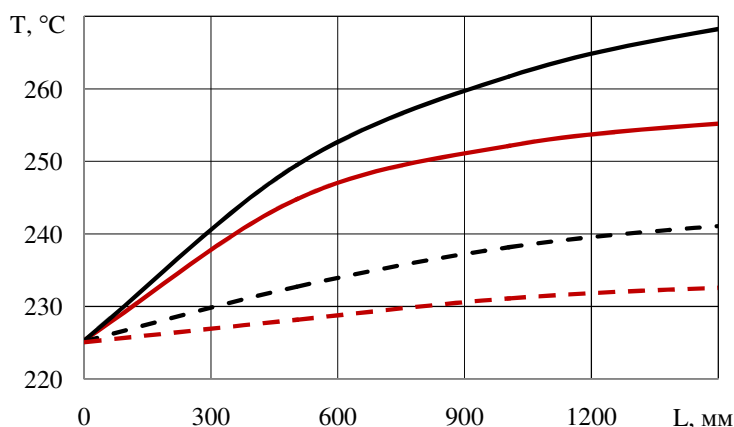


Рис. 4.11. Распределение температуры по длине канала зоны дозирования для исходного полимера Borealis ME 6052: — — средняя; — — максимальная; и вторичного: — — средняя; — — максимальная.

Следовательно, в случае повторной переработки данного материала возможно уменьшение температуры нагревателей или сохранение исходных параметров технологического процесса.

Таким образом, для получения достоверных результатов исследования и подбора рационального режима работы экструзионного оборудования необходимо экспериментальное определение реальных теплофизических и реологических свойств полимеров.

4.5. Численное исследование процессов течения расплава полимера в канале зоны дозирования с адаптером

Формующий инструмент является важной частью экструзионного оборудования, так как именно в нем происходит перестроение потока расплава полимера для придания формы соответствующему готовому продукту. Основными частями его являются выходной адаптер и головка. Адаптер осуществляет функцию связующего звена между экструдером и головкой, которая в зависимости от производимого изделия может иметь различную форму и геометрические размеры. К конструкции формующего инструмента предъявляются высокие требования, поскольку необходимо обеспечивать равномерность подачи расплава полимера, равенство скоростей потока расплава по

периметру выходного отверстия, стабильность температуры. Численное исследование процессов тепломассопереноса в канале зоны дозирования экструдера и выходного адаптера проводилось для модели винтового канала с зазором, поскольку модели канала развернутого на плоскость в данном случае использовать невозможно. Модель зоны дозирования с адаптером описаны в статье [119].

Были рассмотрены адаптеры различной формы. На рисунке 4.12 представлены схематические изображения двух моделей зоны дозирования с выходными адаптерами прямоугольной (рис. 4.12. а) и конической формы (рис. 4.12. б).

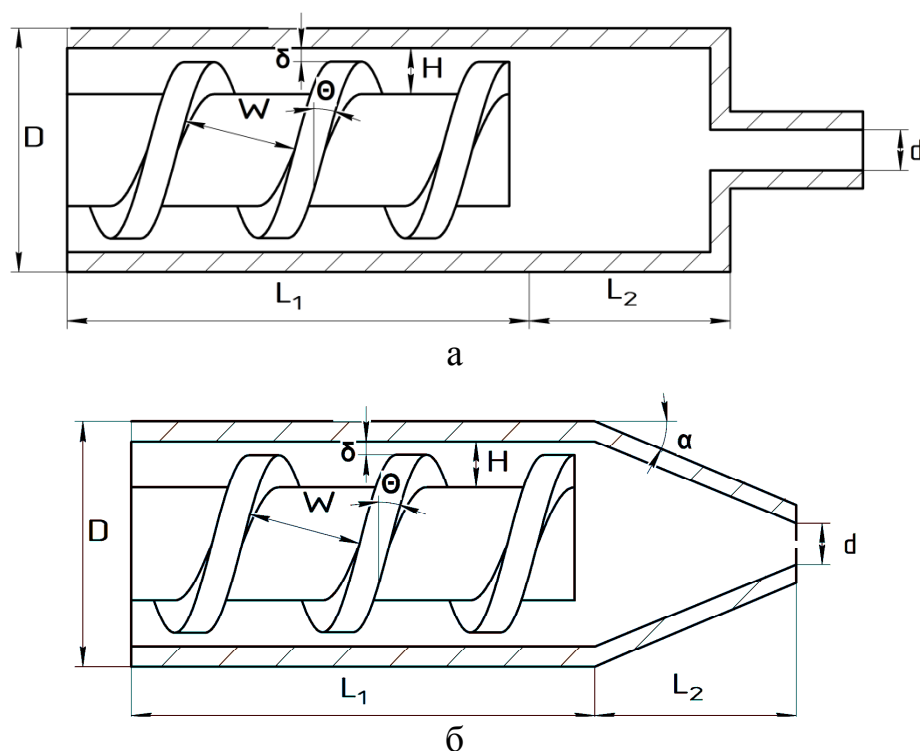


Рис. 4.12. Зона дозирования экструдера с выходным адаптером: а – прямоугольной формы; б – конической формы

Геометрические размеры зоны дозирования экструдера представлены в таблице 4.4. Длина адаптеров $L_2 = 30$ мм, диаметр выходного отверстия $d = 12$ мм. Процессы тепломассопереноса в канале экструдера и формующего инструмента для всех геометрических моделей описывалось системой уравнений (2.1) – (2.11), замкнутой граничными условиями, описанными в

главе 4.2. Для того чтобы максимально приблизить условия течения к реальному процессу, торцу шнека придавалось вращательное движение. Температура на поверхности адаптера задавалась равной температуре корпуса экструдера. Реологические и теплофизические свойства исследуемого полимера представлены в таблице 4.6, вариант расчета 2. Решение замкнутой системы дифференциальных уравнений, осуществлялось методом конечных объемов в пакете ANSYS.

Ниже представлены распределения температуры на последних витках зоны дозирования и в выходных адаптерах различной формы.

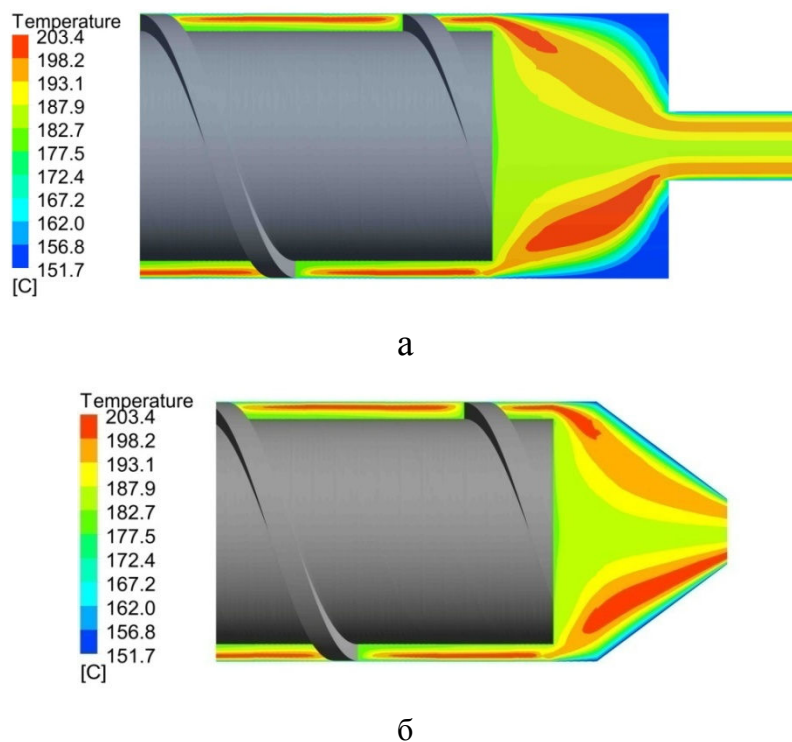


Рис. 4.13. Распределение температуры в выходном адаптере: а – прямоугольной формы; б – конической формы.

Из рисунка 4.13 видно, что значения максимальной температуры и области ее распределения в адаптерах близки, несмотря на различие температурных полей. В случае адаптера прямоугольной формы можно отметить наличие областей с низкими значениями температуры, расположенными у торца адаптера.

Поля распределения вязкости и линии тока в продольном сечении адаптеров, представленные на рисунках 4.14 и 4.15.

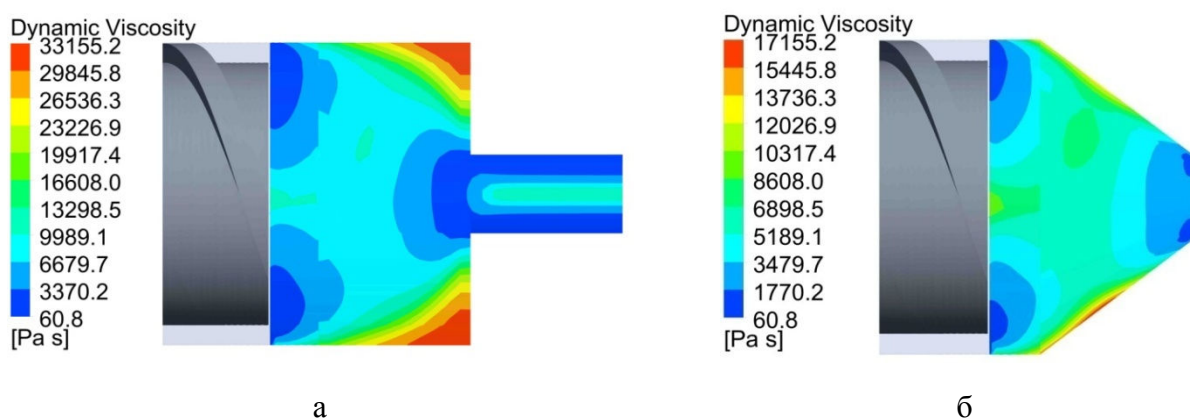


Рис. 4.14. Распределение вязкости в выходном адаптере: а – прямоугольной формы; б – конической формы.

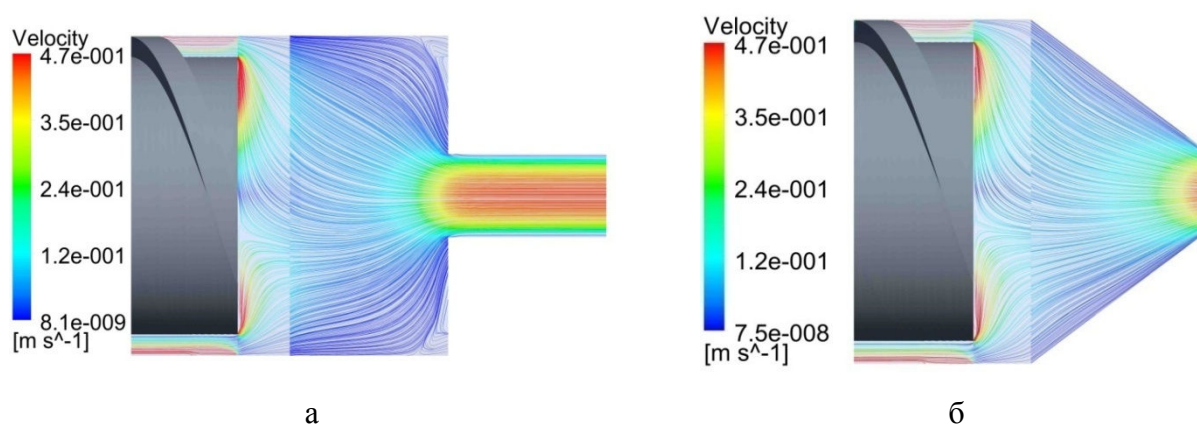


Рис. 4.15. Линии тока в выходном адаптере: а – прямоугольной формы; б – конической формы.

Очевидно, что в адаптере прямоугольной формы максимальное значение вязкости достигает 33 155 Па·с, что в два раза больше чем в коническом адаптере. Области с такими значениями располагаются в углах выходного адаптера, там же наблюдается циркуляционное течение (рис. 4.15) с малыми скоростями, которое не приводит к диссипативному разогреву материала в этих зонах. В зависимости от технологических параметров процесса экструзии величина застойных областей в выходном адаптере прямоугольной формы может возрастать, при этом увеличивается время пребывания материала в канале. Последнее для ряда материалов, имеющих ограничение по времени температурного воздействия, может снизить качество получаемого продукта.

Использование адаптера конической формы исключает возможность возникновения подобных процессов и является предпочтительной.

Для получения более полной картины процесса течения расплава полимера при переходе материала из винтового канала экструдера в выходной адаптер, были построены трехмерные линии тока для адаптера конической формы, представленные на рисунке 4.16. Полученные результаты опубликованы в работе [119].

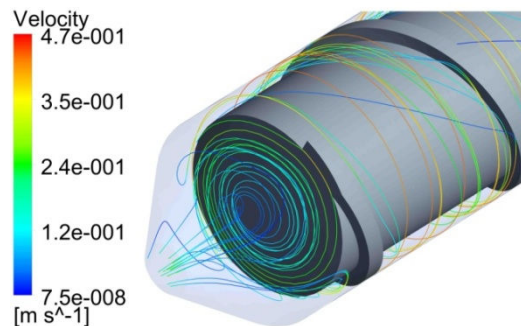


Рис. 4.16. Линии тока в выходном адаптере конической формы.

На рисунке видно, что в области адаптера происходит перестроение потока расплава полимера: на торце шнека возникает область вихревого течения, далее по мере продвижения материала по адаптеру поток материала постепенно перестраивается и движется вдоль стенок адаптера.

4.6. Численное исследование процессов течения расплава полимера в канале зоны дозирования с адаптером и формующим инструментом.

В кабельной промышленности наложение пластмассовой изоляции осуществляется с помощью прямоугольной кабельной головки, форма и геометрия которой существенно влияет на процесс экструзии в целом и качество готового продукта. В связи с этим изучение процессов течения расплава полимера в канале экструдера с адаптером и формующим инструментом представляет практический и теоретический интерес.

На рисунке 4.17 представлена геометрическая модель, включающая в себя зону дозирования, выходной адаптер и кабельную головку. Исследование проводилось для экструдера с внутренним диаметром цилиндра 160 мм, геометрические размеры которого приведены в таблице 3.5. Предложенная модель рассматривается в работе [119].

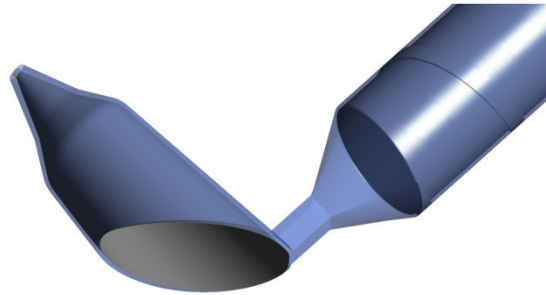


Рис.4.17. Геометрическая модель исследуемого канала экструдера и формирующего инструмента.

Система дифференциальных уравнений (3.1 – 3.11) для данной пространственной геометрической модели решалась методом конечных объемов в программном комплексе ANSYS. Исследование сходимости решения приведено в главе 3.

В ходе численных исследований получены распределения температуры по длине зоны дозирования, адаптера и кабельной головки, представленные на рисунке 4.18. Здесь же приведено изменение температуры по длине зоны дозирования без формирующего инструмента.

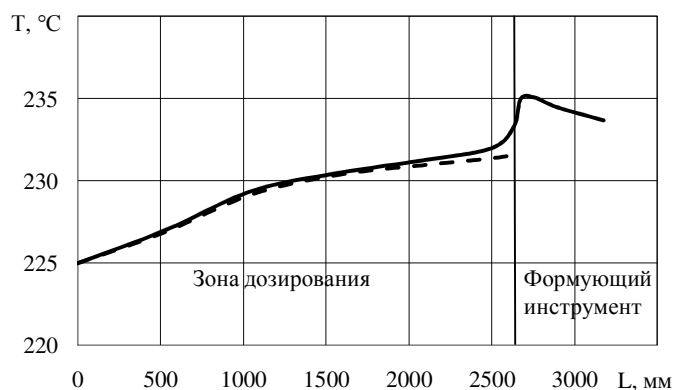


Рис.4.18. Средние значения температуры по длине канала:

— — модель винтового канала с зазором;
 — модель зоны дозирования экструдера с формирующим инструментом.

Видно, что в случае модели с формующим инструментом в области выходного адаптера происходит увеличение среднего значения температуры на 3°C в сравнении со значением средней температуры, полученной в конце зоны дозирования (без адаптера).

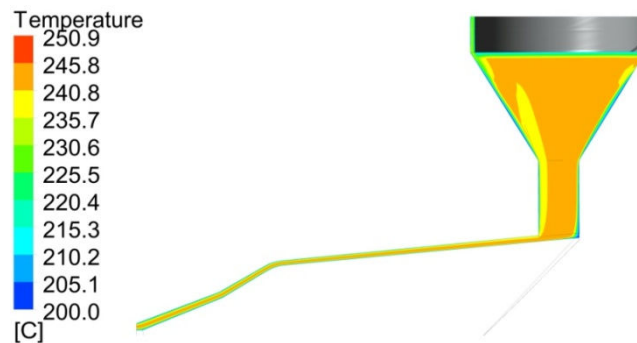


Рис.4.19. Распределение температуры в выходном адаптере и кабельной головке.

Максимальное значение температуры расплава так же изменяется на 3°C и достигает 251°C в канале адаптера. При этом в кабельной головке повышение температуры не происходит и максимальное значение не превышает 248°C (рис. 4.19). В зависимости от геометрических особенностей формующего инструмента, перегревы могут достигать существенных значений и влиять на качество получаемого продукта. С этой точки зрения особое значение приобретает анализ процессов течения одновременно в зоне дозирования и формующем инструменте.

На рисунке 4.20 представлены векторные поля и линии тока, которые позволяют оценить характер течения материала в формующем инструменте экструдера.

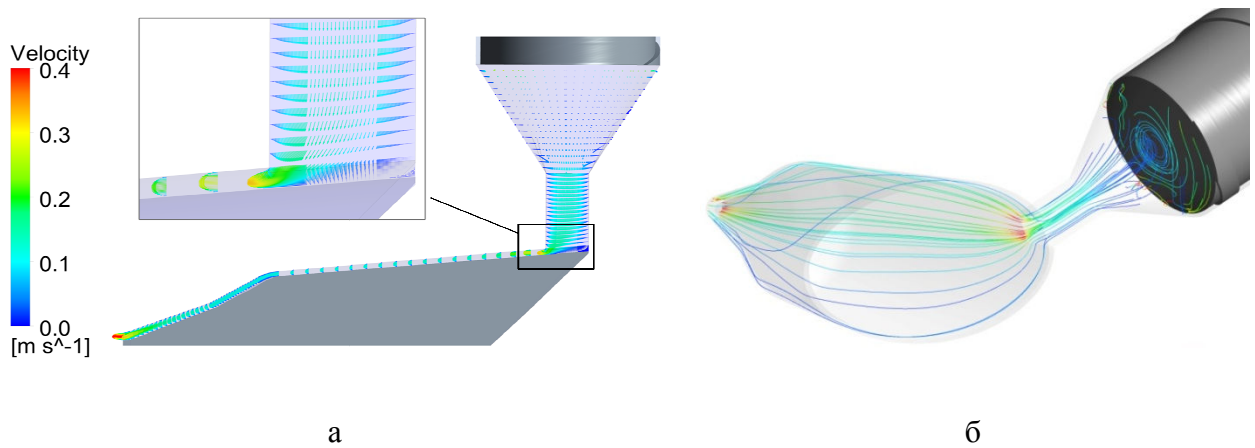


Рис.4.20. Векторные поля (а) и линии тока в выходном адаптере и кабельной головке.

Из рисунка видно, что на торце шнека возникает вихревое движение расплава полимера, область которого постепенно уменьшается и течение продолжается в продольном направлении. При этом расстояние, необходимое для перестроения потока в случае данной модели составляет 0,04 м, что в два раза больше, чем для экструдера, описанного в главе 4.4. Так же можно отметить существенное увеличение скорости расплава в месте соединения адаптера и кабельной головки, где поток разделяется и начинает двигаться по цилиндрическому зазору.

На практике, при производстве кабельной изоляции, управление процессом экструзии осуществляется по данным датчика давления, который устанавливается в месте соединения кабельной головки с выходным адаптером.

При выборе рационального режима работы экструзионной линии важным параметром является определение расходно-напорной характеристики оборудования. На рисунке 4.21 представлена напорно-расходная характеристика экструдера и формующего инструмента. Значения давления, полученные при расчете модели с учетом выходного адаптера и формующего инструмента (отмеченные точками) достаточно хорошо совпадают с рабочими точками, которые определялись исходя из расчета напорно-расходных характеристик отдельно для экструдера и кабельной головки. Отличие не превышает 4%. Предложенная пространственная модель с учетом формующего инструмента позволяет получить значения давления непосредственно в месте

установки манометра в реальном экструдере. Стоит отметить, что данная модель не требует длительного итерационного процесса подбора рациональных режимов работы оборудования, рабочая точка определяется по средствам расчета одной модели. Полученные результаты описаны в работе [119].

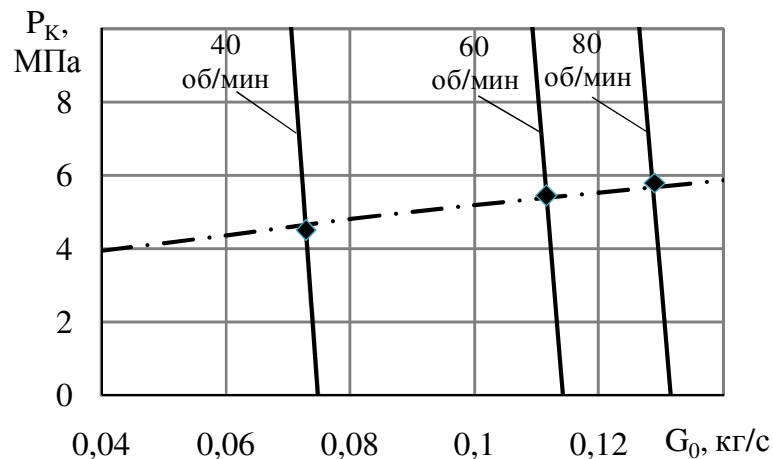


Рис. 4.21. Напорно-расходная характеристика экструдера и формующего инструмента
 ♦ - данные полученные при расчете полной модели;
 — - напорно-расходная характеристика экструдера при разных скоростях вращения шнека;
 — · — -напорно-расходная характеристика формующего инструмента

Таким образом, численные исследования позволяют изучать скрытые особенности процесса переработки полимерных материалов методом экструзии, а так же подбирать рациональные режимы работы оборудования, тем самым сокращая временные и материальные затраты.

4.7. Выводы по главе

1. Проведен сравнительный анализ различных пространственных моделей течения. Оценено влияние упрощающих допущений на процессы течения и теплопереноса в зоне дозирования экструдера.

2. Оценена возможность использования предложенных математических моделей для описания процессов течения расплавов полимеров в каналах различных экструзионных машин.

3. Впервые предложена пространственная математическая модель процессов течения аномально вязкой жидкости в канале экструдера с формулирующим инструментом.

4. В результате решения поставленной задачи получены поля температур, скоростей, вязкости, скорости сдвига и функции тока в канале шнека, адаптера и кабельной головки.

5. Исследовано влияние теплофизических и реологических свойств полимерных композиций на процессы течения в канале зоны дозирования, в том числе для вторичных материалов. Даны рекомендации по подбору рационального технологического режима экструзии.

6. Проведены численные исследования закономерностей процессов теплопереноса при течении расплава полимера в каналах зоны дозирования и формулирующем инструменте. Исследовано влияние конструкции адаптера на характер течения. Рекомендована наиболее рациональная форма адаптера.

7. Построены напорно-расходные характеристики экструдера с формулирующим инструментом. Определены рабочие точки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Итоги выполненного исследования

1. В результате экспериментальных исследований на современном оборудовании определены температуры разложения, реологические и теплофизические параметры исходных и вторичных полимерных композиций. Оценено влияние процесса переработки, в том числе на эксплуатационные характеристики материалов.

2. Разработана пространственная математическая модель процессов теплопереноса расплава полимера в винтовом канале зоны дозирования пластицирующего экструдера с учетом зазора над гребнем шнека.

3. Проверена адекватность предложенных математических моделей путем сравнения полученных результатов с экспериментальными данными и результатами других авторов.

4. На основе численных экспериментов проанализировано влияние упрощающих допущений на процессы течения и теплопереноса в зоне дозирования экструдера. Проведена сравнительная оценка различных пространственных моделей течения.

5. Проведена оценка возможности использования предложенных математических моделей для описания процессов течения расплавов полимеров в каналах экструзионных машин с различными диаметрами. Подтверждена правомерность использования разработанной математической модели для экструдеров малого диаметра.

6. На основе численных исследований определены рациональные технологические параметры экструзии вторичных полимерных материалов.

7. Построена пространственная модель течения расплава полимера в винтовом канале экструдера, адаптере и формующем инструменте.

8. Проведено численное исследование закономерностей процессов течения и теплообмена нелинейновязких полимеров в рабочих каналах экструзионного оборудования. Отмечено влияние формующего инструмента на температуру в зоне дозирования экструдера. Построены расходно-напорные характеристики для экструдера с формующим инструментом.

Рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы

Следующим шагом в продолжение настоящего исследования должно стать дополнение имеющейся модели зоны дозирования с формующим инструментом остальными функциональными зонами экструдера, что позволит рассмотреть процесс переработки полимерных материалов полностью от зоны загрузки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Виноградов Г.В., Малкин А.Я. Реология полимеров. М.: Химия, 1977. 440 с.
2. Хан Ч.Д. Реология в процессах переработки полимеров. М.: Химия, 1979. 368 с.
3. Мидлман С. Течение полимеров. М.: Мир, 1971. 260 с.
4. З. Тадмор, К. Гогос. Теоретические основы переработки полимеров. – М. : Химия, 1984
5. Малкин А.Я., Исаев А.И. Реология: концепции, методы, приложения. – СПб. : Профессия, 2007
6. Г. Шрамм. Основы практической реологии и реометрии. – Москва.: Колос, 2003.
7. Торнер Р.В. Теоретические основы переработки полимеров. М.: Химия, 1977. 460 с.
8. Бернхардт Э. Переработка термопластических материалов. М.: Химия, 1965. 747 с.
9. Янков В.И., Первадчук В.П., Боярченко В.И. Процессы переработки волокнообразующих полимеров (методы расчета). М.: Химия, 1989. 320 с.
10. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкости. Л.: Наука, 1975. 592 с.
11. Реология полимеров. Об универсальности температурно-инвариантной характеристики вязкости полимеров в конденсированном состоянии // Г.В. Виноградов, А.Я. Малкин, Н.В. Прозоровская и др. / Докл. АН СССР, 1963, т.150, № 3. С. 574–577.
12. Реология полимеров. Об универсальности температурно-инвариантной характеристики вязкости полимеров в конденсированном состоянии // Г.В. Виноградов, А.Я. Малкин, Н.В. Прозоровская и др. / Докл. АН СССР, 1964, т.154, № 4. С. 890–893.
13. Силин В.А. Динамика процессов переработки пластмасс в червячных машинах. М.: Машиностроение, 1972. 150 с.

14. Годовский Ю.К. Теплофизические методы исследования полимеров. М.:Химия, 1976
15. Журков С.Н. , Левин Б.Я. Юбилейный сборник к 70-летию академика А.Ф. Иоффе. М.-Л., АН СССР, 1950, с. 260-267.
16. Берг Л.Г. Введение в термографию. М.: Наука, 1969, с. 395
17. Бартенев Г.М., Горбаткина Ю.А., Лукьянов И.А. Тепловые свойства и методы измерения теплового расширения, теплоемкости и теплопроводности полимеров. // Пластические массы, 1963, №1, с. 56-64.
18. Бартенев Г.М., Горбаткина Ю.А. О некоторых закономерностях стеклования каучуков. // Высокомолекулярные соединения, 1959, т. 1, №5, с. 769-775.
19. Сидорович А.В., Кувшинский Е.В., Установка для определения теплового расширения пленок и нитей. // Заводская лаборатория. Лаб., 1959, т. 25, №9, с. 1124-112.
20. Bekkedahl N. Volume Dilatometry // Journal of Research of the National Bureau of Standards, 1949, v. 42, p. 145-156
21. Kovacs A. J. Cinétique de cristallisation du polyéthylène // Ricerca Scientifica, 1955, v. 25, p. 668
22. Лыков А. В. Теория теплопроводности. М.: Высшая школа, 1967. 599 с.
23. Anderson D. R. Thermal Conductivity of Polymers // Chemical Reviews, 1966, v. 66, p. 677-690
24. Lohe P. Wärmeleitfähigkeit hochpolymerer Schmelzen // Colloid and Polymer Science, 1965, Bd. 203, Iss. 2 pp. 115-119
25. Kolouch R. J., Brown R.G. Thermal Conductivities of Polyethylene and Nylon from 1.2° to 20°K // Journal of Applied Physics, 1968, v. 39, p. 3999
26. Tautz H. Bestimmung der wärmeleitfähigkeit von Kautschuk vulkanisaten in Abhängigkeit von der Dehnung // Experimentelle technick der phisick, 1959, Bd. 7, s. 1-14

27. Tautz H. Das Verhalten der Wärmeleitfähigkeit von Kauchuk beider Dehnung // *Colloid and Polymer Science*, 1961, Bd. 174, Iss. 2 pp. 128-133
28. Чудновский А.Ф. Теплофизические характеристики дисперсных материалов. М., Физматгиз, 1962. 456 с.
29. Лыков А.В. Теория теплопроводности. М., «Высшая школа», 1967. 599 с.
30. Кондратьев Г.М. Тепловые измерения. М., Машгиз, 1957. 244 с.
31. Новиченок Л. Н., Шульман З.П. Теплофизические свойства полимеров. Минск, «Наука и техника», 1971. 116 с.
32. Shoulberg R. H. The thermal diffusivity of polymer melts // *Journal of Applied Polymer Science*, 1963, v. 7, p. 1597-1611
33. Кириченко Ю.А., Олейник Б.Н., Чадович Т.З. Теплофизические характеристики полимеров // *Инженерно-физический Журнал*, 1964, т.7, №5, с.70-75
34. Hattori M. Thermal diffusivity of some linear polymers // *Colloid and Polymer Science*, 1965, Bd. 202, Iss. 1 pp.11-14
35. Платунов Е.С. Метод скоростных измерений теплопроводности и теплоемкости материалов в широком интервале температур // *Изв. Вузов. Приборостроение*, 1961, Т. 4, №4, с. 90-97
36. Курепин В.В., Платунов Е.С., Прибор для скоростных высокотемпературных теплофизических испытаний теплоизоляционных и полупроводниковых материалов (динамический ак калориметр) // *Изв. Вузов. Приборостроение*, 1964, Т. 5 №5, с. 119-126
37. Rauwendaal C. *Polymer Extrusion*. New York: Hanser Publishers, 1986.
38. Fenner R.T. Developments in the Analysis of Steady Screw Extrusion of Polymers // *Polymer*. 1977. V. 18. P. 617–635.
39. Jaluria Y. Heat and Mass Transfer in the Extrusion of Non-Newtonian Materials // *Adv. Heat Transfer*. 1996. V. 28. P. 145–230.

40. Wtjzer I.I., Jankov W.I. Isotermes flieben einer Viscosen Flussigkeit in den Kanalen konischer Schnecken // Plaste und Kautschuk. 1979. 26. № 6. S. 326–328.
41. Мак-Келви Д.М. Переработка полимеров. М.: Мир, 1965. 444 с.
42. Вопросы экструзии термопластов. Сб. переводов под ред. А.Н. Левина. М.: Издательство иностранной литературы, 1963. 336 с.
43. Торнер Р.В., Гудкова А.Ф., Николаев И.К. Прямолинейно-параллельное установившееся движение аномально-вязкой жидкости между двумя параллельными стенками // Механика полимеров, 1965. № 6. С. 138–145.
44. Торнер Р.В., Гудкова А.Ф. Объемный расход в плоском сходящемся вынужденном потоке несжимаемой аномально-вязкой жидкости // Механика полимеров. 1966. № 1. С. 116–122.
45. Балашов И.М., Левин А.Н. Решение некоторых задач, связанных с течением расплавленных полимеров в червячных прессах // Химическое машиностроение. 1961. № 6. С. 29–33.
46. Кауфман И.Н., Захаркинская С.В., Листров А.Т. О течении в экструдере // Механика полимеров. 1969. № 5. С. 924–927.
47. Бостанджиян С.А., Боярченко В.И., Каргополова Г.Н. Течение неньютоновской жидкости в канале винта экструдера в условиях сложного сдвига // В кн.: Реофизика и реодинамика текучих систем. Минск: Наука и техника. 1970. С. 111–121.
48. Янков В.И. Исследование и разработка методов расчета шнековых насосов и аппаратов непрерывного растворения полимеров в производстве синтетических волокон: дис. д-ра. техн. наук: 05.04.09 / Янков Виктор Иванович. Калинин. 1980. 450 с.
49. Боярченко В.И. Макрокинетическая теория экструзии полимерных и полимеризующихся материалов : дис. д-ра. физ.-мат. наук : 01.04.17 / Боярченко Валерий Иванович. Черноголовка. 1982. 450 с.

50. Виноградов Г.В., Мамаков А.А., Павлов В.П. Течение аномально-вязких систем при действии двух чистых сдвигов во взаимоперпендикулярных направлениях // Докл. АН СССР. 1959. Т. 127. № 2. С. 362–365.
51. Виноградов Г.В., Мамаков А.А., Павлов В.П. Экспериментальное исследование аномально-вязких тел при сложном напряженном состоянии (к теории смазки) // Изв. АН СССР. ОТН. Мех. и маш. 1959. № 6. С. 100–109.
52. Виноградов Г.В., Мамаков А.А., Тябин Н.В. Течение аномально-вязких тел в условиях сложного напряженного состояния (к теории смазки) // Изв. АН СССР. ОТН. Мех. и маш. 1960. № 2. С. 65–69.
53. Леонов А.И., Басов Н.И., Казанков Ю.В. Основы переработки реактопластов и резин методом литья под давлением. М.: Химия, 1977. 216 с.
54. Kim W.S., Skatschkov W.W., Strungur Ju.W. Experimentelle und theoretische Untersuchungen der Durchsatz-Druck-Kennlinien von Doppelschneckenextrudern // Plaste und Kautschuk. 1981. 28. № 2. S. 93–101.
55. Kim W.S., Skatschkov W.W., Bekin M.N., Kurilkina N.E., Machmudbekowa N.L. Theoretische Beschreibung des Extrusionsprozesses hochgefüllter Polymer-Metall-Compounds auf einem Einschneckenextruder // Plaste und Kautschuk. 1988. 35. № 8. S. 315–321.
56. Савенкова О.В., Скульский О.И., Славнов Е.В. Тепловые режимы в процессе шнекования // В кн.: Неизотермические течения вязкой жидкости. Свердловск: УНЦ АН СССР. 1985. С. 56–60.
57. Каганов С.А. Об установившемся ламинарном течении несжимаемой жидкости в плоском канале и круглой цилиндрической трубе с учетом теплоты трения и зависимости вязкости от температуры // Прикладная механика и техническая физика. 1962. № 3. С. 96–99.
58. Яхно О.М., Дубовицкий В.Ф. Основы реологии полимеров. Киев: Вища школа, 1979. 186 с.
59. Бостанджиян С.А., Мержанов А.Г., Худяев С.И. Некоторые задачи о неизотермическом стационарном течении вязкой жидкости // Прикладная механика и техническая физика. 1965. № 5. С. 45–50.

60. Colwell R.E., Nicholls K.R. The Screw Extruder // Industrial and Engineering Chemistry. 1959. V. 51. Iss. 7 P. 841–843.
61. Bojartschenko W.I., Jankow W.I., Shirkov P.W. Uber den extremalen Verlauf der Durchsatz-Druckverlust-Abhangigkeit bei nichtisothermen Stromung einer Flussigkeit im Schneckekanal // Plaste und Kautschuk. 1982. 20. № 1. S. 43–46.
62. Бостаджиян С.А., Горлов Л.П. Неизотермическое стационарное течение вязкопластической жидкости между соосными вращающимися цилиндрами // Механика жидкости и газа. 1966. № 6. С. 106–114.
63. Бостаджиян С.А., Столин А.Н. О критических условиях теплового режима обобщенного течения Куэтта // ИФЖ. 1969. Т. 17. № 1. С. 86–94.
64. Бостаджиян С.А., Боярченко В.И. Неизотермическое обобщенное Куэттовское течение жидкости со степенным реологическим уравнением // Инженерно-физический Журнал. 1972. Т. 22. № 5. С. 772–880.
65. Первадчук В.П. Неизотермическая экструзия маловязких жидкостей // Теория механической переработки полимерных материалов. Тр. Всесоюз. симпозиума. Пермь: ОФП УНЦ АН СССР. 1976. С. 98–99.
66. Бостаджиян С.А., Боярченко В.И., Каргополова Г.Н. Неизотермическая экструзия аномально-вязких жидкостей // Инженерно-физический Журнал. 1971. Т. 21. № 2. С. 325–333.
67. Течение расплава полимера в шнековой машине с учетом влияния боковых стенок канала / Первадчук В.П., Янков В.И., Труфанова Н.М., Горелов В.А. // В кн.: Создание и исследование оборудования для производства синтетических волокон. Калинин: ВНИИСВ. 1981. С. 40–47.
68. Первадчук В.П., Янков В.И., Боярченко В.И. Двумерное течение неньютоновской жидкости в канале шнековой машины с учетом пристенного скольжения // Инженерно-физический Журнал. 1981. Т. 41. № 1. С. 94–99.
69. Первадчук В.П., Янков В.И. Численные исследование закономерностей движения и теплообмена при экструзии полимеров // В кн.: Материалы

V Всесоюз. конф. по тепломассообмену. Минск: ИТМО АН БССР. 1976. Т. 7. С. 141–146.

70. Первадчук В.П., Янков В.И. Неизотермическое течение аномально-вязких жидкостей в каналах шнековых машин // Инженерно-физический Журнал. 1978. Т. 35. № 5. С. 877–883.

71. Dyer D.F. A numerical solution for the single screw extrusion of polymer melt // American Institute of Chemical Engineers. 1969. V. 15. 5. P. 823–828.

72. Griffith R.M. Fully Developed Flow in Screw Extruders // Industrial and Engineering Chemistry Fundamentals. 1962. V. 1. P. 181–187.

73. Zamodits H.J., Pearson J.R.A. Flow of Polymer Melts in Extruders, Part 1, The Effect of Transverse Flow and of a Superposed Steady Temperature Profile // Transactions of the Society of Rheology. 1969. V. 13. P. 357–385.

74. Yates B. Temperature Development in Single Screw Extruders // Ph.D. thesis. University of Cambridge. 1968.

75. Fenner R.T. The Design of Large Hot Melt Extruders // Polymer. 1975. V. 16. P. 298–304.

76. Elbirli B., Lindt J. T. A Note on the Numerical Treatment of the Thermally Developing Flow in Screw Extruders // Polymer Engineering and Science. 1984. V. 24. P. 482–487.

77. Syrjälä S. On the analysis of fluid flow and heat transfer in the melt conveying section of a single-screw extruder // Numer. Heat Transfer, Part A. 1999. V. 35. № 1. P. 25–47.

78. Das M.K., Ghoshdastidar P.S. Quasi two-dimensional and fully two-dimensional computer models of flow and conjugate heat transfer in the metering section of a single-screw plasticating extruder: a comparative study // In Proceedings of the Tenth International Heat Transfer Conference. 1994. V. 2. P. 331–336.

79. Syrjälä S. Numerical simulation of nonisothermal flow of polymer melt in a single-screw extruder: a validation study // Numerical Heat Transfer, Part A. 2000. V. 37. P. 897–915.

80. Скульский О.И., Кашина В.Ф. Двумерная осесимметричная модель шнек-пресса // Теория механической переработки полимерных материалов. Тез. докл. III-го Всесоюз. симпозиума. Пермь. 1985. С. 168.
81. Скульский О.И. Осесимметричная неизотермическая модель экструзии // В кн.: Течение полимеров и наполненных систем. Свердловск: УрО АН СССР. 1986. С. 63–66.
82. Rauwendaal C. Finite element studies of flow and temperature evolution in single screw extruders // *Plastics, Rubbers and Composites*. 2004. V. 33. № 9/10. P. 390–396.
83. Martin B. Numerical Studies of Steady State Extrusion Processes // Ph.D. the sis. University of Cambridge. 1969.
84. Lawal A., Kalyon D.M. Nonisothermal Model of Single Screw Extrusion of Generalized Newtonian Fluids // *Numer. Heat Transfer, Part A*. 1994. V. 26. P. 103–121.
85. Sastrohartono T., Jaluria Y., Esseghir M. and Sernas V. A Numerical and Experimental Study of Three-Dimensional Transport in the Channel of an Extruder for Polymeric Materials. // *Int. J. Heat Mass Transfer*. 1995. V. 38. P. 1957–1973.
86. Скульский О.И., Кашина В.Ф. Конечно-элементная схема расчета трехмерных течений несжимаемых вязких жидкостей // Свердловск: УНЦ АН СССР. 1986. С. 87–90.
87. Кашина В.Ф., Скульский О.И. Трехмерная неизотермическая модель течения термопластов // Теория механической переработки полимерных материалов. Тез. докл. III-го Всесоюз. симпозиума. Пермь. 1985. С. 84.
88. Скульский О.И. Разработка методов расчета одно- и двухчервячных экструзионных машин для полимеров и дисперсных систем с учетом гидромеханических, тепловых и ориентационных явлений. Дис. д-ра техн. наук. Пермь: УрО РАН ИМСС. 1992. 322 с.
89. Das M. K. and Ghoshdastidar P. S. A. Quasi three-dimensional computer model of low and conjugate heat transfer in the metering section of a single-screw

plasticating extruder // In Proceedings of the ASME/AIAA Thermophysics and Heat Transfer Conference. 1994. V. 275. P.123–133.

90. Ghoshdastidar P.S., Ghai G., Chhabra R.P. Computer simulation of three-dimensional transport during moistened defatted soy flour processing in the metering section of a single-screw extruder // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C. 2000, V. 214. P. 335–349.

91. Das M.K., Ghoshdastidar P.S. Experimental validation of a quasi-three dimensional conjugate heat transfer model for the metering section of a single-screw plasticating extruder // J Mater Proc Tech. 2002. V. 120. P. 397–411.

92. Kelly L., Brown E.C., Howell K. Melt temperature field measurements in extrusion using thermocouple meshes // Plastics, Rubber and Composites. 2008. V. 37. № 2. P. 151–157.

93. Володин В.П. Экструзия профильных изделий из термопластов. СПб.: Профессия. 2005. 480 с.

94. Скульский О.И., Славнов Е.В. Особенности экструзионной переработки сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Эксперимент и теория // Инженерно-физический журнал. 2018. Т. 91. № 2. С. 584–594.

95. Нечаев А.С., Митрошин В.Н. Влияние флуктуаций температуры расплава полимера на выходе экструдера на варьирование эксплуатационных параметров кабелей связи // Вестник Самарского государственного технического университета. Сер.: Технические науки. 2013. № 3 (39). С. 239–243.

96. Митрошин В.Н. Математическое моделирование процесса течения расплава полимера в канале кабельной головки // Вестник Самарского государственного технического университета. Сер.: Технические науки. 2008. № 1. С. 198–201.

97. Wilczyński K. SSEM: a computer model for a polymer single-screw extrusion // Journal of Materials Processing Technology. 2001. №109 p. 308-313.

98. Митрошин В.Н. Структурное моделирование температурного поля расплава полимера в зоне дозирования одношнекового экструдера // Вестник

Самарского государственного технического университета. Сер.: Технические науки. 2006 №41 с. 191-194.

99. Леваничев В.В. Разработка модели движения расплава полимера в экструдере // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. 2015 № 5(5) с. 7-13.

100. Wang W., Manas-Zloczower I. Influence of initial conditions on distributive mixing in a twin-flight single-screw extruder // Chemical Engineering Communications. 2005. V192. Issue 6. p. 749-757.

101. Camesasca M., Manas-Zloczower I., Kaufman M. Influence of the Extruder Geometry on Laminar Mixing: Entropic Analysis // Plastics, Rubber and Composites. 2004. V. 33. Issue 9-10. p. 372-376.

102. Kelly A. L., Brown E. C., Coates P. D. Melt Temperature field measurement: influence of extruder screw and die geometry // Plastics, Rubber and Composites. 2005. V. 34. Issue 9. p. 410-416.

103. Варгафтик Н.Б. Справочник по теплофизическим свойствам газов и жидкостей. М.: Наука. 1972. 720 с.

104. ГОСТ Р 56754-2015. Пластмассы. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК). Часть 4. Определение удельной теплоемкости.

105. ГОСТ 15139-69. Методы определения плотности.

106. ГОСТ 22372-77. Материалы диэлектрические. Метод определения диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь в диапазоне частот от 100 до $5 \cdot 10^6$ Гц (с Изменением N 1)

107. ГОСТ Р 50499-93 (МЭК 93-80) Материалы электроизоляционные твердые. Методы определения удельного объемного и поверхностного сопротивления.

108. ГОСТ 16337-77. Полиэтилен высокого давления. Технические условия (с Изменениями N 1, 2, 3).

109. ГОСТ 16338-85. Полиэтилен низкого давления. Технические условия (с Изменением N 1).

110. ГОСТ 11262-2017. Пластмассы. Метод испытания на растяжение.

111. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2012660591, РФ. Программный комплекс по расчету процессов тепломассопереноса полимерных материалов в каналах одношнековых экструдеров («Universal Screw 12») / Субботин Е.В., Щербинин А.Г.; правообладатель ФГБОУ ВПО «ПНИПУ». – № 2012618748 Заявл. 16.10.2012; опубл. 23.11.2012.

112. Смирнов Е.М., Зайцев Д.К. Метод конечных объемов в приложении к задачам гидрогазодинамики и теплообмена в областях сложной геометрии. // Научно-технические ведомости СПбГТУ. 2004. №2. С. 70-81.

113. Ершов С. В., Труфанова Н. М., Лукин М. Д. Сравнительный анализ различных моделей течения изоляционных полимеров в винтовом канале экструдера // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – Т.18. – №4. – С. 105–121.

114. Субботин Е. В. , Труфанова Н. М. , Щербинин А. Г. Численное исследование течений полимерных жидкостей в канале шнекового экструдера на основе одно- и двухмерных моделей. // Вычислительная механика сплошных сред. 2012. - Т. 5, № 4. - С. 452-460.

115. K. Yasuda, R.C. Armstrong, R.E. Cohen. Shearflowpropertiesofconcentratedsolutionsoflinerandstarbranched polystyrenes. // Rheologica Acta, Vol.20, № 2, p. 163-178, 1981

116. Субботин Е. В. , Щербинин А. Г. , Труфанова Н. М. Численное исследование процессов течения полимеров в условиях фазового перехода в винтовых каналах экструдеров при производстве пластмассовой изоляции. // Известия Томского политехнического университета. 2012. - Т. 320, № 4. С. 171-177.

117. Ершов С. В., Труфанова Н. М. Численный анализ неизотермических процессов течения расплавов полимеров в зоне дозирования экструдера для различных пространственных математических моделей и реологических законов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2017. – Т.10. – №2. – С. 153–163.

118. M. Zatloukal, W. Kopytko, A. Lengálová, J. Vlček. Theoretical and experimental analysis of interfacial instabilities in coextrusion flows. // *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 98, p. 153–162, 2005.

119. Ершов С. В., Труфанова Н. М., Лукин М. Д. Численное исследование процессов течения расплава полимера в канале зоны дозирования и формирующем инструменте // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. – 2017. – Т.19. – №3. – С. 163–178.



КАМКАБЕЛЬ
ваш проводник в мире Энергии

ООО «КАМСКИЙ КАБЕЛЬ»
р/с 40702810349500033426
БИК 045773603, ОГРН 1085904004779
ИНН/КПП 5904184047/590150001
Филиал ОАО "Сбербанк России"
Западно-Уральский банк
Сбербанка Пермское отделение 6984 г. Пермь
к/с 30101810900000000603



УТВЕРЖДАЮ»
Генеральный директор
ООО «Камский кабель»
В.В. Пономарев
2018 г.

Исх. № 71/90-142 ОТ 26.06.18
На № _____ ОТ _____

СПРАВКА

об использовании результатов диссертационной работы С.В. Ершова «Пространственное течение расплавов полимеров в канале зоны дозирования пластицирующего экструдера и формующего инструмента», выдвинутой на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Вопросы разработки моделей тепломассопереноса в канале зоне дозирования пластицирующего экструдера и формующего инструмента в диссертационной работе С.В. Ершова, связаны с общей проблемой разработки новых конструкций кабелей и реализации технологии их изготовления на ООО «Камский кабель». Подходы, развиваемые в диссертации, реализованы при выполнении ФГБОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет» договора о научно-техническом сотрудничестве с ООО «Камский кабель» № А16-27-12187/2016/407 от 27.06.2016 г. По итогам исследований к использованию в ООО «Камский кабель» приняты:

1. Режимы экструдирования при производстве кабелей с пластмассовой изоляцией.
2. Методики и результаты экспериментальных исследований теплофизических и реологических характеристик изоляционных материалов на термогравиметрическом анализаторе Discovery TGA, дифференциальном сканирующем калориметре DSC Q2000, ротационном реометре DHR-2, дилатометре DIL 802, анализаторе теплопроводности FOX 50.
3. Результаты исследования работы экструдера с формующим инструментом.
4. Рекомендации по снижению перегревов полимерных композиций за счет выбора рациональных технологических режимов экструзии.
5. Рекомендации по выбору рационального режима переработки вторичных полимерных материалов.

Главный технолог ООО «Камский кабель»

С.И. Чернов