

ФЕДЕРАЛЬНОЕ КАЗЕННОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ «ГЕОДЕЗИЯ»

На правах рукописи

Сидоров Михаил Игоревич

**ПОВЫШЕНИЕ ЖИВУЧЕСТИ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ
СИСТЕМ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ И
УПРАВЛЕНИЯ ТРИБОХИМИЧЕСКИМИ
ПРОЦЕССАМИ ИЗНАШИВАНИЯ**

Специальность: 05.02.04 – Трение и износ в машинах

Диссертация
на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант:

д. т. н., профессор, Лукашев Е. А.

Москва 2018

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	5
ГЛАВА 1. НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ СИСТЕМЫ ПОЛИГОННЫХ ИСПЫТИЙ СТВОЛЬНЫХ СИСТЕМ И ВОПРОСЫ ПОВЫШЕНИЯ ЖИВУЧЕСТИ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ.....	12
1.1. КРАТКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ИСПЫТАНИЙ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ НА ИЗНОС И ЖИВУЧЕСТЬ.....	12
1.2. МЕТОДЫ РАСЧЕТА ЖИВУЧЕСТИ СТВОЛОВ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ И СТРЕЛКОВЫХ СИСТЕМ.....	32
1.3. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 1	66
1.4. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	68
ГЛАВА 2. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ ВНЕШНЕГО ТРЕНИЯ	70
2.1. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВНЕШНЕГО ТРЕНИЯ И ИХ КИНЕТИЧЕСКОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ	70
2.2. ХАРАКТЕР ТОПОХИМИЧЕСКИХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРИ УЧЕТЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА	81
2.3. КОМПЬЮТЕРНАЯ ВАЛИДАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ.....	89
2.4. ФРИКЦИОННЫЕ АВТОКОЛЕБАНИЯ – МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НА ОСНОВЕ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА.....	97
2.5. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 2	131
ГЛАВА 3. МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ. ТЕОРИЯ НАРУШЕНИЯ СПЛОШНОСТИ МАТЕРИАЛОВ, РАЗРУШЕНИЯ И ИЗНОСА.....	132
3.1. КИНЕТИКА И СТАТИСТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ «ПОЛИМЕРНЫХ» ЦЕПЕЙ.....	134

3.2. КИНЕТИКА И СТАТИСТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРПОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА	171
3.3. КОМПЬЮТЕРНАЯ ВАЛИДАЦИЯ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧ ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ, ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА.....	198
3.4. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ВАЛИДАЦИИ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ КИНЕТИКИ ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ, ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА.....	207
3.5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ВАЛИДАЦИИ И ОБСУЖДЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ ИХ ИНТЕРПРЕТАЦИИ	229
3.6. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 3	230
ГЛАВА 4. РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДАМИ НЕЛИНЕЙНОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ	232
4.1. ИСХОДНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ФОРМУЛИРОВКА ЗАДАЧИ	232
4.2. ТЕРМОДИНАМИКА УПРУГО ДЕФОРМИРОВАННОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА	248
4.3. ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ РАЗРУШЕНИЯ КАК НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА (АНАЛОГ МОДЕЛИ БАРЕНБЛАТТА)	255
4.4. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА КАК НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА	258
4.5. ПРИМЕР СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА АРТИЛЛЕРИЙСКОГО СТВОЛА ПРИ НЕКОТОРОМ ФИКСИРОВАННОМ НАСТРЕЛЕ (НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЗАДЕЛ)	270
4.6. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 4	283
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	285
ЛИТЕРАТУРА	289
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	322

ПРИЛОЖЕНИЕ 1. МОНИТОРИНГ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗАДЕЛА В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ТРИБОЛОГИИ ПРОТИВОИЗНОСНЫХ ПОКРЫТИЙ	323
ПРИЛОЖЕНИЕ 2. АПРОБАЦИЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗАДЕЛА В ОБЛАСТИ ТРИБОЛОГИИ	378
ПРИЛОЖЕНИЕ 3. МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ, РАЗРУШЕНИЯ И ИЗНОСА	423
ПРИЛОЖЕНИЕ 4. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЕ ПРИМЕРЫ «СПИНОДАЛЬНЫХ» СТРУКТУР	437
ПРИЛОЖЕНИЕ 5. РЕЗУЛЬТАТЫ АПРОБАЦИИ И ВНЕДРЕНИЯ РАБОТ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРИ УЧАСТИИ АВТОРА.....	452

ВВЕДЕНИЕ

Работа посвящена созданию научно-технического задела в области теоретических основ перспективных методов полигонных испытаний артиллерийских стволов на живучесть.

Актуальность проблемы. Конкурентоспособность российской военной техники общеизвестна. Однако для ее поддержания на высоком уровне необходимо постоянно обновлять научно-технический задел. Существует большой задел новых принципов метания и других новшеств. Но по-прежнему остается актуальной проблема повышения живучести артиллерийских стволов. В современных условиях конкуренция в разработке и производстве новой техники требует организации максимально быстрого ее проектирования, испытаний и постановки на производство. Это заставляет разработчиков переходить к сокращению объема натурного эксперимента и испытаний, заменяя его вычислительным. Актуальность такой стратегии обусловлена тем, что основные концепции новой техники хорошо известны конкурирующим сторонам.

Эта стратегия диктует необходимость постоянной модернизации методического обеспечения полигонных испытаний. Тенденции к увеличению количества огневых задач артиллерии, использование высокоэнергетичных порохов с повышенным эрозионным воздействием, ужесточение режимов стрельбы и условий эксплуатации артиллерийских установок приводят к необходимости совершенствования методов и средств контроля состояния артиллерийских стволов. Требования к росту мощности заряда, скорости боеприпаса, скорострельности и ряда других характеристик заставляют критически относиться к имеющейся методической базе полигонных испытаний. Особенно это касается задач, которые ставятся перед испытаниями новых систем, использующих нетрадиционные принципы, поскольку считается, что традиционные способы в основном исчерпали свои возможности, в частности, из-за исчерпания возможностей порохов.

Испытания стволов на живучесть проводятся с целью определения падения баллистики ствола в зависимости от его настрела и установления числа

выстрелов, при котором ствол достигает предела живучести. Для современных артиллерийских орудий признаком достижения стволом предела живучести служит систематическое срезание ведущих поясков снарядов и обусловленное этим резкое ухудшение кучности боя орудия по местности и щитам, а также неправильный полет снарядов, приводящий к появлению траекторных разрывов и отказам действия снарядов у цели [54].

В тоже время формулы, используемые для расчета живучести, являются эмпирическими, т.е. суммирующими экспериментальные результаты испытаний прошлых лет и более ранних образцов вооружения. Это заставляет испытания новых образцов (стволов или снарядов) проводить в более широком масштабе, что требует больших материальных и временных затрат. Поэтому в настоящее время остро встала проблема разработки теоретических основ тех методов, которые ранее базировались на эмпирических зависимостях. Прогресс современной вычислительной техники позволяет решать поставленные задачи, однако для этого требуется определенный научно-технический задел в области теории процессов, связанных с износом артиллерийских стволов.

Цель работы - создание научно-технического задела в области теоретических основ перспективных методов полигонных испытаний артиллерийских стволов на живучесть: определение основных тенденций и стратегий повышения живучести артиллерийских стволов; мониторинг и апробация методов трибохимической кинетики для формулировки внутрибаллистической задачи, предполагающей использование теоретических характеристик Герси-Шрибека, валидируемых по данным, полученных методами высокоинформативных испытаний; мониторинг и апробация методов механохимической кинетики для оценки параметров надежности артиллерийских стволов при росте настрела, включая живучесть (ресурс, остаточный ресурс); адаптация методов теории неравновесных фазовых переходов к задачам накопления повреждений и разрушения артиллерийских стволов с одновременной оценкой энергетиче-

ского состояния поверхностного слоя канала ствола путем компьютерного сопоставления экспериментальных и расчетных картин эволюции структуры конструкционного материала ствола с ростом настрела.

Поставленная цель достигалась в следующих направлениях.

1) Оценка технологических приемов повышения живучести артиллерийских стволов (анализ стратегий использования жаропрочных сплавов и других технологических приемов, включая использование антифрикционных противоизносных покрытий).

2) Анализ современных методов оценки живучести артиллерийских стволов. Постановка задачи исследования.

3) Мониторинг и апробация (валидация по экспериментальным данным) математических моделей трибохимической кинетики внешнего трения и фрикционных автоколебаний.

4) Мониторинг и апробация (валидация по экспериментальным данным) математических моделей механохимической кинетики накопления повреждений и износа

5) Разработка математической термодинамической модели разрушения как неравновесного фазового перехода, проходящего в системах с большим запасом избыточной энергии и большими значениями градиентов;

6) Адаптация математической модели разрушения к решению задач оценки энергетического состояния материала ствола (в объеме и поверхностном слое) путем использования программ распознавания образов, позволяющих по сопоставлению экспериментальных (полученных методом фотографического контрастирования, например) и теоретических картин (получаемых в вычислительном эксперименте) давать заключение о структурном состоянии материала ствола и его остаточном ресурсе.

7) Разработка методик и получение экспериментальных данных по накоплению повреждений в материале ствола (в объеме и в поверхностном слое), служащих исходными данными для валидации математических моделей разрушения в форме неравновесного фазового перехода.

Научная новизна заключается в анализе, апробации, верификации и валидации теоретических зависимостей трибохимической кинетики внешнего трения, механохимической кинетики накопления повреждений и разрушения конструкционных материалов, математических моделей теории неравновесных фазовых переходов для оценки энергетического состояния материала ствола (в поверхностном слое и в объеме), которые являются научно-техническим заделом для формулировки и решения задач внутренней баллистики и научным обоснованием разработки мероприятий, направленных на повышение износостойкости материалов, работающих в высоких потоках энергии.

Основные положения, выводы и рекомендации, выносимые на защиту

1) Результаты апробации, верификации и валидации зависимостей трибохимической кинетики показали, что они могут быть использованы в качестве научно-технического задела для коррекции задач внутренней баллистики.

2) Результаты апробации, верификации и валидации зависимостей механохимической кинетики накопления повреждений и разрушения конструкционных материалов показали, что они могут быть использованы в качестве научно-технического задела для оценки живучести (ресурса, остаточного ресурса) артиллерийских стволов.

3) Математическая модель процесса разрушения как неравновесного фазового перехода является научно-техническим заделом для оценки энергетического и структурного состояния конструкционного материала ствола (в поверхностном слое и в объеме).

Достоверность полученных результатов обеспечена качественным согласием поведения и теоретических моделей и результатами верификации и валидации математических моделей на большом объеме экспериментальных данных.

Практическая значимость. Результаты теоретических исследований в форме математических моделей трибохимической кинетики внешнего трения, механохимической кинетики накопления повреждений и разрушения кон-

струкционных материалов, теории неравновесных фазовых переходов в приложении к задачам о разрушении материала ствола (в поверхностном слое и в объеме) является научно-техническим заделом для развития теоретических основ полигонных баллистических испытаний артиллерийских стволов на износ и живучесть.

Разработаны новые принципы защиты поверхности стальных деталей от разрушения, основанные на снижении концентрации диффузионноактивного водорода в поверхностном слое детали.

Разработаны технологии регулирования интенсивности процессов разрушения металла путем формирования на его поверхности защитного барьера при изготовлении детали и в процессе ее эксплуатации.

Разработаны и используются в промышленности 7 рецептур составов смазочных, обкаточных и смазочно-охлаждающих жидкостей, формирующих лакирующий защитный слой на поверхности детали.

Разработана и внедрена в промышленности методология регулирования величины износа высоконагруженных узлов технических систем, основанная на контроле содержания в металлах диффузионноактивного водорода и обеспечения эффективной защиты от наводороживания поверхностных слоев деталей технологиями металлоплакирования и газотермического напыления.

Результаты апробации разработанных технологий представлены в приложении №5 диссертации. За комплекс данных работ Распоряжением Правительства РФ от 17 марта 2010 г. № 333-р автору в составе коллектива присуждена премия Правительства РФ в области науки и техники.

Личное участие автора заключается в постановке и решении задач трибохимической кинетики внешнего трения, механохимической кинетики накопления повреждений и разрушения конструкционного материала, теории разрушения материала канала артиллерийского ствола в форме неравновесного фазового перехода в приложении к задачам внутренней баллистики и повышению информационной обеспеченности полигонных испытаний артиллерийских стволов на живучесть.

Автором теоретически обоснован методический подход, являющийся научно-техническим заделом и позволяющий значительно повысить информативность полигонных баллистических испытаний артиллерийских стволов, а также их испытаний на живучесть при одновременном сокращении объема испытаний.

Автором обоснованы, разработаны и внедрены технологии повышения износостойкости тяжелонагруженных узлов трения и повышения живучести технических систем современного вооружения и военной техники.

Апробация работы. Основные положения и наиболее важные научные и практические результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались более, чем на 10 международных конференциях, в том числе:

- XXIX Научно-техническая конференция «Проектирование систем» (МВТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, 2012г.);

- 40-я и 41-я Научно-технические конференции «Проектирование боеприпасов» (МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, 2013, 2014 гг.);

- 9-я Международная научно-практическая конференция «Технические средства противодействия террористическим и криминальным взрывам» (г. Санкт-Петербург, 2014г.);

- X Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы утилизации ракет и боеприпасов, безопасность, ресурсосбережение, экология» (г. Улан-Удэ, Республика Бурятия, 24-26 августа 2015г.);

- Международная научная конференция «Механика и трибология транспортных систем-2016» (г. Ростов-на-Дону, 8-10 ноября 2016г.);

- 6-я Международная научно-практическая конференция «Перспективное развитие науки, техники и технологий» (г. Курск, 20-21 октября 2016г.);

- 6-я и 7-я Международные научно-практические конференции «Инновации, качество и сервис в технике и технологиях» (г. Курск, 2016, 2017 гг.);

- 2-я Международная научно-практическая конференция «Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении» (г. Курск, 16-17 февраля 2017г.);

-16-я Международная научно-практическая конференция «Управление качеством» (МАИ, г. Москва, 14-15 марта 2017г.);

- IV Международная научно-техническая конференция «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении» (ИМАШ РАН, г. Москва, 8-9 ноября 2017г.).

Распоряжением Правительства РФ от 17 марта 2010 г. № 333-р автору в составе коллектива присуждена премия Правительства РФ в области науки и техники за «Комплекс оборудования и технологий с управлением качеством нанесения многофункциональных покрытий для повышения работоспособности высоконагруженных узлов».

Публикации результатов исследований. Основное содержание работы опубликовано в 78 научных работах, из них 17 статей, в изданиях, рекомендованных Высшей аттестационной комиссией России, 4 публикации в изданиях, включенных в международную реферативную базу Scopus, 2-е монографии, 14 патентов на изобретение, 4 заявки на выдачу патента.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, четырех глав, выводов, списка литературы и приложений. Основное содержание изложено на 321 странице и включает 288 страниц машинописного текста в т.ч. 113 рисунков, 15 таблиц и список литературы из 340 наименований (приложение на 147 страницах, включающее 103 рисунка и 30 таблиц).

ГЛАВА 1. НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ СИСТЕМЫ ПОЛИГОННЫХ ИСПЫТАНИЙ СТВОЛЬНЫХ СИСТЕМ И ВОПРОСЫ ПОВЫШЕНИЯ ЖИВУЧЕСТИ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ

1.1. КРАТКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ИСПЫТАНИЙ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ НА ИЗНОС И ЖИВУЧЕСТЬ

1.1.1. ОБЩИЕ СВЕДЕНИЯ О СИСТЕМЕ ПОЛИГОННЫХ ИСПЫТАНИЙ

Экспериментальные исследования живучести гладких и нарезных стволов проводятся, как правило, в ходе полигонных испытаний. Полигонные испытания образцов артиллерийских орудий проводятся с целью получения необходимых исходных данных для решения следующих вопросов:

- соответствие испытуемого образца тактико-техническим требованиям;
- оценка конструктивных, прочностных и эксплуатационных данных образцов;
- общая оценка образца с заключением о его рекомендации на войсковые испытания либо о возврате для конструктивной доработки;
- отработка предложений о необходимых конструктивных доработках испытанного артиллерийского орудия.

Штатные образцы артиллерийских орудий проходят контрольные испытания. Их целью является оценка доброкачественности выпускаемых заводом артиллерийских орудий валового производства. Контрольные испытания проводятся в соответствии с техническими условиями на изготовление и приемку. Они подразделяются на малые контрольные испытания и большие контрольные испытания.

Малым контрольным испытаниям подвергаются 100% образцов валового производства. В процессе этих испытаний проверяются прочность ствола, работа противооткатных устройств и механизмов лафета [54]. Большие контрольные испытания проводятся с целью проверки соблюдения заводом

установленной технологии. Этим испытаниям подвергается определенное количество орудий от каждой партии валовой продукции.

Наряду с такими контрольными испытаниями в полигонной практике имеют место:

- испытания баллистических стволов и установок для отработки боеприпасов;
- испытание стволов на живучесть;
- специальные виды испытаний (для решения частных задач; могут включать испытания научно-исследовательского характера).

В общем случае программа полигонных испытаний опытного образца артиллерийского орудия должна включать в себя следующие циклы работ: статические измерения и разметку; баллистические стрельбы; внешнебаллистические испытания; испытания снарядов; определение боевых и служебно-эксплуатационных характеристик; испытания стрельбой на прочность и надежность работы и ряд других.

Баллистические стрельбы проводятся с целью:

- определения баллистических параметров (начальной скорости снаряда (v_0), наибольшего давления пороховых газов в канале ствола ($p_{\max}$), рассеяния начальных скоростей (r_v) при температурах порохового метательного заряда 288 K , 313 K и 233 K , т.е. при $+15^\circ\text{C}$, $+40^\circ\text{C}$ и -40°C ;
- оценки дымности и пламенности выстрела, определения полноты сгорания всех элементов порохового метательного заряда, проявления обратного пламени и степени загрязняемости канала ствола и деталей затвора;
- установления веса и баллистических параметров усиленного заряда, предназначенного для испытания на прочность орудия и боеприпасов;
- проверки баллистических характеристик ствола на различных стадиях его износа [54];
- проверки баллистики зарядов при стрельбах на дальность и кучность боя снарядов;

- проверки баллистики зарядов при стрельбах, связанных с определением динамических характеристик лафета.

Для проведения баллистических стрельб необходимо знать состояние канала ствола (диаметральные размеры, настрел), объем и длину каморы, коэффициент формы снаряда, требуемые баллистические параметры орудия и заряда и допустимые предельные расчетные величины наибольших давлений ствола и снаряда.

Изменение баллистических характеристик ствола в зависимости от его настрела определяются по величине v_0 и $p_{\max}$. Стрельбы на проверку баллистических характеристик сопровождаются осмотром канала ствола оптической трубой, обмером канала ствола, длины зарядной каморы, фотографированием начала нарезов и снятием слепка с начала нарезов. При этом необходимо определять правильность полета снарядов. Для этой цели за второй парой рам-мишеней устанавливается третья рама, на которой крепятся фанерный или картонный лист. О правильности полета снарядов судят по форме и размерам пробоин в этом листе.

Внешнебаллистические испытания проводятся с целью:

- определения опытных величин, характеризующих дальность и рассеивание снарядов, необходимых для установления их соответствия тактико-техническим требованиям;

- установления причин, вызывающих неудовлетворительное рассеивание снарядов или получение дальности менее заданной, а также указания путей устранения этих недостатков; отстрела и составления таблиц стрельбы.

К основным внешнебаллистическим характеристикам относятся:

- нормальная дальность полета снаряда;
- характеристики рассеивания снарядов при стрельбе прямой наводкой по щитам - B_H и B_6 (срединные отклонения по высоте и в боковом направлении) и по местности B_d и B_6 (срединные отклонения по дальности и в боковом направлении), а также деривация Z ;

- характеристики устойчивости и правильности полета снаряда по траектории и в частности наибольший угол нутации $\delta_{\max}$;

- углы вылета: γ - вертикальный и ω - горизонтальный.

Стрельбы, связанные с определением внешнебаллистических характеристик, проводятся из новых или малоизношенных стволов (стволов первой категории).

Испытание стволов на живучесть проводится с целью определения падения баллистики ствола в зависимости от его настрела и установления числа выстрелов, при котором ствол достигает предела живучести. Испытания на живучесть стволов проводятся стрельбой основным для данного орудия снарядом на полном заряде. Для современных артиллерийских орудий признаком достижения стволом предела живучести, как правило, служит систематическое срезание ведущих поясков снарядов и обусловленное этим резкое ухудшение кучности боя орудия по местности и щитам, а также неправильный полет снарядов, приводящий к появлению траекторных разрывов и отказам действия снарядов у цели. Поэтому при испытаниях орудийных стволов на живучесть периодически проверяются:

- дальность и кучность боя по местности;
- функционирование ведущих поясков снарядов;
- правильность полета (стабилизации) снарядов;
- угол нутации и начальная скорость снарядов.

Проведение полигонных испытаний в полном объеме представляется комплексной задачей, требующей подготовленного и оборудованного измерительным комплексом полигона, разработанных методик, сравнительно большого объема боеприпасов и стволов, высокопрофессионального персонала и других ресурсов, в том числе временных. Такие работы и соответствующее материально-техническое и полигонное оборудование являются прерогативой государства.

При экспериментальных исследованиях живучести артиллерийских стволов, кроме измерения износа ствола проводится визуальный контроль состояния его внутренней поверхности, в ходе которого устанавливаются характерные повреждения, например, в начальной зоне нарезной части ствола. Эти повреждения, как правило, имеют вид раковин на нарезах и на полях. На некотором расстоянии от дульного среза также могут наблюдаться раковины износа, которые по размерам и по глубине являются существенно меньше тех, которые присутствуют в казенной части ствола.

При проведении визуального осмотра может использоваться метод фотографирования поверхности канала ствола. Изображения внутри канала являются малоконтрастными. Это затрудняет визуальный поиск поверхностных дефектов, поэтому для этих целей может использоваться метод их контрастирования контурами. Этот метод заключается в автоматическом выделении контура на первичном фотографическом снимке и наложении первичного и вторичного контурного изображений.

1.1.2. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПОВЫШЕНИЯ ЖИВУЧЕСТИ Артиллерийских стволов

Из-за высоких начальных скоростей и больших нагрузок живучесть стволов сравнительно небольшая. (Например, по данным польского исследователя танков советского производства М. Ясинского ресурс танковой пушки Д-81Т (2А46) при стрельбе БОПС составляет 210 выстрелов, а при стрельбе ОФС, КС – 840 выстрелов) [5]. Малый ресурс ствола стимулирует поиски конструктивных и технологических решений для его увеличения. К ним относятся: съемная труба; замена медных ведущих поясков снаряда на пояски из других материалов; технологическая обработка внутренней поверхности канала ствола; автоармирование; хромирование; лазерная термическая обработка (ЛТО); использование сплава хастеллой.

Строго говоря, съемная труба не увеличивает ресурс ствола, но обеспечивает практически равные временные и материальные затраты на изготовление и замену двух стволов с живучестью 210 - 230 выстрелов на стволы с живучестью 450 - 500 выстрелов.

Поиски компромисса в паре «ведущий поясok – ствол» в равной степени относится к конструкции снаряда и ствола.

Технологии обработки внутренней поверхности ствола относятся непосредственно к последнему и формируют его свойства, как изделия машиностроения.

В этой связи представляется важной задача сравнения и определения действительного эффекта противостояния износу при стрельбе из пушек со стволами, каналы которых выполнены по различным технологиям.

Для решения этой задачи в [5] были использованы экспериментальные исследования, проведенные КЛ ХКБМ им. А.А. Морозова по измерению износа стволов, внутренняя поверхность которых выполнена по технологии хастеллой, хромирована и подвергнута ЛТО. Измерение износа проводились оптико-электронным прибором «Ствол-2».

Труба с ЛТО показывает хорошую живучесть в диапазоне 1 - 130 выстрелов. Далее в контрольной точке наблюдается более интенсивное по сравнению с серийным образцом разрушение ствола. Эта тенденция сохраняется на всем оставшемся диапазоне настрела. Зависимости, показывающие динамику износа рассматриваемых стволов в контрольных точках, представлены в виде формул (y – диаметр; x – выстрелы):

$$y = 4,9111 \cdot 10^{-10} x^3 - 6,9642 \cdot 10^{-8} x^2 + 1,8414 \cdot 10^{-3} x + 125,18 \text{ (№ 004 серийн. обр.)}; \quad (1.1)$$

$$y = 2,3361 \cdot 10^{-9} x^3 - 2,9829 \cdot 10^{-6} x^2 + 3,2390 \cdot 10^{-3} x + 125,13 \text{ (№ 151 ЛТО)}. \quad (1.2)$$

Перед анализом полученных результатов экспериментальных исследований износа ствола в [5] рассмотрены некоторые особенности технологии изготовления стволов.

Хромирование – способ увеличения срока службы ствола путем нанесения гальванической технологией защитного покрытия его внутренней поверхности. Это покрытие создает термическое сопротивление и снижает коррозионное и эрозионное воздействие продуктов сгорания пороха. Хром – хрупкий материал, склонный к трещинообразованию, однако обладает высокой твердостью, высокой температурой плавления, высоким сопротивлением удару, химической инертностью и низкой теплопроводностью. Хромирование ствола увеличивает срок службы оружейных стволов в два раза. Однако, толщина покрытия должна быть такой, чтобы температура стальной подложки не превышала температуру ее фазовых превращений, что определяет толщину хрома около 0,1 мм.

Технологии хромирования стволов отработаны до середины 40-х годов XX в. и остаются практически неизменными до настоящего времени.

Хастеллой – технология создания жаропрочного сплава, обладающего высоким сопротивлением пластической деформации и разрушению при действии высоких температур и окислительных сред. Жаропрочные сплавы изготавливаются на алюминиевой, титановой, железной, медной, кобальтовой и никелевой основе. В зависимости от технологии изготовления никелевые жаропрочные сплавы могут быть литейными, деформируемыми и порошковыми. Наибольшая жаропрочность свойственна литейным сложнолегированным сплавам на никелевой основе. Эти материалы способны выдерживать высокие статические и динамические нагрузки при температуре 1050–1100°С в течение сотен и тысяч часов.

Жаропрочные сплавы на основе никеля с дополнительным легированием молибденом и кобальтом имеют сложный химический состав. Содержание селена (*Se*), теллура (*Te*), свинца (*Pb*) и висмута (*Bi*) должно быть ничтожно малым, что обеспечивается технологическим процессом выплавки. В то же время в этих сплавах содержание хрома (*Cr*) составляет 10 - 12%, алюминия (*Al*) и титана (*Ti*) до 8%, кобальта (*Co*) 5 - 10%, с небольшим количе-

ством бора (B), циркония (Zr) и углерода (C). Дополнительными легирующими добавками являются молибден (Mo), вольфрам (W), ниобий (Nb), тантал (Ta) и гафний (Hf).

При этом каждая из добавок формирует определенные свойства материала. Так элементы Co , Te , Cr , Mo и W образуют с (Ni) аустенитную матрицу с гранецентрированной кристаллической решеткой. Элементы Al , Ti , Nb , Ta и Hf образуют упрочняющую фазу (Ni_3X). Бор, углерод и цинк образуют сегрегации по границам зерен.

Оксидные пленки, защищающие от коррозии образуют (Al и Cr). Карбидообразующие элементы - Cr , Mo , W , Nb , Ta и Ti ; карбиды могут образовывать хрупкие фазы.

Никелевые жаропрочные сплавы подвергаются термической обработке. Гомогенизационный отжиг позволяет получить матрицу с равномерным распределением частиц упрочняющих фазы в процессе последующего старения. После гомогенизационного отжига должна строго выдерживаться интенсивность охлаждения, чтобы не допустить выделения нежелательных фаз. Так, охлаждение между этапами старения проводится в течение 2-х часов.

Учитывая параметры внутренней баллистики, важнейшим свойством является жаропрочность, несмотря на большую скорость процесса горения пороха и относительно малое время движения снаряда по стволу.

Одним из факторов, определяющих жаропрочность, является высокое сопротивление ползучести. Жаропрочность связана, в первую очередь, со структурой материала и его составом. По структуре жаропрочные сплавы должны быть многофазными с прочными границами зерен и фаз. В составах типа хастеллой это обеспечивается многокомпонентным легированием. Причем, жаропрочность материала тем выше, чем больше объемная доля упрочняющих фаз и чем выше их термостойкость.

Жаропрочные сплавы на основе кобальта имеют более высокую температуру плавления, поэтому их длительная прочность выше. Высокое содержание хрома в них повышает сопротивление высокотемпературной коррозии.

Лазерная термическая обработка (ЛТО). Улучшение усталостных характеристик материала достигается повышением пластичности и снижением твердости. ЛТО применяется для модифицирования поверхностного слоя детали, упрочнения поверхности для повышения износостойкости. С применением ЛТО выполняется упрочнение поверхности порошками титана, хрома и вольфрама. Задача управления лазерным лучом в настоящее время решена и поэтому процесс ЛТО может быть автоматизирован, что особенно важно при серийном производстве. Это создает предпосылки для внедрения технологий информационной поддержки изделия (в соответствии с требованиями ISO 9000).

Согласно полученным данным наилучший результат, особенно по признаку равномерности износа по длине ствола, дает технология хастеллой. Наибольшему износу подвержен ствол, поверхность которого обработана по технологии ЛТО. Представляет интерес анализ результатов износа хромированных стволов. В целом характеризуясь одинаковым характером износа и его сравнительной равномерностью по длине ствола, для двух стволов, поверхность канала которых была хромирована и прошла ЛТО, отличие износа достигает 1,35 мм.

Было установлено, что хромированные стволы и выполненные по технологии хастеллой, в отличие от других, имеют характер износа, показывающий их нечувствительность к изменению параметров внутренней баллистики.

Немаловажным фактором является стоимость ствола, выполненного по той или иной технологии. Одним из критериев выбора технологии изготовления может быть приращение количества выстрелов до предельного износа (ΔN), отнесенное к приращению затрат на повышение живучести ствола (ΔR). Технология может считаться экономически оправданной, если $\frac{\Delta N/N}{\Delta R/R} \geq 1$, где N и R – живучесть и затраты базового образца.

Кроме этого, масса ствола выполненного по технологии хастеллой будет на 100 кг и более больше серийного в виду существенно большей плотности

вольфрама и молибдена, входящих в состав стали. Это в свою очередь приведет к увеличению момента инерции ствола, что потребует увеличения мощности электродвигателей приводов горизонтального и вертикального наведения. С другой стороны, потребуются балансировка башни, что приведет к новым конструктивно-компоновочным решениям.

Это означает, что повышение живучести ствола является комплексной задачей, которая наряду с выбором технологии изготовления артиллерийского ствола и вариантов обработки его внутренней поверхности должна решаться с учетом экономического аспекта и в целом соответствовать уровню разработки боевой машины в случае танка или оружейного модуля контейнерного типа в случае надводного корабля.

Таким образом, результаты современных исследований технологических проблем в области жаропрочных сплавов и антифрикционных противоизносных покрытий могут быть положены в основу решения задач повышения живучести артиллерийских стволов. Ряд подходов к получению этих результатов рассмотрен с целью использовать для разработки теоретических основ полигонных испытаний артиллерийских систем (Приложение 1. Мониторинг научно-технического задела в области материаловедения жаропрочных сплавов и трибологии противоизносных покрытий [2 - 205]).

1.1.3. МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ИЗНОСА СТВОЛОВ И ИНТЕРПРЕТАЦИЯ ИХ РЕЗУЛЬТАТОВ

Уровень современного состояния экспериментальных исследований для решения поставленной задачи кратко может быть рассмотрен на примере, приведенном в [5]. В данном примере можно выделить два аспекта: первый - физико-механическая трактовка механизмов износа; второй - методическая база экспериментальных исследований износа.

Предварительно отметим, что первый аспект может быть развит до построения на основе интерпретации экспериментальных результатов математи-

ческих моделей изнашивания. Второй аспект при разработке соответствующих математических моделей может быть развит до визуализации результатов компьютерных расчетов изменений поверхности канала ствола с ростом износа. В качестве развития этой теоретической базы в рамках создания научно-технического задела в диссертации (Главы 3, 4) формулируется обратная задача: по результатам эндоскопических исследований рассчитать параметры (константы) математической модели, которые определяют энергетическое состояние поверхности канала ствола (соответственно, на некоторую глубину). Рассчитанные таким путем параметры модели далее используются для прогностических расчетов, заменяя большую часть натурального эксперимента в рамках полигонных испытаний вычислительным. Это дает возможность значительно снизить необходимый объем испытаний (соответственно, экономить материальные и временные ресурсы) для получения достоверной информации.

Состояние гладких и нарезных стволов, как известно [5, 56, 125], принято характеризовать степенью удлинения ЗКО, появляющегося из-за износа канала ствола. Это происходит вследствие высоких температур и больших давлений, развивающихся при стрельбе, а также из-за прорыва пороховых газов между стенками канала ствола и снарядом. Разгар образуется сначала в переходном конусе (коническом скате), соединяющем цилиндрическую часть ствола с конической камерой. Первым проявлением разгара является образование каверн и развитие трещин. По мере его развития металл с поверхности канала ствола выкрашивается, из-за чего длина ЗКО и диаметр ствола в цилиндрической части продолжают увеличиваться. Для контроля этого явления необходим осмотр поверхности канала, который в настоящее время проводят с помощью эндоскопического оборудования.

Как правило, используемые в войсках приборы являются оптико-механическими. Контроль поверхности выполняется визуально. Анализ поверхности производится экспертным способом. Видеосъемка и фотографирование, как правило, не производится. Однако даже при выполнении этих действий полученные изображения поверхности канала артиллерийского ствола будут

характеризоваться малой (недостаточной) контрастностью, которая обусловлена необходимостью использования искусственного освещения и малого пространства, накладывающего ограничения на расположения фото, видеоаппаратуры относительно изучаемой поверхности и источников света.

Для улучшения качества снимков поверхности ствола предложено проводить их компьютерную обработку. Одним из возможных приемов улучшения качества изображения является контурное контрастирование фотоснимков. Контурное контрастирование изображения производится за счет создания вокруг его частей замкнутых или разомкнутых контуров. При этом если рисунок представляет собой градации серого цвета, очень важно, чтобы оттенок характеризующий контур и примыкающую к нему часть изображения имели значительную разницу, что повышает общий контраст рисунка, позволяет экспертам быстрее распознавать частные детали, их расположение и ориентацию.

Принцип контурного контрастирования изображения в [5] иллюстрируется следующим примером (рис. 1.1); выбрано изображение состояния поверхности ЗКО в районе переходного цилиндра (рис. 1.1, фрагмент «1»). Необходимо определить наличие и площадь каверн, образовавшихся на поверхности в результате износа. Визуально каверны выглядят как области почернения.

Каждый элемент изображения (в градациях серого) представляет собой некоторое число в диапазоне от $n_{\min}$ до $n_{\max}$. Фиксируя некоторое граничное значение $n_{\text{гран}}$ и последовательно сравнивая его со значениями каждого элемента изображения можно получить контур $n_{\text{гран}}$, который для фрагмента «1» изображения на рис. 1.1 представлен на фрагменте «2». Для уменьшения размерности матрицы вырезается часть рисунка (фрагмент «1» прямоугольник с черной рамкой). Аналогичную операцию проводят и для контурного изображения фрагмента «2». В результате этого получают фрагменты «3» и «4». Далее, используя принцип упрощения с фрагмента «4», убираются все незамкнутые контуры, расположенные по краю. В результате получается фрагмент

«5». Накладывая прозрачный, контурный фрагмент «5» на фрагмент «3» получают изображение «6». Его особенностью является контрастно выделяющийся контур.

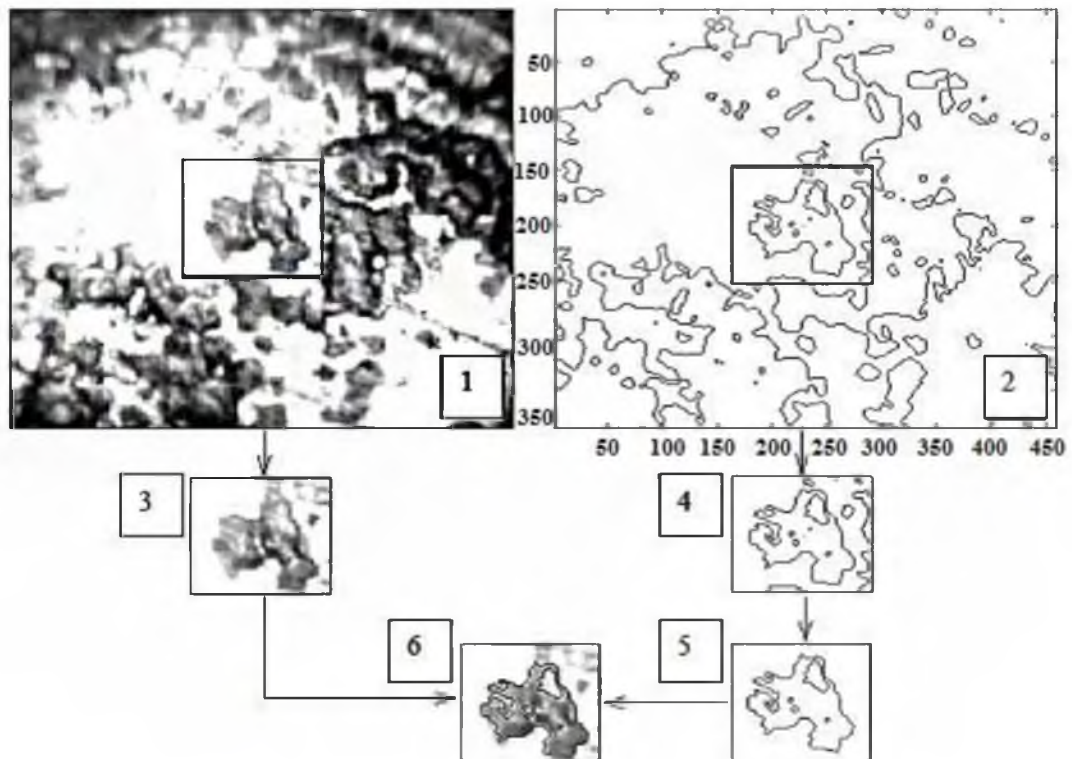


Рис. 1.1. Принцип контурного контрастирования изображения поверхности канала ствола

Если представить фрагменты «3» и «6» (рис. 1.1) в виде двух прямоугольных матриц, элементы которых представляют собой градации серого цвета в каждой точке этих двух изображений, то становится понятен принцип увеличения контраста за счет использования черного контура рис. 1.2.

На фрагменте «а» (рис. 1.2) показана трехмерная визуализация матрицы градаций серого цвета фрагмента «3» (рис. 1.1). Минимальное значение серого цвета равно 0, а максимальное его значение – 150. При рассмотрении фрагмента «3» (рис. 1.1) видно, что контур неправильной фигуры, расположенной по центру размыт. При этом при рассмотрении изображения с целью выявления на нем аномалий эксперт будет вынужден последовательно просмотреть всю его поверхность.

При замене размытого контура на контрастные фрагменты «б» (рис. 1.1) визуально создается впечатление деления рисунка на две части: внутри контура и за его пределами.

Трехмерная визуализация матрицы градаций серого цвета, выполненная для оконтуренного рисунка, изображена на фрагменте «б» рис. 1.2. Она показывает то, что абсолютные значения градаций серого по контуру являются максимальными значениями по площади рисунка. Их величина равна 200 и на 30% больше любого значения фрагмента «а» рис. 1.2. Искусственно введенный в изображение «б» контур представляет собой своеобразный «забор», окружающий более темную часть рисунка и отделяя ее от менее темную. Поэтому первичное визуальное представление о разделении рисунка на части оказывается верным.

Контурное контрастирование изображения для анализа изображений канала ствола позволяет получать более качественную визуальную информацию об износе ствола при увеличении настрела.

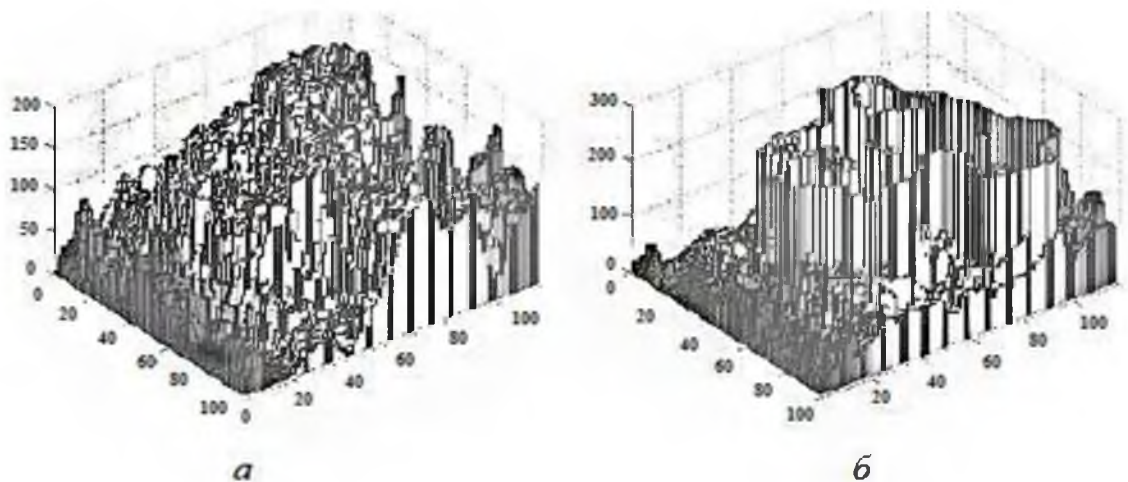


Рис. 1.2. Трехмерные изображения значений элементов матриц фрагментов «3» (слева) и «б» (справа) рисунка 1.2

При росте настрела в оружейных стволах имеют место известные явления разрушения канала в виде истирания, образования трещин и вымывания

металла, вследствие эрозии [190]. Эти явления в большинстве случаев протекают одновременно, перекрывая друг друга. Несмотря на одинаковость причин разрушения канала, рассматриваемые процессы по своей физике имеют разную природу, причем наблюдаемые различия особенно сильно зависят от способа ведения снаряда и от влияний, связанных с крупными калибрами.

В орудийных стволах малых и средних калибров, как правило, наблюдается сетка трещин на полях и на нарезах (рис. 1.3). Она проявляется в наиболее ярко выраженной форме от начала нарезки до места наибольшего давления газов. По направлению к дульному срезу развитие трещин уменьшается. Как правило, в наиболее сильной степени подвергается разрушению начало нарезной части ствола. В более слабой форме наблюдается сетка трещин также и в камере, но только в передней ее части, которая не защищена гильзой.

Каждый из четырех фрагментов рис. 1.3 состоит из трех частей. Первая часть (левый фрагмент) является оригинальной фотографией части поверхности орудийного ствола. Вторая часть (средний) фрагмент представляет собой контуры левого фрагмента. Третья часть (правый) фрагмент есть наложение друг на друга первичного и контурного изображений.

Критичным фактором для операции контурного контрастирования является появление при оконтуривании большого количества мелких замкнутых контуров, что имеет место на рис. 1.3, б-г. При этом будет наблюдаться некоторое снижение контрастности, преодолеть которое можно за счет дополнительного управления операцией оконтуривания (варьирование пороговым значением сигнала после которого начинается процесс оконтуривания).

В начале нарезной части сетка трещин часто приводит к выкрашиваниям частиц металла (рис. 1.3, а, б), а также к местным выкрашиваниям полей (рис. 1.3, в). Кроме этого вида разрушения, поля нарезки на рассматриваемом участке подвергаются более или менее сильному истиранию. Вследствие этого происходит их сглаживание, закругление ребер и они становятся мало пригодными для ведения артиллерийского снаряда (рис. 1.4).

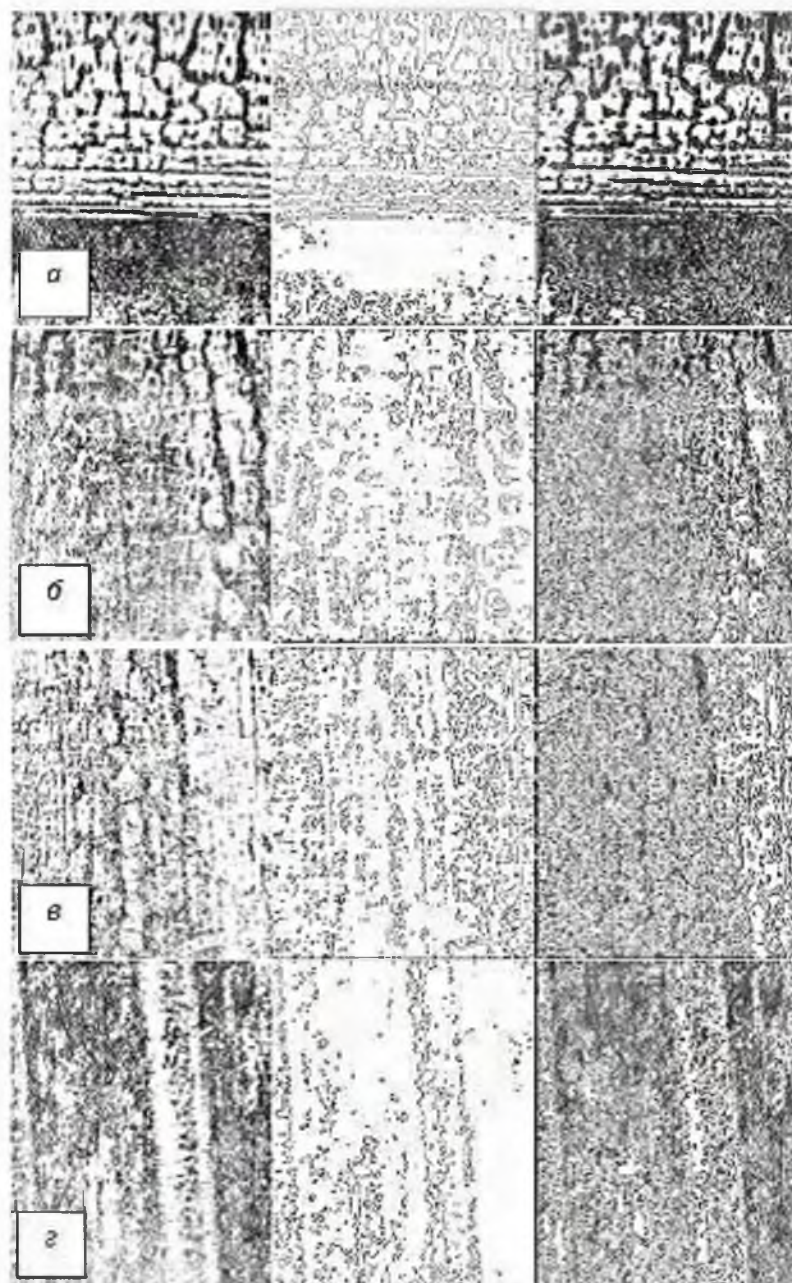


Рис. 1.3. Сетка трещин в стволе 88-мм артиллерийского орудия

По направлению к дульному срезу истирание постепенно уменьшается и у дульного среза поля нарезки даже в сильно изношенных стволах достаточно хорошо сохраняются. В случае сильного развития износа канала, в начале нарезной части происходит, как явление вторичного порядка, поверхностная эрозия металла на участках, углубленных вследствие предшествовавшего процесса местного выкрашивания.

По направлению к дульному срезу истирание постепенно уменьшается и у дульного среза поля нарезки даже в сильно изношенных стволах достаточно хорошо сохраняются. В случае сильного развития износа канала, в начале нарезной части происходит, как явление вторичного порядка, поверхностная эрозия металла на участках, углубленных вследствие предшествовавшего процесса местного выкрашивания.

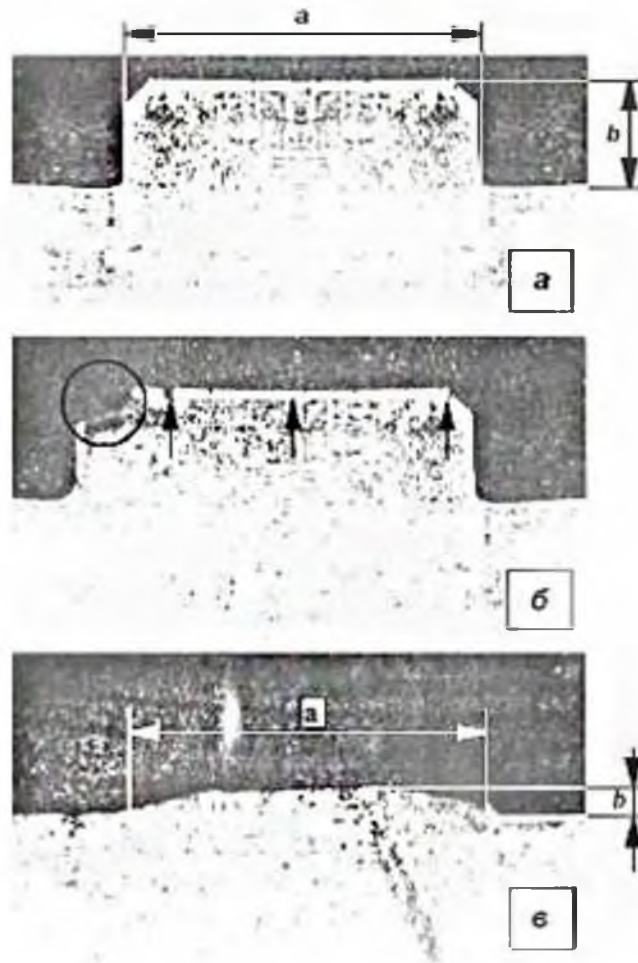


Рис. 1.4. Процесс истирания, сглаживания и закругления полей нарезов:
а – новая нарезка; б – начальная стадия разрушения боевой грани; в – стертое (закругленное) поле

С увеличением калибра наблюдаемая тенденция эрозионного воздействия увеличивается, и оно становится явлением первичного порядка и служит основной причиной износа канала ствола.

Значительное разрушение полей в начале нарезной части приводит к увеличению длины и диаметра пороховой зарядной каморы. Это удлинение в стволах крупного калибра большой мощности может достигать величины 0,5 м и более. При этом снаряды при раздельном зарядании продвигаются дальше вперед, что приводит к ухудшению обтюрации. В орудиях, снабженных унитарным патроном, при выстреле имеет место сильный удар снаряда в начало нарезной части, вследствие чего значительно возрастают усилия, действующие на поля и ведущий пояс. Начальная скорость постепенно падает, а рассеивание увеличивается.

Разрушение полей в начале нарезной части постепенно приводит к исключению возможности правильного ведения снаряда по нарезам. Снаряд перестает точно повторять винтовую линию нарезки и может «проскакивать» над отдельными полями. В связи с этим, поверхность ведущего пояса в той или иной мере стирается. В отдельных случаях он может быть полностью «вырван». Совокупное действие этих явлений приводит к увеличению рассеивания снарядов, которое при увеличении настрела становится недопустимо большим.

Предполагается [5], что трещины представляют собой результат хрупкого разрушения поверхности канала. Они, как правило, нормальны к поверхности канала и имеют глубину от нескольких десятых миллиметра (или от нескольких сотых миллиметра) до 1-2 мм (рис. 1.3, а, б). В случае большой глубины они разветвляются и часто соединяются, образуя местные выкрашивания металла (рис. 1.3, а, б). Что касается направлений, то одна группа трещин развивается в направлении, которое параллельно наклону нарезки, а другая группа – в направлении, поперечном по отношению к производящей канала. Сочетание тех и других трещин дает сетку неправильной формы. Особенно глубокие трещины наблюдаются чаще всего в основании поля. Они начинаются от обеих граней, проходят вглубь металла под некоторым углом и, при соответствующем увеличении глубины, приводят к выколу поля на большем или

меньшем протяжении. В большинстве случаев наибольшую глубину имеет трещина, примыкающая к холостой грани.

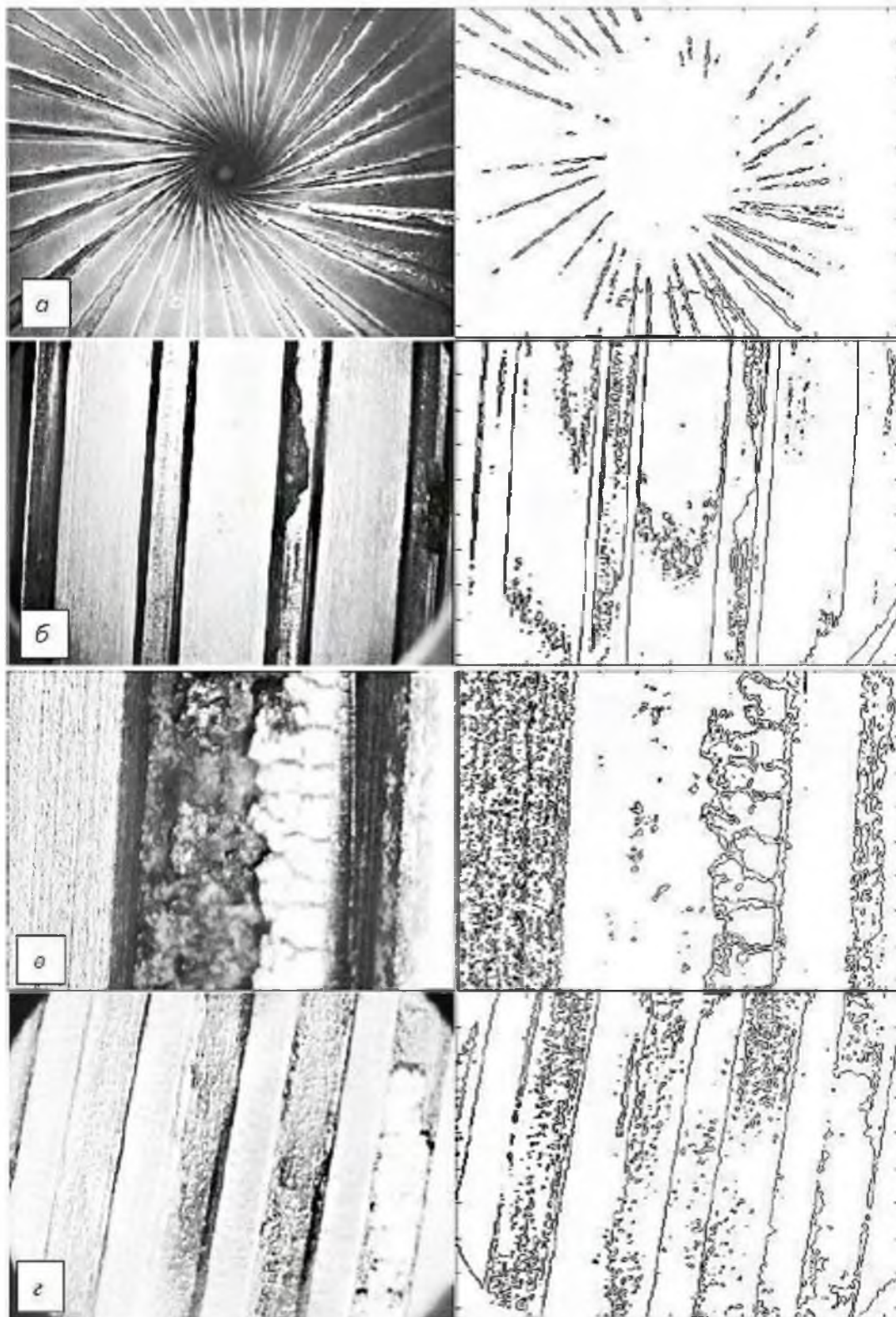


Рис. 1.5. Образцы фотографий поверхности канала нарезного ствола

Отмечается [5], что детальное исследование большого числа шлифов, взятых из орудийных стволов, изготовленных из хромоникелевой стали показало,

что какого-либо изменения структуры металла в местах, характеризующихся наличием трещин, не наблюдается. Не было обнаружено признаков обогащения поверхностного слоя канала азотом (т.е. азотистых образований).

Если в отдельных случаях и были обнаружены места, характеризовавшиеся наличием слабо выраженных азотистых образований, то они оказывались равномерно распределенными по всей толщине образца. Следовательно, причиной их возникновения послужили металлургические процессы, а не действие пороховых газов. Не было обнаружено также обезуглероживания поверхностного слоя. Структура металла исследованных объектов, представлявшего собою улучшенную сталь, была более или менее дисперсной и сохранялась без изменения до краев трещин.

Образцы фотографий, выполненных с использованием gun tube inspection device MZ- 555 IX11-44 представлены на рис. 1.5, а-г. Справа около каждого из приведенных фрагментов изображений канала ствола приводится их восстановленный контурный рисунок. В рассмотренной методике контурные рисунки могут применяться для следующих целей: определять изменение площади, пораженной износом на начальной стадии износа (рис. 1.5, а); площадь каверн на полях и в нарезках (рис. 1.5, б); площадь трещин по полям и в нарезках (рис. 1.5, в); площадь мест с отложениями меди (омеднение) (рис. 1.5, г).

Развитие этого экспериментального метода предполагает (Главы 3, 4), что структуры, которые подобны представленным на рис. 1.1, 1.3 и 1.5, могут быть получены расчетным путем в вычислительном эксперименте. Это дает возможность, как отмечалось в начале этого подраздела, рассчитывать энергетическое состояние поверхностного слоя и его износ.

1.2. МЕТОДЫ РАСЧЕТА ЖИВУЧЕСТИ СТВОЛОВ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ И СРЕЛКОВЫХ СИСТЕМ

1.2.1. КРИТИЧЕСКИЕ ЗАМЕЧАНИЯ К МЕТОДАМ РАСЧЕТА ЖИВУЧЕСТИ СТВОЛОВ

Живучесть ствола (ресурс) определяется скоростью износа его канала и сложным образом зависит от многих факторов, воздействующих на его поверхность [125]. Выделяют две группы: тепловые и механические.

Первая группа - факторы, усугубляющие процесс износа канала ствола. Это - нагрев ствола непосредственно пороховым газом, температура которого в зависимости от марки пороха достигает $2000 - 3500 \text{ K}$; нагрев поверхности канала ствола теплотой от трения по месту контакта ведущих устройств снаряда с поверхностью канала ствола; нагревание ствола теплотой, выделяющейся из-за релаксации внутренних сил трения в металле ствола при деформации от давления порохового газа и ударного воздействия центрирующего утолщения снаряда о поверхность нарезов.

Вторая группа - факторы, вызывающие непосредственный износ нагретого ствола вследствие механического снятия металла с поверхности его канала потоком порохового газа, в зазорах между ведущим пояском снаряда и поверхностью канала ствола, ведущими устройствами снаряда.

Эта физическая картина приводит к заключению: интенсивность этого процесса зависит от температуры порохового газа, массы и начальной скорости снаряда, калибра ствола. Тогда общая структура формулы для допустимого количества выстрелов N может быть представлена в виде

$$N = \frac{K_T}{C_q^x v_0^y d^z} \quad (1.3)$$

где $C_q = \frac{q}{d^3}$, $\text{кгс}/\text{мм}^3$; v_0 , м/с ; d , мм .

Температурный коэффициент K_T зависит от калорийности пороха и механических характеристик стали ствола; он определяется изменением механических характеристик ствольных сталей по мере их нагревания в процессе стрельбы (эти изменения зависят от состава стали и температуры нагрева). При заданных марках пороха и материала ствола K_T для орудий с подобной баллистикой принимают постоянным. Показатели x , y и z в первом приближении принимаются равными [133]: $x = 3,0$; $y = 4,5$; $z = 2,5$.

Следует отметить, что структура формулы (1.3) говорит о том, что она предложена давно, поскольку входящие в нее величины являются размерными и при этом возводятся в степень, которая не является целым числом, т.е. понятие размерности в этом случае теряет смысл. Такого типа формулы являются подгоночными; они обобщают некоторое количество экспериментальных данных. Переход к порохам и сталям с другими характеристиками потребует соответствующей корректировки значений параметров этой формулы. Это можно сделать только при наличии большого объема данных. Поэтому «прогностический потенциал» такого типа формул не высок.

На живучесть ствола заметно влияет режим стрельбы, определяемый временем между выстрелами [125], так как его температура непрерывно растет от выстрела к выстрелу. В автоматических пушках с высоким темпом стрельбы температура ствола при стрельбе сплошной очередью может достигнуть такой величины, при которой предел текучести его металла уменьшится до недопустимой величины. Ствол в этом случае получит большие остаточные деформации или вообще будет разрушен. Кроме того, до момента разрушения ствола он выйдет из строя по критерию правильности полета снаряда вследствие оплавления (разгара) нарезов и ведущего пояска снаряда. При непрерывной автоматической стрельбе ствол настолько интенсивно нагревается, что даже при наличии межслойного охлаждения он весьма быстро разрушается. Требуемую живучесть ствола можно обеспечить только программированной стрельбой, т.е. соответствующим выбором сплошной длины очереди стрельбы

и перерывом между ними. Принудительное охлаждение канала ствола позволяет лишь несколько увеличить длину сплошной очереди и сократить время перерыва стрельбы. Опыт показывает, что живучесть ствола резко падает с ростом начальной скорости снаряда и при некотором ее значении живучесть ствола становится недопустимо низкой. В этом случае единственно возможный путь повышения живучести ствола является использование подкалиберных снарядов, имеющих малое значение C_q .

При неизвестном значении коэффициента K_T формула (1.3) пригодна только для сравнительной оценки живучести при изменении начальной скорости, калибра и веса снаряда. В первом приближении величину K_T допустимо выбрать для орудий среднего калибра $K_T \approx 7 \cdot 10^{24}$, для стрелкового оружия $K_T \approx 1 \cdot 10^{24}$.

Особенно остро встают вопросы живучести при проектировании систем большого могущества, имеющих $C_E = \frac{mv_0^2}{2d^3} \approx 400 \text{ тс} \cdot \text{м} / \text{дм}^3$. Отмечается [64], что для ее расчета был предложен ряд зависимостей. Так, было предложено пользоваться формулой (Юстров, 1923 г.)

$$N = \frac{xy}{d^2} \frac{C_q v_0^2}{\lambda} \frac{\sigma \varepsilon}{\mu k_1} \quad (1.4)$$

где $x = f_1(p_{\max}, R, k, Q_{\text{жс}})$; $x = f_2(d, n)$; n - темп стрельбы; $\lambda = L_c/d$, L_c - длина ствола, σ - временное сопротивление материала ствола; ε - относительная тангенциальная деформация стенок ствола; μ - коэффициент трения ведущего пояска о стенки ствола; k_1 - временное сопротивление сжатия материала ведущего пояска; C_q имеет размерность $\text{гс} / \text{см}^3$; d , см. Живучесть ствола N определяется падением начальной скорости v_0 на 10 %.

Предложена зависимость (Линте, 1935 г.) для оценки живучести по критерию падения начальной скорости v_0

$$N = 350 \frac{n_0}{n} \frac{d^2 \sigma_\varepsilon}{\sigma_\varepsilon W} \quad (1.5)$$

где n_0, n - темп стрельбы, регламентированный и действительный, соответственно; σ_s, σ_e - временное сопротивление и категория прочности материала, соответственно, $\text{кгс}/\text{см}^2$; d - калибр, см ; $W = \frac{qv_0}{2g}$, $\text{кгс} \cdot \text{с}$.

Габо (1936 г.) дал трактовку «материального износа орудий», близкое к гипотезе Шарбонье, и получил формулу

$$N = N_0 \exp(-\beta T), \quad \beta = \frac{k(1-\lambda)}{\theta} \quad (1.6)$$

где N_0 и λ - коэффициенты, зависящие от свойств металла, сорта пороха и условий заряжания; k - постоянный коэффициент; θ - температура перехода металла в вязкое состояние; T - температура поверхности канала ствола.

В.Е. Слухоцкий [192], опираясь на гипотезу Шарбонье (1922 г.) об износе каналов орудий большого могущества за счет вихреобразования и механического воздействия вихрей на поверхность металла, преобразовал формулу Габо. В окончательной редакции формула Слухоцкого имеет вид

$$N = k_1 k_2 k_3 \rho \frac{d_{с.ч}^2 - d^2}{\exp\left(0,0022 p_0 \frac{d}{\varepsilon} \cdot 10^{-3} + 0,002 t_1\right)} \frac{\lambda_0 + 1}{\omega v_0^2 \left[\lambda_0 \left(\frac{v_1}{v_0} \right)^2 + \left(\frac{v_2}{v_0} \right)^2 \right]} \quad (1.7)$$

где k_1, k_2, k_3 - коэффициенты, зависящие от калибра орудия, крутизны и глубины нарезов; $\lambda_0 = l_0/l_n$ - относительный путь снаряда в канале ствола; ρ - ударная вязкость металла ствола, $\text{кгс}/\text{см}^2$; $d_{с.ч}$ - наибольший диаметр ведущего пояска снаряда, мм ; ε - толщина поверхностного слоя металла ствола, мм ; t_1 - температура горения пороха, $^{\circ}\text{C}$; v_1, v_2 - средние скорости газов в горловине камеры за время движения снаряда по каналу ствола и период последействия, соответственно, $\text{м}/\text{с}$; p_0 - давление форсирования, $\text{кг}/\text{см}^2$. В этой зависимости рекомендуется принимать $k_2 = k_3 = 1$, $\frac{d}{\varepsilon} \cdot 10^{-3} = 1,28$ для артиллерийских орудий и 1,40 для стрелкового вооружения. Значения k_1 и v_1/v_0 определяются по таблицам [192] в зависимости от λ_0 , $\chi_n = l_0/l_n$, где $\lambda_n = l_{км} + 0,75d$, $l_{км}$ и l_0 - длина и

приведенная длина каморы. При расчетах принимается $\left(\frac{v_2}{v_0}\right)^2 \ll \lambda_0 \left(\frac{v_1}{v_0}\right)^2$ и $\left(\frac{v_2}{v_0}\right)^2 = 0$.

В [125] отмечается, что некоторые формулы не только не дают хороших количественных результатов, но и противоречат физике явлений. Так, например, по формуле Юстрова получается, что живучесть возрастает с ростом C_q и v_0 , а по формуле Линте - с ростом калибра, в то время как практика эксплуатации артиллерийских систем показывает обратное.

В дополнении к критике формул Юстрова и других, данной в [125], следует добавить, что поскольку эти формулы являются эмпирическими, то они соответствуют некоторому набору экспериментальных данных и обобщают его. Погрешность такого обобщения, как правило, очень велика, так что использование этих формул является проблематичным даже для оценочных расчетов. Кроме того, структура этих формул свидетельствует, что они были предложены до того времени, когда была разработана и стала широко использоваться теория подобия и размерности, предполагающая, что основные факторы должны быть даны в безразмерном виде. Этот безразмерный вид должен отражать, прежде всего, геометрическое подобие.

В формуле Слухоцкого прослеживается намерение использовать относительные параметры (относительный путь снаряда), но она имеет те же недостатки: для разных величин линейный размер имеет разные единицы измерения (для давления – сантиметры, для скорости – метры).

Если предположить, что в [125] дана устаревшая информация (1976 г.) и к настоящему времени ситуация изменилась (появились САПР и т.п.), тогда состояние этой проблемы – расчета живучести – можно рассмотреть, используя материалы [56] (2007 г.), с последующей оценкой произошедших изменений.

1.2.2. СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К РАСЧЕТНОМУ ОПРЕДЕЛЕНИЮ ИЗНОСА И ЖИВУЧЕСТИ

Относительно путей решения проблемы износа и живучести артиллерийских стволов в [56] отмечается следующее. Говоря о проблеме износа и живучести артиллерийских стволов, обычно имеют в виду следующее. С одной стороны – это необходимость расчетного прогнозирования показателей износа и живучести стволов, проектируемых или модернизируемых орудий на ранних стадиях разработки, когда нет возможности произвести отстрел на живучесть. С другой – это либо выбор для проектируемого ствола некоторого набора из числа известных мероприятий, уменьшающих износ и повышающих живучесть, либо изыскание новых средств и способов повышения живучести артиллерийских стволов. Разумеется, обе стороны вопроса тесно связаны друг с другом. Действительно, для получения объективных расчетных данных по износу и живучести расчетный аппарат должен не только в полной мере учитывать конструктивно-баллистические характеристики системы «ствол – заряд – снаряд» и особенности эксплуатации орудия, но и демонстрировать эффективность использованных мер для улучшения показателей износа и живучести.

Сложность задачи расчета износа и живучести стволов различных типов орудий обусловлена большим числом факторов, влияющих на процесс износа и показатели живучести. К настоящему моменту сложившийся уровень физических представлений позволяет дать логическую схему расчетного анализа износа и живучести и указать на те расчетные методы и опытные данные, которые необходимы при этом.

Расчет живучести ствола, проектируемого или модернизируемого орудия - «образца» - содержит пять обязательных этапов:

- 1) расчет температурного поля ствола,
- 2) определение характеристик износа канала,
- 3) определение изменения внутрибаллистических характеристик выстрела,

4) расчет внешнебаллистических характеристик рассеивания снарядов при вычисленном износе,

5) определение условий, при которых происходит нарушение функционирования ведущих элементов снаряда в «стволе-образце».

Сегодня надежная расчетная оценка живучести не может быть проведена без привлечения опытных данных по существующим системам, близким к анализируемой. Поэтому существует этап: подбор «аналога» - системы «ствол – заряд – снаряд», известной по живучести и наиболее близкой к рассчитываемой по конструктивно-баллистическим и эксплуатационным характеристикам.

Следует отметить, что ориентация на «аналог» свидетельствует о том, что используется методический подход типа «технологического моделирования», т.е. логика теории подобия и размерностей в таком виде присутствует. В тоже время это означает, что удалиться от «аналога» на относительно большое расстояние в пространстве признаков проектировщику какой-либо возможности нет, поскольку он в таком случае потеряет всякие ориентиры. Чтобы такая возможность, хотя бы в принципе, существовала, методический подход должен строиться на более общих фундаментальных принципах. Однако в этом отношении, как будет показано ниже (подраздел 1.2.4), существуют большие проблемы, а современные достаточно мощные вычислительные средства не могут оказать какую-либо помощь из-за отсутствия математических моделей должного уровня обобщения. Поэтому даже при использовании современных вычислительных средств их «математическая начинка» часто остается на уровне формул, которые критиковались выше.

Следующий этап [56] - тепловой расчет, т.е. расчет теплового поля ствола при стрельбе, проводится для заданного в тактико-техническом задании на ствольный комплекс режима.

Далее по исходным конструктивно-баллистическим и эксплуатационным данным «образца» и по результатам теплового расчета должен быть подобран «аналог», опытные данные которого по износу и живучести известны. Данная

ответственная операция обычно опирается на опыт специалиста-эксперта и, строго говоря, остается во многом неопределенной, требующей дальнейшей проработки. Полезно использование основных положений теории подобия артиллерийских систем [192] и подобия процессов теплопередачи [126]. Особенно трудно подобрать «аналог» в тех случаях, когда «образец» имеет какое-либо радикальное отличие от существующих систем (новое покрытие канала, новая конструкция нарезов или ведущих элементов снаряда, существенно измененные состав и конструкция заряда и т.п.). В этом случае в качестве «аналога» принимают экспериментальные установки, на которых отработывалось новое техническое решение. Могут быть случаи, когда определение одного «аналога» затруднительно, тогда принимают два варианта и проводят сравнительную оценку живучести.

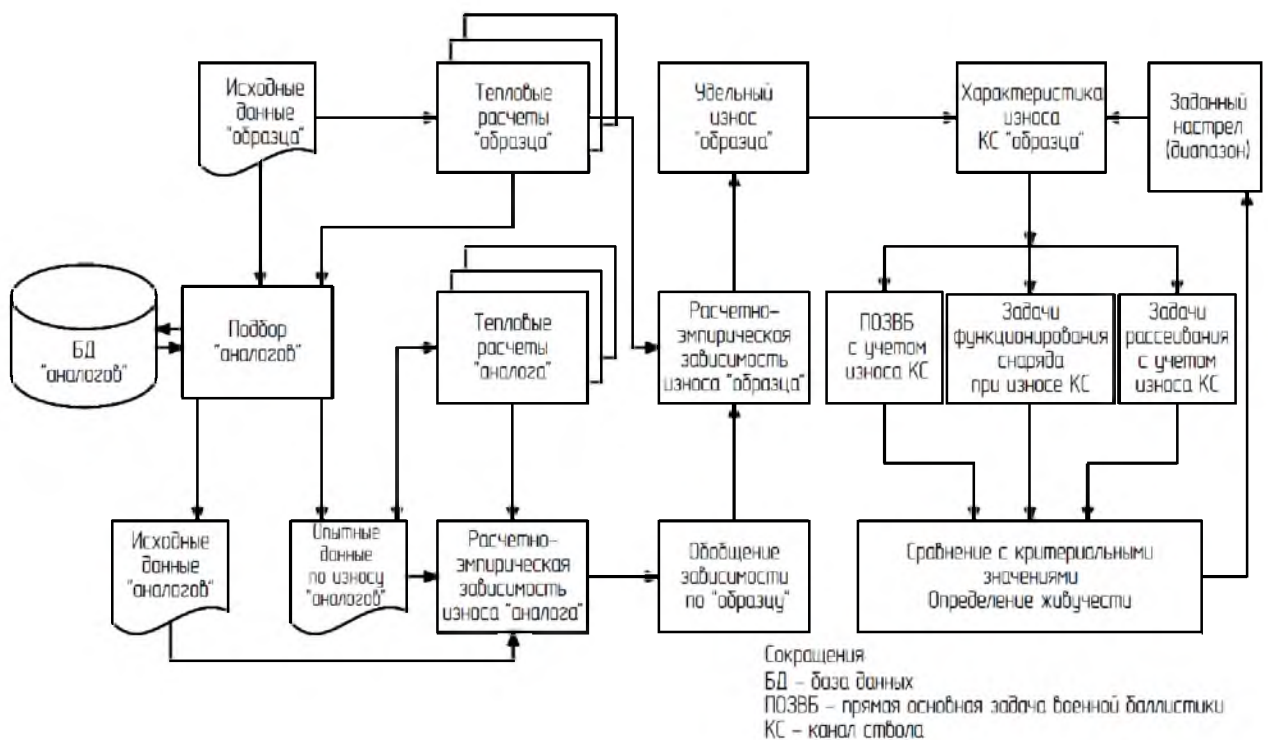


Рис. 1.6. Логическая схема расчета износа и живучести ствола [56]

Определение характеристик износа канала. Удельный диаметральный износ (износ на один выстрел) Δd_{y0} предлагается определять по схеме, базирующейся на непосредственной обработке опытных данных «аналога» теми расчетными методами, которые имеются в распоряжении специалиста. В первую

очередь, это метод теплового расчета стволов с учетом конкретной геометрии канала, режима стрельбы, мгновенных значений коэффициента теплоотдачи, наличия охлаждения, переменности теплофизических характеристик материала. В результате расчета должна быть определена максимальная температура T_1^m поверхности канала в ряде сечений (для «аналога» – это сечения с известными опытными значениями удельного износа).

Далее, это могут быть методы определения: характеристик повреждаемости (или, наоборот, износостойкости) поверхности канала ствола (показатель δ_p), энергетических затрат на повреждение поверхности (показатель A_p) и т.п.

Эмпирическая зависимость для удельного износа «аналога» может иметь вид, например, степенной функции

$$\Delta d = A (T_1^m)^\alpha (\delta_p)^\beta (A_p)^\gamma \quad (1.8)$$

Каждый из аргументов T_1^m , δ_p , A_p и опытный коэффициент A здесь однозначно устанавливаются из исходных конструктивно-баллистических и эксплуатационных данных «аналога» и принятой методики расчета. Распространение данной зависимости на «образец» с теми значениями аргументов, которые вычислены для «аналога», справедливо в той мере насколько «аналог» соответствует «образцу».

Подобный подход использовался, например, для определения износа стволов, проектируемых корабельных артиллерийских автоматических установок, не имеющих других существенных конструктивно-баллистических отличий от существующих, кроме калибра и скорострельности. Правда, в эмпирическую зависимость входил лишь один аргумент T_1^m , но и этого оказалось достаточно для надежного прогнозирования износа на ранних стадиях проектирования. Зависимость имела вид $\Delta d_{y\phi} = A (T_1^m)^\alpha$, где T_1^m – максимальная температура, средняя за огневую эксплуатацию нескольких экземпляров "стволов-аналогов".

Подчеркивается, что аргументом эмпирической зависимости могут быть те величины, которые при сложившемся на текущий момент уровне понимания специалистами процессов износа считаются определяющими.

После вычисления удельного диаметрального износа «образца» необходимо задать, используя опытные данные «аналога», ожидаемый диапазон значений живучести N и, полагая, что $\Delta d = \Delta d_{\text{уд}} N$, перейти к трем величинам для ствола, имеющего износ Δd :

- удлинению зарядной каморы $\Delta \lambda_1$;
- увеличению пути снаряда до полного врезания ведущего пояска в нарез $\delta \lambda_2$;
- максимальной площади прорыва пороховых газов δS_m и функции $\delta S = \delta S(l_{\text{сн}})$.

Пренебрегая величиной δl и заменяя кривую износа по полям прямой, можно приближенно записать:

$$\Delta \lambda_1 = \frac{1}{2} \Delta d \operatorname{ctg} \beta \left(1 - \frac{D_0 - d}{\Delta d} \right), \quad \delta \lambda_2 = \frac{1}{2} \Delta d \operatorname{ctg} \beta, \quad \delta S = \frac{\pi d}{2} \Delta d \left(1 - \frac{D_0 - d}{\Delta d} \right) \quad (1.9)$$

Отмечается, что данные зависимости справедливы при $\frac{D_0 - d}{\Delta d} < 1$, иначе $\Delta \lambda_1 = \delta S = 0$, и изменяется только конус врезания. Величина $\operatorname{ctg} \beta$ должна быть откорректирована по опытным данным «аналога». Значения $\Delta \lambda_1$, $\delta \lambda_2$ и δS рассчитывают для крайних значений настрелов ожидаемого диапазона значений живучести (N_1, N_2) или для некоторого одного настрела N , например, соответствующего живучести, заданной в ТЗ. В соответствии с этими величинами выбирают конструктивные параметры канала.

Для определения изменения внутрибаллистических характеристик выстрела и падения начальной скорости снаряда необходимо решить прямую задачу внутренней баллистики изношенного ствола с учетом постепенного вре-

зания пояска в нарезы и прорыва пороховых газов [39]. Это специальная задача баллистического проектирования. Приблизительно оценить падение начальной скорости в изношенном стволе можно по формулам работы [191].

Условия, при которых происходит нарушение функционирования ведущих элементов снаряда в «стволе-образце», следует устанавливать одновременно с решением задачи внутренней баллистики изношенного ствола.

Задача решается методами теории пластичности с учетом динамичности деформирования ведущего пояска (ВП), и ее результат отвечает на вопрос, произойдет ли срезание выступов ВП, т.е. достигнет ли ствол при заданной стреляности (изношенности) предела живучести по критерию функционирования ВП. Решение этой задачи весьма сложно и представляет собой сугубо специальный вопрос [191].

Оценка живучести ствола состоит в сравнительном анализе полученных результатов по падению начальной скорости снаряда и срезу ВП. Здесь либо анализируется заданная в ТЗ величина настрела N , либо проводится сравнение настрела при $\Delta v_0 = \Delta v_0^{don}$, где Δv_0^{don} - допустимое падение начальной скорости, и настрела при $l_{cp} = \Delta \lambda_1$ ($l_{cp} = \Delta \lambda_1 - \delta \lambda_2$). В последнем случае приходится строить зависимости $\Delta \lambda_1$, $\delta \lambda_2$, δS и Δv_0 от числа выстрелов и фактическую живучесть принимать по наименьшему настрелу. Полученные результаты не должны противоречить опытным данным по «аналогу».

Для оценки живучести по критерию рассеивания снарядов или овальности пробоин решается задача внешней баллистики для снаряда, имеющего начальные отклонения поступательной и вращательной скоростей и скорости нутации, обусловленные износом канала ствола.

1.2.3. СОВРЕМЕННЫЕ ПОДХОДЫ К АВТОМАТИЗАЦИИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ

Специфика задачи проектирования артиллерийского ствола (как сложного технического объекта), состоит либо в неполноте входной информации, когда техническому заданию может соответствовать ряд удовлетворительных

проектных решений, либо в избыточности входной информации, которая противоречива и ей может не отвечать какое-либо проектное решение. Эта специфика задачи проектирования артиллерийского ствола подтверждает необходимость при автоматизации проектной задачи по стволу поставить в ее центр человека-проектировщика, активно взаимодействующего с программным обеспечением САПР [124].

1.2.3.1. АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЕКТИРОВАНИЯ АРТИЛЛЕРИЙСКИХ СТВОЛОВ

В предположении наличия или возможности создания системы автоматизированного проектирования (САПР) артиллерийского орудия, выделяют из нее фрагмент, реализующий автоматизированный поиск проектного решения по стволу артиллерийского орудия, т.е. некоторую проектную процедуру, осуществляемую в САПР артиллерийского орудия или самостоятельно. Под проектным решением понимается такое описание артиллерийского ствола, которое необходимо и достаточно на ранних стадиях проектирования (техническое предложение, эскизный проект). Это достаточно полный набор конструктивных параметров ствола (характеристик формы, размеров, марок материала, допусков и т.п.) и его функциональных параметров (массово-центровочных характеристик, показателей прочности, жесткости и т.п.).

Данный набор позволяет перейти к выполнению рабочей технической документации по стволу (разработать рабочий, технический чертеж, техническое условие по изготовлению, испытанию, технологические процессы механической обработки, термообработки и т.д.). Здесь могут быть использованы в полной мере имеющиеся универсальные средства САПР, такие как AUTOCAD, KOMPAS и другие.

Для определения места разрабатываемой человеко-машинной системы в САПР артиллерийского ствола вводится понятие проектной процедуры, т.е. формализованной совокупности действий пользователя в САПР, выполнение которой оканчивается проектным решением. Проектная процедура может

быть представлена как совокупность таких проектных операций, алгоритм которых остается неизменным при выполнении проектной процедуры. Например, в качестве проектной операции можно выделить определение конструктивных параметров нарезки ствола, если принять одинаковый алгоритм для всех нарезных стволов. Разумеется, разбиение проектной процедуры на проектные операции условно, так как отражает сложившиеся нормы и приемы проектирования. В любом случае проектная процедура должна предусматривать определенный перечень и возможные последовательности выполнения входящих в нее операций, необходимость и возможность участия пользователя в ее работе, наличие определенного (в пределах процедуры) задания на проектирование и описания объекта проектирования – ствола и, наконец, получение в качестве результата проектного решения по стволу артиллерийского орудия, т.е. данных о работоспособной, рациональной конструкции ствола. Не исключается и получение информации о невозможности решения поставленной задачи или получение проекта с обоснованными отклонениями от задания на проектирование.

Прежде чем перейти к непосредственному рассмотрению проектной автоматизированной процедуры для ствола (АПС), необходимо провести системный анализ задачи проектирования артиллерийского ствола и выбрать те требования, которым должна удовлетворять проектная процедура.

Рассмотренная выше специфика задачи проектирования артиллерийского ствола как итерационной процедуры предусматривает использование неформализуемых знаний и опыта специалиста.

Диалоговый режим работы проектной процедуры должен обеспечить пользователю:

- введение разнообразной входной информации, необходимой для выполнения как всей проектной процедуры, так и отдельных проектных операций;
- получение вводной инструкции и инструкций в ходе работы системы;

- возможность в нужный момент прервать процесс проектирования для выполнения вспомогательных действий (например, запросить и получить справку из информационно-справочной системы);
- возможность перейти по своему усмотрению от одной проектной операции к другой, если это не нарушает логику проектирования;
- возможность в ходе работы адекватно реагировать на диагностические сообщения системы по существу решаемой задачи и «подсказки» по правилам работы с системой (последнее часто называют сервисным обеспечением);
- возможность завершить диалог, удовлетворившись его результатами.

1.2.3.2. СТРУКТУРА И СОСТАВ ИНФОРМАЦИОННОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ

Информационная природа процесса проектирования позволяет осуществить его автоматизацию на базе современных ЭВМ. Информационное обеспечение проектирования ствола рассматривается [56] как совокупность сведений, необходимых для выполнения автоматизированного проектирования ствола (АПС), и их представление в заданной форме (структуре). Основой для построения информационного обеспечения АПС служит информационная потребность, выраженная в виде целенаправленной совокупности запросов на информацию, необходимую для решения задачи проектирования ствола. Исходя из этого дается классификация по источникам информации следующих данных:

- частного технического задания на ствол (ЧТЗ) и из общего ТЗ на артиллерийское орудие;
- получаемых из результатов предшествующих этапов проектирования или других процедур САПР (в нашем случае это баллистическое проектирование, в том числе и автоматизированное и результаты схемных проработок);
- справочного аппарата, они обычно выделяются в самостоятельную информационно-справочную систему (ИСС);
- составляющих информационную модель ствола;

нужном направлении. Широта и достоверность данных ИСС существенно расширяют возможности пользователя, влияют на качество проектного решения, снижают время на опытную отработку конструкции.

ИСС проектной процедуры ПАС включает в себя следующие блоки информации:

- национальные стандарты, стандарты организаций, нормы, технические условия и другие подобные материалы, регламентирующие конструктивное исполнение, типоразмеры, марки материалов, допуски, посадки и др.;
- сведения о конструктивно-баллистических и функциональных характеристиках стволов существующих орудий (достаточно полные сводки конструктивных данных, как ствола, так и орудия, желательно с графическим материалом, чертежами);
- обобщенные сведения о прочности, жесткости, нагреве, износе и живучести артиллерийских стволов, об эффективности способов охлаждения, средств повышения живучести и т. д.;
- сведения об агрегатах и объектах, связанных со стволом конструктивно и функционально (боеприпасы, казенники, затворы, люльки, ПОУ, дульные тормоза и т.д.);
- сведения технологического характера, отражающие достигнутый уровень развития технологии артиллерийских стволов и прогнозируемые перспективы;
- сведения технико-экономического характера: затраты на проектирование, изготовление (например, в нормочасах) и отработку существующих систем, справочные данные по стоимости материалов, комплектующих и т.п.

Данные, составляющие информационную модель ствола, – это описания номенклатуры величин и массивов, которые должны быть получены в ходе сеанса проектирования. Подсистема САПР ствола может иметь набор информационных моделей, отличающихся по типу ствола, математическим моделям, используемым в разных проектных операциях.

Результатом обработки пользователем данных при помощи пакета прикладных программ и других машинных средств является создание на базе информационной модели ствола некоторого выходного продукта, достаточного для дальнейших процессов проектирования орудия и производства ствола (рис. 1.7). Этот продукт может представлять собой таблицы и сводки данных по стволу, чертежи ствола, а в идеальном случае – некоторый объем информации на машинных носителях, достаточный и для работы САПР ствола орудия в целом и для изготовления ствола в условиях гибких производственных систем.

Важная характеристика любой информационно-вычислительной системы (ИВС) – степень ее информационной связи с окружающей средой. Динамическая система при функционировании непрерывно потребляет информацию о состоянии среды, находящейся вне системы проектирования (например, данные о наличии и загруженности станочного оборудования, на которое ориентируется проектируемый в ИВС технологический процесс).

Информационная динамичность подсистемы САПР для артиллерийского ствола заключается в необходимости постоянного пополнения ИСС и ППП новыми научными данными, конструктивными разработками, результатами испытаний и т.п. Подсистема САПР артиллерийского ствола должна создаваться как система открытая, т.е. легко пополняемая, изменяемая, годная к усовершенствованию по любым направлениям.

1.2.3.3. СТРУКТУРА И СОСТАВ ОТРАСЛЕВОГО ПРОГРАММНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ

Отраслевое программное обеспечение представлено в АПС пакетом прикладных программ ППП (рис. 1.7). Для удобства рассмотрения выделим в ППП два типа программ (машинных модулей): проектировочные и проверочные. Эти типы, оставаясь, по существу, модулями, обрабатывающими информацию, решают разные задачи в АПС.

Проектировочные модули, потребляя на входе некоторую исходную информацию, дают на выходе конструктивные параметры: тип конструкции, характеристики формы, размеры, требуемые характеристики или марки материалов и т.п.

Проверочные модули, потребляя на входе исходную и полученную в проектировочных модулях информацию, дают на выходе функциональные показатели, характеризующие работоспособность конструкции: запасы прочности, деформации, температуры нагрева, показатели износа, частоты колебаний и т.п.

Для решения вопроса о составе пакета проектировочных модулей нужно в рамках АПС смоделировать процесс проектирования, построить пооперационную модель АПС. Она строится в виде перечня проектных операций (и соответствующего перечня необходимых машинных модулей) перед началом работ по созданию отраслевого программного обеспечения и совершенствуется по мере развития методов проектирования.

Поскольку система АПР вычислительная, то каждый проектный модуль реализует некоторую вычислительную операцию, заканчивающуюся назначением одного или группы конструктивных параметров. Эту операцию называют «выбором проектных параметров». При работе проектный модуль потребляет информацию из ТЗ, других модулей и в диалоговом режиме почти всегда от пользователя, имеющего доступ к ИСС.

Приведенную пооперационную модель не следует считать завершенной, так как состав проектировочных модулей может и должен постоянно пополняться новыми научными и конструкторскими разработками. Например, в составе пооперационной модели может появиться модуль, обеспечивающий подбор покрытия, защищающего от износа поверхность канала ствола. Но как бы совершенны ни были проектировочные модули системы, это не исключает всестороннюю проверку работоспособности полученных конструктивных решений, т.е. наличие в структуре отраслевого программного обеспечения разнообразных проверочных модулей и возможностей у пользователя свободного

перехода от одного типа модуля к другому для получения приемлемого конструктивного решения.

С целью определения состава проверочных модулей в САПС рассматриваются условия работоспособности артиллерийских стволов [6]. Отмечается, что эффективность и работоспособность ствольных комплексов определяются при рассмотрении внешних моделей функционирования, т.е. моделей решения боевых задач. Работа же ствола описывается, как правило, внутренними моделями напряженно-деформированного состояния, нагрева, износа, динамики и т.д. Связи между внешними и внутренними моделями функционирования сложны и, как правило, носят опытно-эмпирический характер. Например, для выбраковки стволов по живучести (по кучности стрельбы – параметру внешней модели) производят замеры износа, а затем, зная из опыта связь между износом и живучестью ствола, производят выбраковку.

Поэтому вопрос о работоспособности стволов целесообразно изучать, оставаясь в рамках внутренних моделей, и определять отказ ствола через параметры, непосредственно относящиеся к нему. Отмечается, что, рассматривая взаимодействие в системе «снаряд – заряд – гильза – затвор – ствол» и анализируя случаи, классифицированные как отказ ствола, можно убедиться, что этот отказ проявляется не только как выход за установленные пределы параметров ствола, но чаще как отказ одного из элементов названной системы (т.е. как зависимый отказ). Например, самосрабатывание боеприпаса (отказ – самовоспламенение заряда) часто является следствием нагрева выше нормы поверхности камеры (отказ ствола). Или, например, срыв снаряда с нарезов (отказ снаряда) – следствие чрезмерного износа канала ствола (отказ ствола).

Систему условий работоспособности формулируют [56] в виде неравенств типа $A \leq [A]$ или $A \geq [A]$, где A – параметр ствола, $[A]$ – допустимое значение этого параметра. Такая формулировка позволяет оценить и проверить правильность принятия каждого проектного решения в АПС, но требует уста-

новления нормативов работоспособного состояния узла, т.е. допустимых значений параметров. Эти нормативы должны быть получены из анализа как внутренних, так и внешних моделей функционирования.

Анализ сложившихся физических представлений о процессах, протекающих в артиллерийском стволе, позволяет выделить по внутренним задачам функционирования несколько групп параметров и по ним сформировать пакет прикладных поверочных программ ПАС.

А. Параметры, характеризующие общую поперечную, продольную и местную прочность ствола и его частей. Условия работоспособности по этой группе параметров обобщаются неравенствами

$$\sigma \leq [\sigma] \text{ и } P_1 \geq [P] \quad (1.10), (1.11)$$

где $\sigma = \{\sigma_{экв}, \sigma_{эж}, \sigma_{дл}, \dots\}$ – матрица-строка расчетных показателей НДС; $P_1 = \{p_1^y, p_1^{скр}, p_2^{об}, p_{усл}, p_{разр}, \dots\}$ – матрица-строка расчетной несущей способности (упругих и возможных сопротивлений); $[\sigma]$ – матрица-строка допустимых значений напряжений; $[P]$ – матрица-строка требуемых (желаемых) сопротивлений, соответствующие им запасы (нормы) прочности определяются опытным путем; $\sigma_{экв}$ – эквивалентные напряжения в нарезке ствола; $\sigma_{эж}$ – максимальные напряжения в районе эжекционных отверстий; $\sigma_{дл}$ – максимальные напряжения перед дульным утолщением; p_1^y – предел упругого сопротивления моноблока; $p_1^{скр}$ – предел возможного сопротивления скрепленного ствола; $p_2^{об}$ – упругое сопротивление оболочки лейнированного ствола; $p_{усл}$ – условный предел упругого сопротивления; $p_{разр}$ – разрушающее давление.

Б. Параметры, характеризующие изменение формы, размеров и состояния поверхности канала ствола; они обобщаются неравенством

$$\delta \leq [\delta] \quad (1.12)$$

Составляющие матрицы-строки δ являются характеристиками состояния канала по износу (они могут быть расчетными или опытными):

$$\delta = \{\Delta d_{y\partial}, \Delta \lambda_0, \delta_{nl}, \delta_{cf}, \delta^p, \delta_T, l_{mp}, \dots\} \quad (1.13)$$

где $\Delta d_{y\partial}$ – диаметральный износ на выстрел; $\Delta \lambda_0$ – удлинение каморы; δ_{nl} – глубина зоны плавления; δ_{cf} – глубины зоны структурных превращений; δ^p – глубина зоны пластической деформации; δ_T – тепловое расширение канала; l_{mp} – средняя длина трещины.

В. Параметры, характеризующие ствол как механическую колебательную систему, сводятся к неравенству:

$$\gamma \leq [\gamma] \quad (1.14)$$

где $\gamma = \{\gamma_\partial, f_{cm}, EJ, \nu_i, \dots\}$; γ_∂ – дульный угол; f_{cm} – статический прогиб ствола от собственного веса; EJ – поперечная жесткость ствола; ν_i – частоты собственных, радиальных, поперечных и продольных колебаний.

Г. Параметры, характеризующие ствол как составную часть орудия (элемент откатных частей, КЧ, ВЧ, орудия и комплекса в целом):

$$\varepsilon = \{Q_{ств}, J_i, x_{ц.м}, \delta r_2, T_1^{кам}, P_3, \dots\} \leq [\varepsilon] \quad (1.15)$$

где $Q_{ств}$, J_i ($i = 1, 2$), $x_{ц.м}$ – соответственно, масса, моменты инерции, координата центра масс; δr_2 – расширение ствола в месте соединения с люлькой, $T_1^{кам}$ – температура поверхности каморы; P_3 – усилие на затвор.

Важен тепловой аспект условий работоспособности. Влияние нагрева сказывается в большей или меньшей степени на большинстве условий работоспособности. Это влияние, как правило, распространяется и на величину параметра в левой части неравенства и на величину предельно допустимого значения. Так, например, неравномерный нагрев стенки ствола изменяет и НДС (появляются температурные напряжения) и допускаемые напряжения из-за снижения прочностных характеристик стали при нагреве. Или, например, максимальная температура поверхности ствола является, как известно, определяющим фактором износа и должна учитываться в группе Б. Для различных групп параметров ствола, по которым возможен отказ в работе, существенны разные

характеристики теплового поля. Универсальной характеристики не существует.

Так, для параметров группы А важен перепад температуры и общий уровень нагрева, для параметров группы Б – максимальные (пиковые) температуры, для параметров группы В – продольный перепад, для параметров группы Г – интегральная тепловая характеристика (δr_2^T). Поэтому тепловой аспект условий работоспособности представляют неравенством

$$T \leq [T] \quad (1.16)$$

где T - матрица-строка характерных тепловых показателей,

$$T = \{T_{y.n}, T_1^{\max}, T_1^{\text{кам}}, \Delta T_{cp}, T^m, T_{жс}, T(r_1, r_2), \dots\} \quad (1.17)$$

где $T_{y.n}$ - температура поверхности канала в начале нарезов перед очередным выстрелом (общий уровень нагрева); $T_1^{\max}$ - максимальная (пиковая) температура поверхности канала; $T_1^{\text{кам}}$ - температура поверхности каморы перед досылкой боеприпаса; ΔT_{cp} - перепад по длине ствола средней температуры стенки; T^m - профиль температур в сечении максимального давления; $T_{жс}$ - температура охлаждающей жидкости на выходе из системы непрерывного охлаждения; $T(r_1, r_2)$ - среднеинтегральная температура по толщине стенки.

Каждую из приведенных матриц-строк следует понимать, как открытую, так как развитие представлений о работоспособности ствола расширяет и видоизменяет ее. Сведенные воедино неравенства всех групп и составляют систему условий работоспособности артиллерийского ствола. На основе этой системы должен формироваться пакет прикладных проверочных программ АПС.

Конкретное взаимодействие проектных, проверочных модулей и пользователя строится по традиционной схеме прямых и обратных задач проектирования [265]. Проектировочные модули решают задачи выбора конструктивных параметров, проверочные – задачи по проверке условий работоспособности, причем часто проектировочная задача решается путем проб и многократ-

ного повторения. Качество получаемых проектных решений и степень совершенства АПС зависят от научной обоснованности разделения управляющих функций между автоматизированной системой и ее пользователем.

Таким образом, рассмотренный материал показывает, что, несмотря на прогресс расчетных методов, существуют проблемы. Самая важная из них – трудности при проектировании новых и в особенности принципиально новых технических решений. Естественно, что трудности усугубляются на этапе интерпретации результатов полигонных испытаний таких систем.

1.2.4. СОВРЕМЕННЫЕ СРЕДСТВА АВТОМАТИЗАЦИИ ВНУТРИБАЛЛИСТИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ И ОЦЕНКИ ЖИВУЧЕСТИ СТВОЛОВ

Уровень современного развития вычислительной техники и программирования, как отмечается в [58], позволяет автоматизировать все известные способы решения основной задачи баллистики и баллистического проектирования ствольных систем. Высокое быстродействие компьютеров, их возможности вести параллельные вычисления делает возможным проведение моделирования газодинамических процессов при выстреле, решение оптимизационных и обратных задач внутренней баллистики.

Наиболее распространенными методами решения основной задачи баллистики являются:

- эмпирические методы (Валлье, Гейденрейха, Кранца, Экингауза, фон Цедлица, Ледюка и т.д.);
- аналитические методы (Дроздова, Серебрякова, Слухоцкого, Оппокова, Корнера и др.);
- смешанные методы.

Одной из разновидностей смешанных методов расчета является обобщенно-термодинамическая модель, реализованная в стандарте STANAG 4367.

При решении основной задачи внутренней баллистики вычислительные алгоритмы позволяют рассчитывать значения скорости боеприпаса и среднего давления в канале ствола не только в опорных точках, но и получать функции

изменения скорости и давления в зависимости от времени и длины ствола - пиродинамические кривые.

Программно-алгоритмическая реализация эмпирических методов

Программа Le Duc. Базовым алгоритмом программы "Le Duc" является эмпирический способ определения внутрибаллистических характеристик, разработанный Ледюком. В первую очередь программа ориентирована для оценочных расчетов начальной скорости боеприпаса стрелкового оружия (исходные данные - 9 переменных).

Программа Nabmp. Программа "Nabmp" реализует так называемый улучшенный числовой метод баллистического расчета (numerical advance ballistics model). Как и выше рассмотренная программа ("Le Duc") "Nabmp" ориентирована на оценочные расчеты пиродинамических процессов в канале ствола стрелкового оружия.

Программно-алгоритмическая реализация аналитических методов

Программа Interior Ballistics: Eastern model. Чешская программа "Interior Ballistics: Eastern model" компьютерного интернет сайта ballistics.eu является программным продуктом, работающим под управлением операционной системы Windows (автор - Jan Krcmar). Программа предназначена для проведения внутрибаллистических расчетов. Какой именно из аналитических методов выбран за базовый алгоритм не известно, хотя по структуре входных данных предполагается, что использована модификация метода Слухоцкого (исходными данными являются 19 переменных).

Расчетный модуль Int.Ballistics для пакета Matlab. Расчетный модуль «Int.Ballistics» пакета Matlab написан для решения основной задачи внутренней баллистики методом численного интегрирования системы внутрибаллистических уравнений при аргументе x (автор - В.Л. Хайков). В качестве базового алгоритма был применен метод последовательного численного интегрирования систем уравнений внутренней баллистики в первом и во втором периодах (исходными данными для решения являются 16 значений).

Программно-алгоритмическая реализация смешанных методов

Программа Interior Ballistics: STANAG 4367 model. Стандарт STANAG № 4367 (Edition 2) является соглашением стран НАТО, которое формализует и стандартизирует термодинамическую внутрибаллистическую модель (ВБМ). С ее помощью предлагается унифицировать процесс моделирования и сравнительного анализа процессов, имеющих место при выстреле. Программа «Interior Ballistics: STANAG 4367 model» (автор - Jan Krcmar) реализует алгоритм расчета характеристик внутренней баллистики ствольных систем. Для численного решения основной задачи внутренней баллистики с использованием стандартизированной термодинамической ВБМ с глобальными параметрами STANAG № 4367 необходимо определить 46 переменных.

Результат расчета - скорость снаряда и среднее давление пороховых газов как в опорных точках (начало разгона, максимальное давление газов, окончание горения пороха, скорость снаряда и давление на дульном срезе), так и в каждой точке по пути его движения в канале ствола.

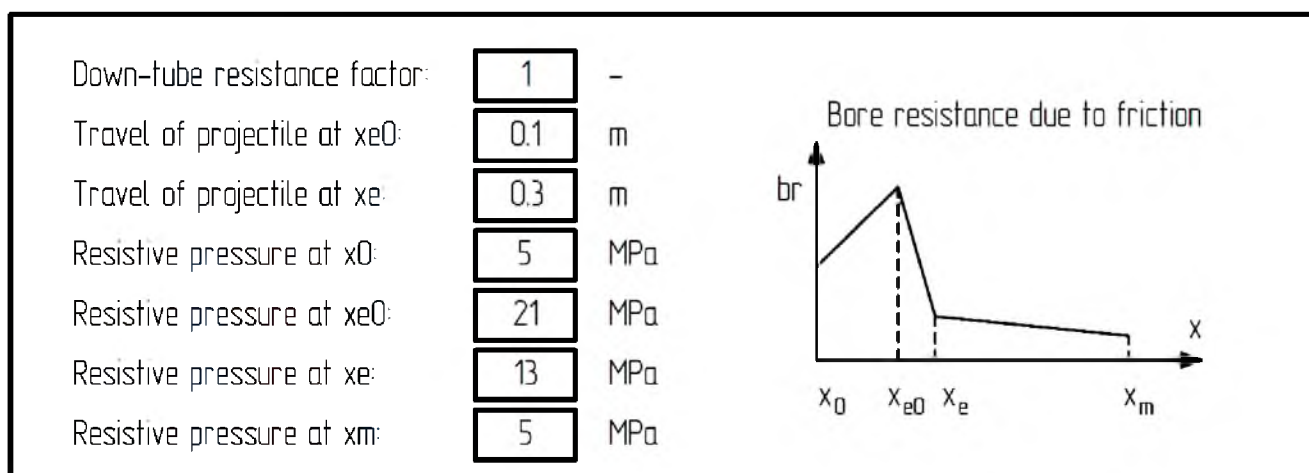
При движении снаряда по каналу часть его кинетической энергии тратится на сопротивление силе трения, возникающей между ведущими частями снаряда и стволом. Энергия, которая затрачивается на эти процессы с точки зрения внутренней баллистики, относится к потерям и учитывается в STANAG № 4367 в качестве профиля сопротивлений. Ниже приводится перевод с английского описания модели трения в канале ствола, изложенной в приложении В соглашения STANAG № 4367 (цитируется по [58]).

«... Один из видов потерь энергии, рассматриваемый во внутрибаллистической модели обусловлен необходимостью совершения работы, затрачиваемой на врезание ведущего пояска в нарезы и преодоления силы трения между металлом канала ствола орудия и ведущим пояском. Физика этого процесса и величины сил, возникающих при этом, с достаточной точностью еще не определены. Поэтому учет этих явлений производится на основе принятия ряда допущений.

Снаряд в канале ствола не перемещается, пока не достигнуто некоторое заранее определенное давление начала выстрела, которое именуется как «shot-

start pressure». Его величина находится в диапазоне 15–20 МПа. Величины, определяющие границы диапазона, базируются на результатах проведенных полигонных стрельб, артиллерийской практике и из теоретических соображений. Введение понятия о существовании давления сопротивления помогает упростить понимание процесса перехода от начальной фазы выстрела, когда снаряд неподвижен, к фазе его поступательного и вращательного движения. Тенденция линейного увеличения сопротивления врезания в нарезы как функция перемещения снаряда имеет место до точки, так называемого максимального сжатия. Ее расположение рассчитывается на основе учета эффекта вращения снаряда и учета геометрии переходного конуса. При дальнейшем перемещении снаряда сопротивление линейно уменьшается, пока ведущий поясок полностью не врежется в нарезы. От этой точки до дульного среза закон изменения трения считается или постоянным, или уменьшающимся по линейному закону. Оценка значения максимума давления при врезании производится с использованием эмпирических данных. На сегодня считается, что его значение не изменяется при модификации порохового заряда, так как оно зависит от геометрии и материала ведущего пояска...».

Характеристика процесса трения учитывается в разделе-закладке «закон трения» на основе определения значений 8-ми переменных (рис. 1.8).



Список переменных используемых для расчета

Рис. 1.8. Аппроксимация кинетической характеристики трения в программе «Interior Ballistics: STANAG 4367 model»

Автоматизация процессов оценки живучести ствола достигается за счет управляемого перебора возможных баллистических характеристик орудия для достижения максимума живучести.

Приводится пример: выполняются четыре баллистических расчета орудий при использовании порохов различной плотности 1,1; 1,2; 1,4; 1,6 кг/дм³. Для расчета используется программа «Interior Ballistics: STANAG 4367 model». Результирующие пиродинамические кривые представлены на рис. 1.9, который состоит из двух фрагментов. Фрагмент *а* иллюстрирует общий вид функциональных зависимостей. На фрагменте *б* в увеличенном масштабе более четко видна динамика изменения максимальных значений давления и их расположения по длине ствола при изменении плотности пороха.

Максимальный настрел (живучесть) ствола оценивается по формуле Артиллерийского научно-исследовательского института. В заключение решения задачи (для четырех вариантов) делается вывод, что использование современных пакетов программ, позволяющих проводить внутрибаллистические расчеты значительно уменьшает трудоемкость оценки ресурса артиллерийского ствола, как при теоретических оценках, так и при обработке экспериментальных данных.

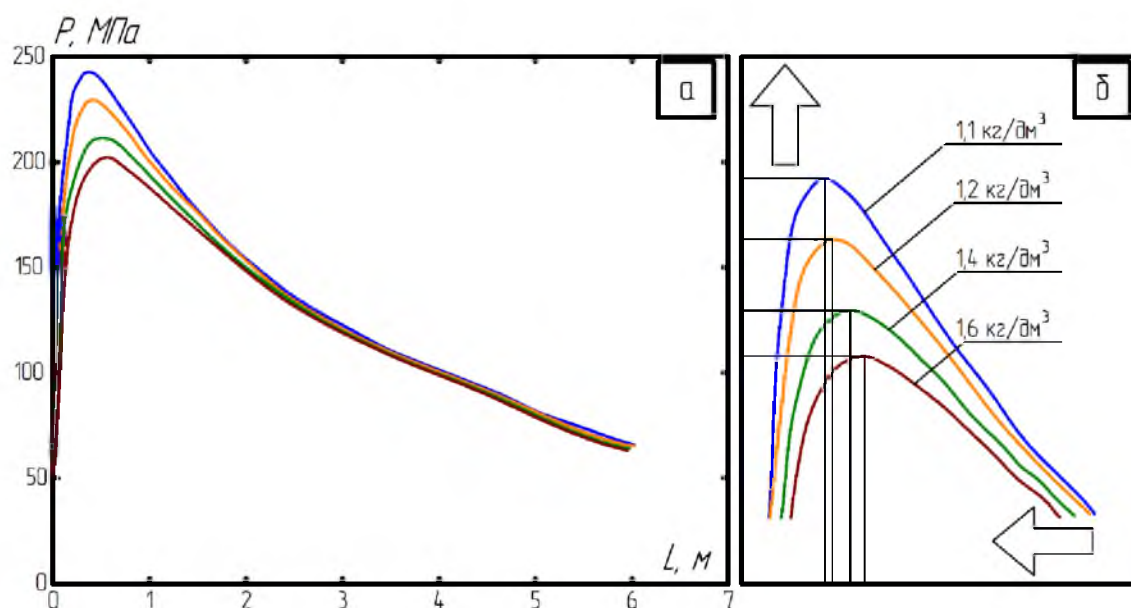


Рис. 1.9. Результаты расчетов кривых давлений в канале ствола при использовании порохов разной плотности

Однако, как видно из представленного материала, живучесть предлагается определять по эмпирической формуле, которая относится к тому типу, который был подвергнут критике в [5, 125] (подраздел 1.2.1).

С другой стороны, особые оговорки сопровождают обсуждение трения. Из них следует, что вопрос какого-либо теоретического обоснования принимаемых относительно трения решений даже не поставлен: просто констатируется, что трение принимается либо линейным, либо постоянным по стволу. Трение задает диссипативные потери в процессе выстрела, который может рассматриваться как термодинамическая машина для метания. Соответственно, две характеристики такой машины: полнота сгорания пороха и трение, будут определять КПД, с которым на прямую связаны скорость и дальность полета снаряда.

Отсюда следует необходимость формулировки проблемы. Эта проблема касается, прежде всего, следующих теоретических вопросов.

1) Современные подходы к теории внешнего трения – построение теоретических кинетических характеристик трения методами трибохимической кинетики [89]; цель – модернизация внутриваллистической задачи.

2) Современные подходы к математическому моделированию процесса накопления повреждений в конструкционных материалах, приводящего к износу или разрушению – подход с позиций механохимической кинетики [90]; цель – модернизация задачи оценки живучести.

3) Современные подходы к математическому моделированию процессов разрушения и износа как неравновесных фазовых переходов, развиваемые в рамках обобщенного термодинамического подхода [91-92, 146, 198-199]; цель – компьютерная поддержка экспертных оценок развития процессов износа канала и разрушения ствола для разработки рекомендаций по обеспечению увеличения живучести артиллерийских стволов.

Для дополнительного подтверждения необходимости постановки этих вопросов приведем некоторые цитаты из [5].

Повышение скорости горения ведет к смещению координаты $x_{\max}$ к $x''_{\max}$ в сторону казенной части, горение порохового заряда заканчивается раньше, что приводит к изменению закона трения и снижению начальной скорости (стр. 45).

Высокие скорости движения современных средств воздушного нападения, обусловившие уменьшение временных интервалов их нахождения в зонах обстрела зенитных автоматов, при неучете изменений начальных скоростей снарядов будет способствовать невыполнению задач противовоздушной обороны корабля (стр. 105).

Для танковых пушек эффект снижения начальной скорости приведет к снижению скорости встречи снаряда с целью, что особенно важно для бронестойких подкалиберных оперенных снарядов, поскольку при этом будет снижаться дальность их гарантированного пробития типовых преград.

В последнее десятилетие интенсивно развивается новое направление машиностроения – инженерия поверхностных слоев, предметом исследования которой и являются методы обеспечения заданных характеристик поверхностей и поверхностных слоев сопрягаемых деталей. Формирование этого направления непосредственно связано с проблемой долговечности машин, которая ограничена именно несовершенством поверхности слоев их деталей. Эксплуатационные свойства машин зависят от шероховатости поверхности и физико-механических свойств слоя. В настоящее время влияние шероховатости изучено достаточно полно, причем разработанные подходы позволяют учитывать различные факторы, что описано эмпирическими зависимостями (стр. 110).

Однако в настоящее время недостаточно изучено энергетическое состояние поверхностного слоя, что связано с процессом переноса энергии в поверхностном слое, что особенно важно для высокотемпературных, высокоинтенсивных процессов, каким является движение снаряда в канале ствола.

Применительно к артиллерийским стволам представляет интерес рассмотрение диссипации энергии, которая должна включать как общий баланс,

так и трансформирование энергии и даже не столько относительно рассеяния, сколько учет и изменение энергетической картины в виду процессов преобразования в поверхностном слое материала, подверженному механическому и термохимическому воздействию.

Здесь следует подчеркнуть, что проблема преобразования энергии в поверхностном слое материала является одной из ключевых, поскольку во многом определяет состояние и свойства материала. При этом до настоящего времени механизм преобразования полностью не раскрыт (стр.112).

Таким образом, можно заключить, что внутренняя поверхность ствола, как в химическом, так и в механическом отношении неоднородна и характеризуется энергетическим состоянием слоя (трещины). В виду неизученности этих процессов в комплексе и особенно для высокоинтенсивных процессов, это приводит к выводу о том, что на современном этапе с практической точки зрения целесообразны экспериментальные исследования, результаты которых будут полезны и для теории (стр. 113).

Актуальность развития теоретических основ полигонных испытаний, согласно [337], обусловлена следующим. Тенденция к увеличению количества огневых задач артиллерии в вооруженной борьбе, использование при этом высокоэнергетичных порохов с повышенным эрозионным воздействием, ужесточение режимов стрельбы и условий эксплуатации артиллерийских установок приводят к необходимости совершенствования методов и средств контроля состояния артиллерийских стволов.

Как отмечалось выше, сложность задач проектирования артиллерийских стволов резко возрастает в случае апробации новых проектных решений. В [5] дана краткая характеристика новых метательных систем, над которыми ведется интенсивная работа и которые потребуют новых подходов к их расчету, проектированию и испытаниям. Например, рассматриваются системы метания на нетрадиционных принципах придания начальной скорости боеприпасу; дана классификация систем метания на нетрадиционных принципах. Отмечается, что привлекательность импульсных систем метания на нетрадиционных

принципах придания боеприпасу начальной скорости обусловлена рядом факторов, к которым следует отнести:

- ограниченные, и в основном уже исчерпанные возможности порохов;
- возможность управления величиной начальной скорости;
- отсутствие заряда в традиционном понимании;
- повышение начальной скорости боеприпаса до $2,4\text{--}10\text{ км/с}$;
- уменьшение стоимости выстрела;
- отсутствие пламени;
- меньший износ и меньшую усталость направляющей конструкции.

Кроме того, отмечается (стр. 106), что основным побудительным мотивом для исследования усовершенствованных и новых пушечных средств метания традиционно был мотив, связанный со значительным увеличением дульной кинетической энергии как средства повышения поражающего действия орудия и эффективности всей системы. Недавно все больше внимания стало уделяться сверхвысокой начальной скорости снаряда как аспекту улучшенных тактико-технических характеристик пушки с самой большой потенциальной выгодой, однако необходимых подтверждающих данных еще нет. Как при обычном, так и при сверхскоростном режиме для оптимизации поражающего действия системы следует обращаться к вопросу взаимосвязи массы и скорости. Для некоторых применений увеличенная масса явно является основным параметром, ведущим к значительно увеличенной дульной энергии.

Уменьшенная уязвимость системы и повышенная живучесть стали являются серьезным ограничением по использованию технологии пушечных средств метания в США. Предусматривается принятие на вооружение только тех боеприпасов, которые являются безопасными до возможно максимальной степени. Так как улучшенные характеристики пушки и уменьшенная опасность часто несовместимы, то для удовлетворения требований по безопасным боеприпасам необходимы новые подходы и компромиссы характеристик.

Габариты и масса пушки и боеприпаса оказывают влияние на другие характеристики системы. В результате максимальные характеристики в пределах дальности досягаемости орудия являются основным побудительным мотивом для исследования усовершенствованных обычных и новых средств метания. Другие побудительные мотивы включают: уменьшенную нагрузку по материально-техническому обеспечению; улучшенную тактическую, оперативную и стратегическую мобильность; улучшенные эргономические факторы; увеличенное наличие боеготовых сил и средств; улучшенную возможность производства; уменьшенную стоимость и уменьшенное воздействие на окружающую среду в течение всего жизненного цикла.

В [5] рассмотрены перспективные концепции твердого метательного заряда. Отмечается, что, в конечном счете, характеристики всех ствольных пушковых систем ограничиваются каким-то максимальным давлением или ускорением, которые могут допускаться полезной нагрузкой, которую может выдерживать ствол орудия. Первое ограничение не входит в рамки этого рассмотрения, а второе является решающим в рассмотрении, которое приводится ниже.

Основой цикла внутренней баллистики является компромисс между скоростью газообразования (от сгорания метательного заряда) и скоростью увеличения имеющегося объема (главным образом, в результате перемещения снаряда по каналу ствола). В начале баллистического цикла образуется слишком много газов и превышает предел максимального давления; это накладывает ограничение на первоначальную поверхность горения. Однако на более поздней стадии цикла снаряд перемещается по каналу ствола и требуется значительно более высокая скорость газообразования для поддержания давления, требуемого в пушке. Так как скорости горения заряда падают соответственно падению давления, на поздней стадии баллистического цикла необходима по возможности самая большая площадь поверхности горения.

Это требование к постепенно увеличивающейся поверхности горения привело к использованию пористой геометрии зерна пороха. В рамках этой

концепции изучаются: метательные заряды с замедлителями или ингибиторами, а также с программируемым выделением энергии; уплотненные заряды; монолитные метательные заряды с высокой скоростью горения; подвижные метательные заряды.

Для достижения более высоких характеристик требуется более полное использование энергии и надлежащее программированное выделение энергии. Для достижения начальных скоростей, превышающих 2 км/с , требуются очень высокие отношения метательного заряда к массе снаряда.

Альтернативой увеличению массы метательного заряда в камере является присоединение части заряда к самому снаряду.

Средства температурной компенсации. Чрезвычайно привлекательным методом достижения улучшенных характеристик является устранение температурной чувствительности метательного заряда, позволяющее получить максимальное давление в камере во всех внешних условиях.

В [5] также рассмотрены перспективные концепции, основанные на жидких метательных веществах (ЖМВ). Основной концепцией пушки с ЖМВ является замена обычных порохов энергетическими жидкостями. Предложены: пушка, стреляющая боеприпасами с ЖМВ безгильзового заряжания; пушка с регенеративным впрыском ЖМВ; подвижный жидкий метательный заряд.

При рассмотрении вопросов ускорения в канале ствола скоростным напором отмечается следующее. Химические метательные заряды с более высокими характеристиками требуют большей общей энергии в камере пушки и надлежащего программированного выделения энергии для поддержания давлений по каналу ствола без увеличения максимального давления на дно канала ствола. Для достижения начальных скоростей более $2,5 \text{ км/с}$ требуются очень высокие отношения метательного заряда к массе снаряда, налагающие многочисленные нагрузки на систему, не самой малой из которых является очень большое давление на дно канала ствола. Концепция электрической движущей

силы, особенно электромагнитной, вселяет реальную надежду на обеспечение почти постоянного профиля ускорения, снимая, таким образом, потребность в очень высоких давлениях на дно канала ствола, которые в настоящее время несут с собой другие значительные затруднения.

Альтернативным методом увеличения массы метательного заряда в камере является применение технологии прямого воздушного реактивного двигателя (ПВРД) к движущей силе в канале ствола.

Кроме того, рассмотрен ряд других концепций.

Электро-термо-химические концепции: концепции электротермической пушки (электрическое ускорение характеризует большой класс концепций гибридных газодинамических пушечных средств метания); концепции электро-термо-химической пушки; концепции электро-термо-химических пушек с твердым метательным зарядом.

Концепции электромагнитного ускорения. Основным мотивом электромагнитных концепций была потенциальная возможность разработки реальных пусковых установок со сверхвысокими скоростями при исключении энергетических метательных веществ. Хотя системные преимущества сверхвысокой начальной скорости еще ясно не продемонстрированы, она рассматривалась как средство повышения бронепробиваемости, увеличения дальностей боевой стрельбы и повышения эффективности систем противовоздушной обороны. В настоящее время электромагнитный пуск, кажется, предлагает самую большую возможность определенных технологий движущих сил для разработки систем вооружения с начальными скоростями снаряда, превышающими примерно $2,5 \text{ км/с}$. Отсутствие продуктов горения способствует сравнительно высокой термодинамической эффективности процесса электромагнитного пуска при высокой скорости (эффективность относительно независима от скорости пуска примерно до 6 км/с) и уменьшенному откату системы. Но более важно то, что устранение энергетических метательных веществ будет способствовать

повышению безопасности и снижению уязвимости всей военной системы. Однако выводы относительно уязвимости системы не могут быть сделаны, пока не будут известны характеристики элементов и систем импульсной энергии, которые будут использоваться. Предложены также концепции электромагнитной рельсовой пушки (электромагнитная рельсовая пушка является самой простой из концепций электромагнитного ускорения) и электромагнитной пушки катушечного типа.

Таким образом, констатируется, что представлено большое количество концепций, усовершенствованных пушечных движущих сил, предлагающих солидные характеристики и в некоторых случаях преимущества систем. В течение последних нескольких лет в США была тенденция сфокусировать научно-исследовательские усилия на технологиях, предлагающих самые высокие характеристики и преимущества систем на период до 2020 - 2023 годов. В самом деле, эти технологии обычно не совместимы с имеющимися системами вооружения и требуют для осуществления разработки приспособленных систем. В то же время другие технологии усовершенствованных средств метания предлагают существенные преимущества в характеристиках и могли бы быть готовы в ближайший период, так как совместимы с имеющимися системами, но получили сравнительно мало внимания и поддержки. При недавно изменившемся планировании военных угроз, вероятно, приоритеты и стратегии исследования пушечных средств метания будут, в конечном счете, переоценены и изменены.

1.3. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 1

Как следует из рассмотренных материалов актуальными задачами, требующими решения, являются:

- 1) развитие экспериментальных методов испытаний артиллерийских стволов на износ;
- 2) развитие расчетных методов внутрибаллистических испытаний и методов оценки износа и живучести артиллерийских стволов.

К выводам необходимо добавить следующие замечания, иллюстрирующие итоги аналитического обзора, включая материалы, приведенные в приложении.

Первое: структура формулы (1.3) говорит о том, что она предложена давно, поскольку входящие в нее величины являются размерными и при этом возводятся в степень, которая не является целым числом, т.е. понятие размерности в этом случае теряет смысл. Такого типа формулы являются подгончными; они обобщают некоторое количество экспериментальных данных. Переход к порохам и сталям с другими характеристиками потребует соответствующей корректировки значений параметров этой формулы. Это можно сделать только при наличии большого объема данных. Поэтому «прогностический потенциал» такого типа формул не высок.

Второе: в дополнение к критике формул Юстрова и других, данной в [125], следует добавить, что поскольку эти формулы являются эмпирическими, то они соответствуют некоторому набору экспериментальных данных и обобщают его. Погрешность такого обобщения, как правило, очень велика, так что использование этих формул является проблематичным даже для оценочных расчетов. Кроме того, структура этих формул свидетельствует, что они были предложены до того времени, когда была разработана и стала широко использоваться теория подобия и размерности, предполагающая, что основные факторы должны быть даны в безразмерном виде. Этот безразмерный вид должен отражать, прежде всего, геометрическое подобие.

Третье: ориентация на «аналог» свидетельствует о том, что используется методический подход типа «технологического моделирования», т.е. логика теории подобия и размерностей в таком виде присутствует. В тоже время это означает, что удалиться от «аналога» на относительно большое расстояние в пространстве признаков проектировщику какой-либо возможности нет, поскольку он в таком случае потеряет всякие ориентиры. Чтобы такая возможность, хотя бы в принципе, существовала, методический подход должен строиться на более общих фундаментальных принципах. Однако в этом отношении

существуют большие проблемы, а современные достаточно мощные вычислительные средства не могут оказать какую-либо помощь из-за отсутствия математических моделей должного уровня обобщения. Поэтому даже при использовании современных вычислительных средств их «математическое обеспечение» часто остается на уровне формул, которые критиковались выше. Как видно из представленного материала, живучесть предлагается определять по эмпирической формуле, которая относится к тому типу, который был подвергнут критике в [5, 125].

Четвертое: особые оговорки сопровождают обсуждение трения при формулировке внутрибаллистической задачи. Из них следует, что вопрос какого-либо теоретического обоснования принимаемых относительно трения решений даже не поставлен: просто констатируется, что трение принимается либо линейным, либо постоянным по стволу. Трение задает диссипативные потери в процессе выстрела, который может рассматриваться как термодинамическая машина для метания. Соответственно, две характеристики такой машины: полнота сгорания пороха и трение, определяют КПД, с которым на прямую связаны скорость и дальность полета снаряда.

1.4. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1. Мониторинг и апробация методов трибохимической кинетики для целей построения кинетической характеристики внешнего трения [89]; эти характеристики трения представляют собой научно-технический задел для развития расчетных методов внутрибаллистических испытаний и САПР артиллерийских стволов.

2. Мониторинг и апробация методов механохимической кинетики для целей построения кривых накопления повреждений в конструкционных материалах при испытаниях в различных режимах нагружения [90]; рассмотрение механохимических кривых в рамках теории надежности с определением остаточного ресурса и других показателей; эти кривые износа и разрушения также представляют собой научно-технический задел для развития расчетных методов внутрибаллистических испытаний и САПР артиллерийских стволов.

3. Мониторинг и апробация методов обобщенной теории неравновесных фазовых переходов [91-92, 146, 198-199]; разработка теоретических основ экспериментальных методов исследования поверхности канала ствола с целью

оценки его энергетического состояния и состояния износа для научно-технического задела развития экспериментальных методов внутривалистических испытаний артиллерийских стволов.

ГЛАВА 2. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ ВНЕШНЕГО ТРЕНИЯ

2.1. ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВНЕШНЕГО ТРЕНИЯ И ИХ КИНЕТИЧЕСКОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ

Одной из важных составляющих внутрибаллистических задач является определение характера трения при движении снаряда по стволу. Как следует из аналитического обзора (Глава 1), в настоящее время используется исключительно априорное его задание, опирающееся на имеющийся экспериментальный материал и большой практический опыт полигонных испытаний. Переход к проектированию артиллерийских систем большего могущества на данный момент фактически не подкреплён таким экспериментальным заделом. В связи с этим была поставлена задача разработки и апробации теории трения в форме математических моделей трибохимической кинетики [89, 93-97, 99-101, 195]. Эта теория и модели являются научно-техническим заделом [1-3, 102, 159-160, 171], цель которого повышение информативности полигонных испытаний и в тоже время снижения их объема.

Формулировка модели топохимической кинетики адгезионного схватывания двух трущихся поверхностей заключается в том [89], что на пятнах контакта образуются зародыши адгезионного схватывания. Эти зародыши затем переходят в ходе активационного перехода в растущие ядра (термины зародыши и ядра адгезионного схватывания относятся к топохимической кинетике). Для разрушения ядер схватывания необходимо определенное количество энергии на единицу пути, а ее диссипация фиксируется как трение, что соответствует особенностям реализации механизма.

Ядра схватывания растут по поверхности пятен контакта и представляют собой топохимическую реакцию. Эта реакция протекает в двумерном реакторе полного вытеснения. В модели фиксируются два процесса и две скорости – скорость перемещения и скорость топохимической реакции, или два характерных времени – время пробегания друг относительно друга двух контак-

тирующих поверхностей и время течения топохимической реакции до определенного состояния. Это состояние определяется степенью превращения. Предполагаем, что особенности процессов определяются соотношением названных скоростей или времен, в этом случае управление процессом взаимодействия материалов при трении будет возможно регулированием параметров топохимических реакций – констант скоростей, воздействием на процессы активации (пассивации) поверхностей – сорбции, массопереноса и др., что достигается, например, введением присадок в смазочный материал.

Существование активных центров (зародышей), трансформирующихся в постоянно растущие ядра схватывания, определяют процессы их разрастания и стохастических процессов их перекрытия. Образование и разрушение этих ядер, как химическая реакция происходит при фазовом перемещении и взаимодействии, что соответствует моделям, описывающим химические реакторы, например, реакторов полного вытеснения и полного перемешивания. Отличительной особенностью является двумерность реактора, поскольку реакции происходят на поверхности. При построении кинетической характеристики предполагаем, что для момента, когда скорость перемещения при трении поверхностей взаимодействующих материалов отсутствует ($v=0$), по всей контактирующей поверхности сформировались ядра адгезионного схватывания, т.е. $t \rightarrow \infty$.

Основываясь на этих представлениях, в работе было сформулировано и решено несколько типов задач. При $t=0$ и $v \rightarrow \infty$ осуществляется процесс создания максимально большой концентрации зародышей: $x=x_0$ (зародыши не успевают переходить в ядра схватывания); при $t \rightarrow \infty$ и $v=0$ создается ситуация, когда все зародыши превращаются в ядра, т.е. $x=0$. Таким образом, предполагается, что концентрация зародышей может меняться от $x=x_0$ до $x=0$:

$$x \Big|_{\substack{v=0 \\ t \rightarrow \infty}} = 0 ; \quad x \Big|_{\substack{v \rightarrow \infty \\ t=0}} = x_0 .$$

Процесс превращения зародышей (x) в постоянно растущие ядра схватывания как химическая реакция 1-го порядка может быть выражен следующим образом:

$$x \rightarrow y; \quad (2.1)$$

x - концентрация зародышей на поверхности, y - концентрация ядер на поверхности;

$$\frac{dx}{dt} = -k_x x. \quad (2.2)$$

Интегрирование дает

$$x = \bar{C} \exp\{-k_x t\}. \quad (2.3)$$

Начальные условия: $t = 0$; $x = x_0$ дают $\bar{C} = x_0$. Таким образом, зависимость $x = x(t)$ имеет вид

$$x = x_0 \exp\{-k_x t\}; \quad (2.4)$$

здесь из условия $t \rightarrow \infty$ ($v = 0$) следует $x = 0$, т.е. все зародыши перешли в растущие ядра.

При $t \cong 0$ (до момента заметного слияния ядер) сумма числа зародышей и числа ядер – величина постоянная: убыль зародышей равна приросту ядер, т.е. $x + y = x_0$; $y = x_0 - x$, что дает

$$y = x_0(1 - \exp\{-k_x t\}). \quad (2.5)$$

Из условия $t = 0$ ($v \rightarrow \infty$) следует $y = 0$; растущих ядер нет, так как зародыши не успевают на характерных временах контакта, реализуемых при $v \rightarrow \infty$, перейти в ядра (при этом концентрация зародышей остается постоянной $x|_{v \rightarrow \infty, t=0} = x_0$). Таким образом, концентрация ядер может меняться в интервале

$$y|_{v=0, t \rightarrow \infty} = x_0; \quad y|_{v \rightarrow \infty, t=0} = 0.$$

В данной формулировке не поставлен вопрос об интенсивности процессов на поверхности, связанных с повышением скорости проскальзывания, т.е. о росте x с увеличением v ; а установлено, что меньшее число зародышей (x) успевает перейти в ядра (y).

Предполагается, что площадь ядра (двумерная сфера) равна $S_y^i = \pi R^2$, тогда суммарная площадь всех ядер до объединения составит $S_y = y S_y^i = y \pi R^2$. Предполагается, что рост ядра является линейным во времени $R = k_y t$, где k_y - удельная скорость этого процесса

Степень превращения, как концентрация растущих ядер на поверхности пятен контакта составит $\alpha = \frac{S_y}{S_0}$; здесь S_0 - площадь поверхности пятен контакта. В соответствии с этим для степени покрытия поверхности без учета объединения ядер следует зависимость $\alpha = F(t)$:

$$\alpha = \frac{S_y}{S_0} = \frac{x_0}{S_0} (1 - \exp\{-k_x t\}) \pi k_y^2 t^2 \quad (2.6)$$

или

$$\alpha = A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp\{-k_x t\}), \quad (2.7)$$

где

$$A_0 = \frac{x_0 \pi}{S_0}. \quad (2.8)$$

Введение объединения ядер (по Колмогорову А.Н. [235]) дает

$$\frac{d\alpha}{dt} = \frac{d}{dt} F(t) (1 - \alpha); \quad (2.9)$$

интегрирование уравнения (2.9) дает

$$\alpha = 1 - \bar{C} \exp\{-A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp\{-k_x t\})\}; \quad (2.10)$$

начальные условия при $t = 0$ ($v \rightarrow \infty$): $x = x_0$, $y = 0$ (т.е. $\alpha = 0$), дают $0 = 1 - \bar{C}$; $\bar{C} = 1$. Отсюда следует

$$\alpha = 1 - \exp\{-A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp\{-k_x t\})\}. \quad (2.11)$$

Таким образом, α изменяется от 1 до 0 при изменении v от 0 до бесконечности: $\alpha|_{v=0} = 1$; $\alpha|_{v \rightarrow \infty} = 0$. С точки зрения физико-химической механики это означает, что при больших скоростях проскальзывания поверхностей (в пределе бесконечных) топохимические реакции схватывания не реализуются.

Если минимальное значение α не равно 0, а соответствует α_0 , т.е. часть зародышей переходит в ядра схватывания, которые покрывают некоторую поверхность, тогда

$$\alpha_0 = 1 - \bar{C}; \quad \bar{C} = 1 - \alpha_0. \quad (2.12)$$

В этом случае зависимость (2.10) приобретает вид

$$\alpha = 1 - (1 - \alpha_0) \exp\{-A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp\{-k_x t\})\}. \quad (2.13)$$

Данная кинетическая модель определяется по отношению к скорости топохимической реакции. Однако решение необходимо получить по скорости относительного перемещения взаимодействующих поверхностей. Твердофазная топохимическая реакция может реализоваться в той или иной степени. Это зависит от относительной скорости перемещения взаимодействующих поверхностей трения (v_h) и от скорости топохимической реакции (v_r). Эти зависимости должны иметь следующий характер: 1 - степень реализации топохимической реакции будет тем меньше, чем больше скорость относительного перемещения поверхностей при постоянном значении скорости топохимической реакции; 2 - степень реализации топохимической реакции будет тем меньше, чем меньше скорость топохимической реакции при неизменном значении относительной скорости взаимного перемещения. Для представления этих закономерностей вводится характерное время пробегания поверхностей друг относительно друга t_h и характерное время топохимической реакции t_r . Предполагается, что разница этих величин есть некоторое характерное время запаздывания топохимической реакции τ , представляющее некоторую усредненную величину, которая на данном этапе построения модели кинетики принимается параметром $\tau = t_h - t_r$. Величина t_h может быть представлена в виде $t_h = h/v_h$, где h - линейная характеристика размера пятен контакта в направлении движения, тогда $\tau = \frac{h}{v_h} - t_r$. Введение параметра v_0 : $v_0 = v_h \frac{\tau}{t_r}$, имеющего размерность скорости и отражающего соотношение основных величин, характеризующих степень адгезионного схватывания, позволяет t_r выразить в виде

$$t_r = \frac{h}{v_h + v_0} \text{ или без индексов у } t_r \text{ и } v_h - t = \frac{h}{v + v_0} \text{ (это следует из выкладок } \tau v_h = h - t_r v_h; t_r v_0 = \tau v_h; t_r v_0 = h - t_r v_h \text{)}.$$

Такое представление t для времени реализации топохимической реакции соответствует введению автомодельной переменной

$$z = h - vt. \quad (2.14)$$

Если определить переменную $z = v_0 t$, то получается ($t = \frac{h}{v + v_0}$). Использование автомодельной переменной упрощает решение задач в теории химических реакторов и в теории горения и распространения пламени. Однако в отличие от классической автомодельной переменной, связанной с распространением единичного фронта реакции, в данном случае эта переменная связана с распространением по пятну контакта всех фронтов роста ядер адгезионного схватывания (фронт в данном случае является «распределенным» по площади зоны реакции в отличие от случая «сосредоточенного» фронта, например, при распространении пламени). Параметр v_0 позволяет согласовать результаты эксперимента с теоретическими соотношениями.

Полученные зависимости (2.13) показаны на рис. 2.1 – 2.3. Сравнение зависимостей 1 - 4 обнаруживает, что с увеличением k_y при низких скоростях и одинаковой концентрации зародышей ($x_0 = const$) большей области покрытия поверхности соответствует больший интервал скоростей. Для неизменной скорости большее значение k_y соответствует большему значению $\alpha(v)$ и, соответственно, более высокому значению сил трения.

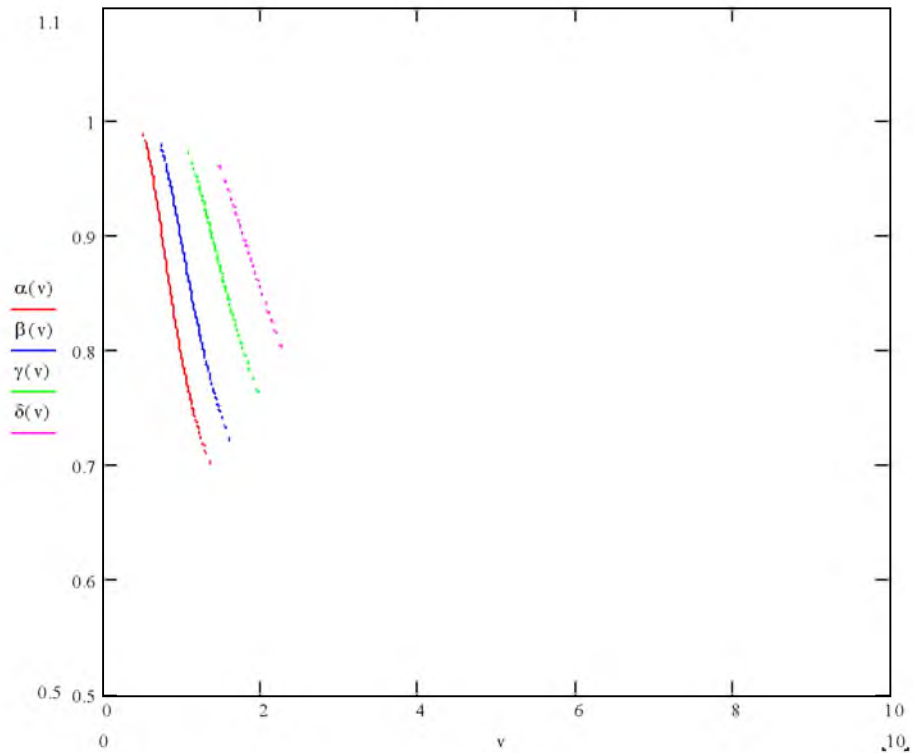


Рис. 2.1. Кинетические зависимости силы трения (пропорциональна α) от скорости взаимного перемещения поверхностей. Расчет произведен по (2.13). Зависимостям 1 ($\alpha(v)$) – 4 ($\delta(v)$) соответствуют значения параметров ($v_0 = 0$; $\alpha_0 = 0,6$; $k_x = 1$): 1 - $A_0 k_y^2 = 1$; 2 - $A_0 k_y^2 = 2$; 3 - $A_0 k_y^2 = 5$; 4 - $A_0 k_y^2 = 10$.

Если значение параметра A_0 повысилось за счет повышения концентрации зародышей (x_0), а $k_y = \text{const}$, на поверхности контакта образуется больше ядер, что соответствует большему покрытию ядрами и увеличению сил трения. Площадка, соответствующая низким значениям скорости, отвечает кулоновскому трению ($F = \text{const}$; $f = \text{const}$), когда сила трения (F) или коэффициент трения (f) практически не зависят от скорости. Это соответствует ситуации почти полного покрытия пятен контакта ядрами адгезионного схватывания. Снижение силы трения при повышении скорости взаимного перемещения поверхностей соответствует эмпирической зависимости, полученной Ахматовым А.С. [236]; стр. 341)

$$f = \frac{f_0}{1 + av}. \quad (2.15)$$

Сравнение зависимостей, представленных на рис. 2.2, показывает наличие на 1 и 2 участков кулоновского трения и их отсутствие на 3 и 4. Зависимость 4 качественно описывается (2.15). Показано, что «задержка» роста концентрации ядер схватывания соответствует сдвигу характеристик трения влево, т.е. изменение скорости приводит к существенному снижению поверхностной концентрации ядер. Зависимость 5 описывает состояние, соответствующее настолько существенной задержке процесса роста ядер, что в момент остановки коэффициент трения покоя значительный период времени будет доходить до предельного значения.

Для этого случая должна быть сформулирована задача построения статической характеристики трения. Статические характеристики трения рассмотрены Крагельским И.В. и Гитисом Н.В. [79]. Их подход в общих чертах совпадает с рассматриваемым.

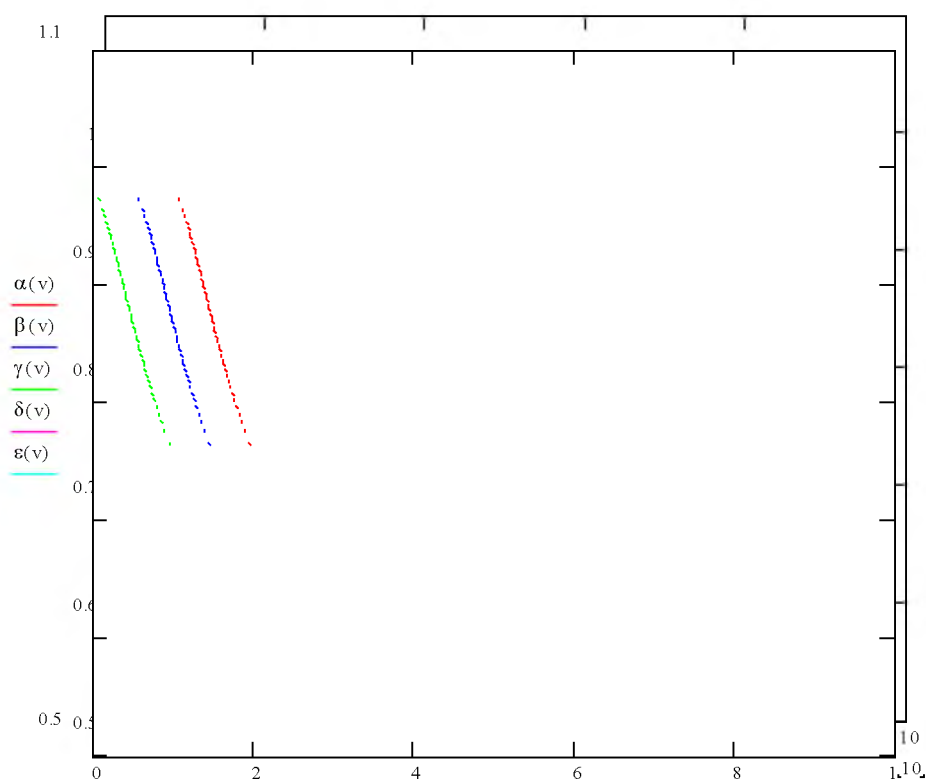


Рис. 2.2. Кинетические зависимости силы трения (пропорциональна α) от скорости взаимного перемещения поверхностей. Расчет произведен по (2.13). Зависимостям 1 ($\alpha(v)$) – 5 ($\varepsilon(v)$) соответствуют значения параметров ($\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 5$; $k_x = 1$): 1 - $v_0 = 0$; 2 - $v_0 = 0,5$; 3 - $v_0 = 1$; 4 - $v_0 = 2$; 5 - $v_0 = 10$.

Статическая характеристика трения в рамках модели кинетики топохимической реакции адгезионного схватывания представляется зависимостью (2.13), в которой время будет временем после остановки, т.е. временем «набора» коэффициентом трения своего предельного значения. Принципиальное отличие подхода, изложенного в [79], от рассматриваемого подхода [89], заключается в том, что для топохимической реакции адгезионного схватывания введено объединение (слияние) ядер по Колмогорову [73], и она протекает в двумерном реакторе идеального перемешивания.

Сравнение зависимостей, представленных на рис. 2.3, позволило установить, что повышение значения k_x ($A_0 = const$, $k_y = const$) при сравнительно низких значениях скоростей приводит к росту $\alpha(v)$. То есть значительная часть зародышей переходит в ядра и, следовательно, перекрывает большую поверхность. В свою очередь это приводит к повышению силы трения. При незначительных скоростях взаимного перемещения поверхностей коэффициент трения для всех зависимостей имеет приблизительно одинаковые значения, т.е. любое количество зародышей в виде ядер схватывания может перекрыть практически всю имеющуюся поверхность. При высоких скоростях скольжения поверхностей значительная их часть будет покрыта ядрами, если процесс перехода зародышей в ядра протекает с высокой интенсивностью (повышение значения k_x). Но и при значительных скоростях перехода из зародышей в ядра, площадь покрытия ядрами схватывания поверхности остается низкой вследствие низкой скорости их роста. Высокие скорости относительного перемещения поверхностей приводят к тому, что при меньших скоростях роста ядер площадь поверхности, покрываемая ими, фактически не зависит от скорости трансформации зародышей в ядра, т.е. хотя зародыши и перешли в ядра, но охватить существенную площадь при адгезионном схватывании не могут.

Зависимости, представленные на рис. 2.1 – 2.3, соответствуют условиям изотермического процесса при постоянстве кинетических констант ($k_x = const$

; $k_y = const$). Кроме того, $x_0 = const$, т.е. концентрация зародышей в зоне контакта поверхностей постоянна и не зависит от скорости взаимного перемещения (при разрушении ядер схватывания активации поверхности не происходит). Все точки, представленных на рис. 2.1 – 2.3 зависимостей, отвечают стационарному значению перекрытия ядрами взаимодействующих поверхностей.

Полученное решение задачи позволяет дать физическую интерпретацию наблюдаемым в эксперименте закономерностям: независимость коэффициента трения от скорости скольжения, уменьшение коэффициента трения с увеличением скорости относительного перемещения взаимодействующих поверхностей [78]. Кроме того, представляется возможность пояснения того, что в некоторых случаях

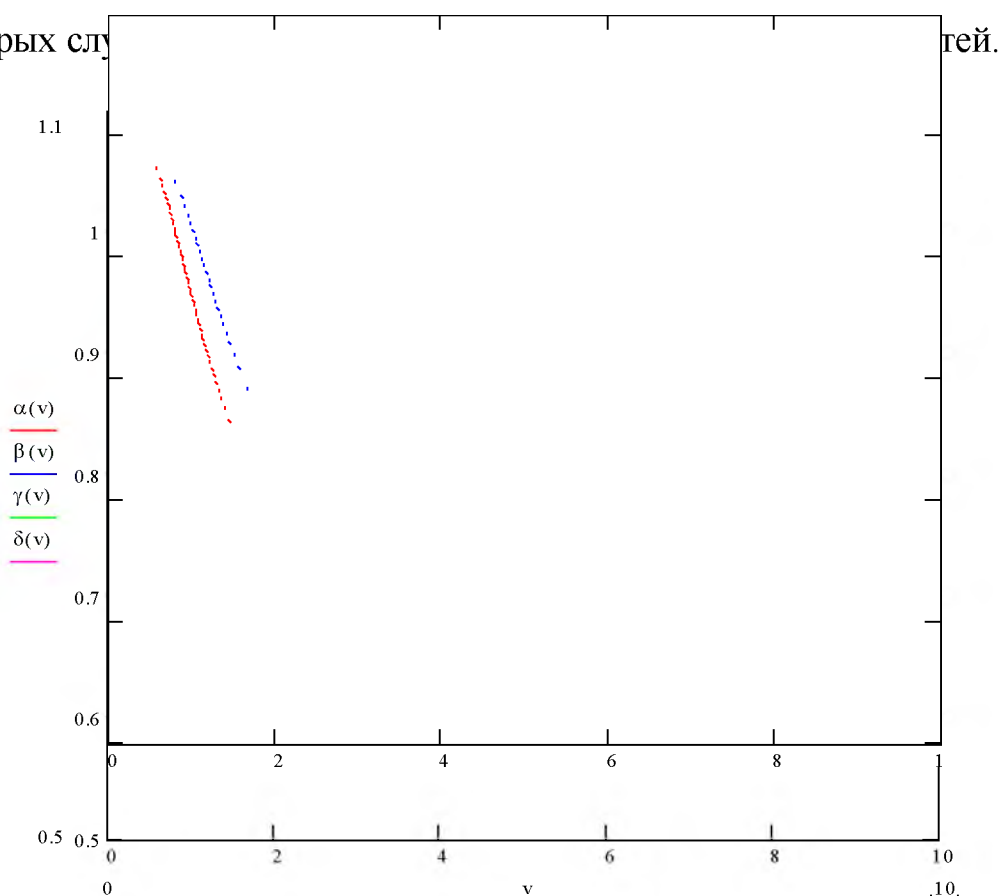


Рис. 2.3. Кинетические зависимости силы трения (пропорциональна α) от скорости взаимного перемещения поверхностей. Расчет произведен по (2.13). Зависимостям 1 ($\alpha(v)$) – 4 ($\delta(v)$) соответствуют значения параметров ($v_0 = 0,5$;

$\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 5$): 1 - $k_x = 1$; 2 - $k_x = 2$; 3 - $k_x = 10$; 4 - $k_x = 100$.

На практике при проведении расчетов диаграмму Герси-Штрибека часто заменяют различными аппроксимирующими функциями. В монографии [9] приводятся шесть характерных типов зависимостей силы трения от скорости взаимного перемещения поверхностей. То есть, зависимости (2.13) возможно использовать при проведении практических расчетов режимов взаимодействия материалов при трении вместо эмпирических зависимостей, аналогичных (2.15), в том числе И.В. Крагельского и Н.В. Гитиса [79], с. 253 - 256.

Для топохимической реакции применим второй кинетический порядок трансформации зародышей в растущие ядра схватывания. В этом случае предполагается, что при реакции между зародышами поверхностей зародыши одной поверхности могут трансформироваться в растущие ядра адгезионного схватывания. В этом случае реакция перехода будет иметь 2-ой кинетический порядок: $2x \rightarrow y$; соответственно, дифференциальное уравнение будет иметь вид $\frac{dx}{dt} = -k_x x^2$, а решение -

$$\alpha(t) = 1 - (1 - \alpha_0) \exp \left\{ -A_0 k_x k_y^2 t^2 \left(1 - \exp \left\{ -\frac{A_0 k_x k_y^2 t^3}{1 + x_0 k_x t} \right\} \right) \right\}, \quad (2.16)$$

где $A_0 = \frac{x_0^2}{S_0} \pi$. Уравнение (2.16) имеет аналогичное описание характера зависимостей, что и в предыдущей задаче.

Уточнение кинетической модели может быть достигнуто тем, что для второго кинетического порядка топохимической реакции предполагается несхожесть начальных концентраций зародышей на взаимодействующих поверхностях (концентрации зародышей заметно отличаются: $\Delta x \propto x$). Дифференциальное уравнение для скорости этой реакции будет следующим

$$\frac{dx}{dt} = -k_x x(x + a). \text{ Решение задачи: } \alpha(t) = 1 - (1 - \alpha_0) \exp \left\{ -\frac{A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp \{-ak_x t\})}{1 + B_0 \exp \{-ak_x t\}} \right\}, \text{ где}$$

$$A_0 = \frac{(x_0 + a)\pi}{S_0}; \quad B_0 = \frac{x_0}{x_0 + a}. \text{ Полученная зависимость имеет тот же качественный}$$

характер, что и в предыдущих задачах.

2.2. ХАРАКТЕР ТОПОХИМИЧЕСКИХ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРИ УЧЕТЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА

Под механической активацией в данной концепции трения понимается следующее явление. Ядра схватывания разрушаются при взаимном перемещении поверхностей фрикционного контакта. Под влиянием этого процесса происходит создание иной в энергетическом плане поверхности, более насыщенной активными дефектами – активными центрами. Процесс может быть отражен принятием следующего сценария: для процесса активации зародыша энергия активации снижается пропорционально скорости относительного перемещения поверхностей или функции от скорости ($k_x = k_x(v)$); то же предполагается для процесса роста ядер, т.е. для константы скорости роста ядра ($k_y = k_y(v)$). Кроме того, разрушение ядер приводит к повышенной поверхностной энергии; эта энергия приводит к большей скорости распространения зоны реакции при росте нового ядра, возникшего на месте разрушенного

Диссипация механической энергии подвергает разогреву контактирующие поверхности за счет термодинамической необратимости как процесса образования и роста ядер, так и процесса их разрушения. Необратимость процесса отражается как локальное увеличение температуры в зоне контакта ($T = T(v)$).

Для константы скорости химической реакции принимаем уравнение Аррениуса, и описанные выше закономерности представляем в следующем виде

$$k_x = k_{0,x} \exp \left\{ - \frac{h^* [E_A^* - \delta^* g(v)]}{E_T^* + \rho^* g(v)} \right\}; \quad k_y = k_{0,y} \exp \left\{ - \frac{h [E_A - \delta g(v)]}{E_T + \rho g(v)} \right\}. \quad (2.17.a, б)$$

В уравнении (2.17.a) E_A^* - энергия перехода зародышей в растущие ядра (для начальных условий), E_T^* - термический потенциал, $g(v)$ - функция трансформации энергии: $\delta^* g(v)$ - трансформация механической энергии в поверхностную, $\rho^* g(v)$ - трансформация механической энергии в термическую. Для каче-

ственного исследования принимаем $\delta^* + \rho^* = 1$. Коэффициенты δ^* и ρ^* отражают близость условий к изотермическим или адиабатическим. Близость к изотермическим условиям (обеспечение теплоотвода и хорошей теплопроводности материала) могут быть отражены значениями $\rho^* \cong 0$ и $\delta^* \cong 1$, а к адиабатическим (плохие теплоотвод и теплопроводность) - $\rho^* \cong 1$ и $\delta^* \cong 0$. В выражении (2.17.б) величины имеют аналогичный (2.17.а) физический смысл.

На рисунке 2.4 отображены характеристики процесса трения, отражающие большую и меньшую изотермичность и адиабатичность условий в зоне взаимодействия поверхностей и протекания топохимических реакций (при условии приблизительного выполнения $\delta^* + \rho^* = 1$ и $\delta + \rho = 1$).

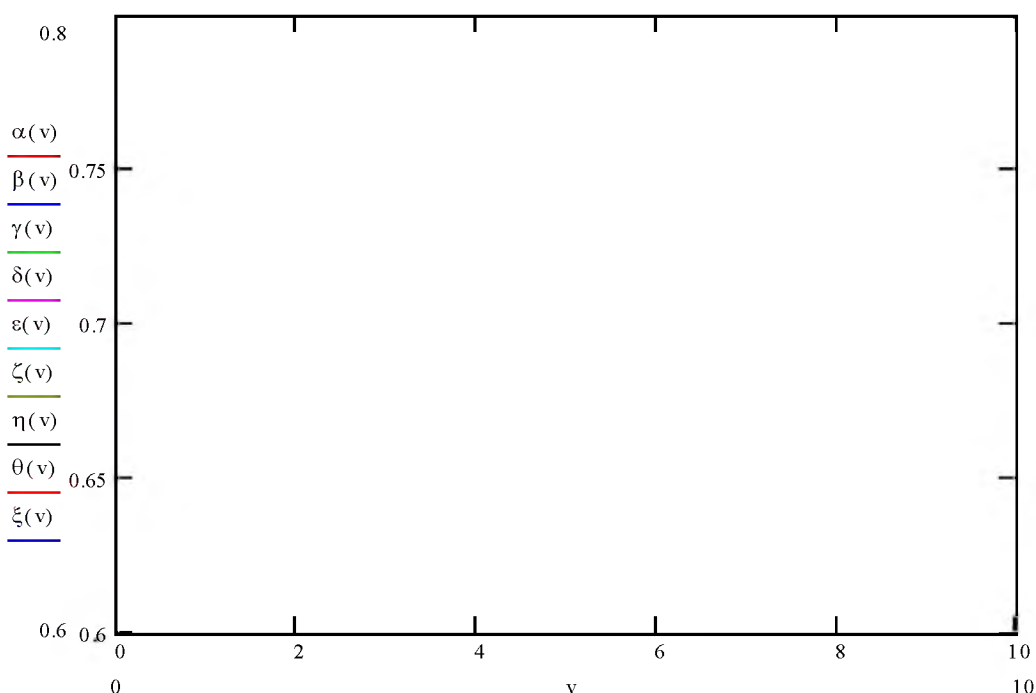


Рис. 2.4. Кинетические характеристики Герси-Штрибека; расчет произведен (2.13) при различных вкладах изотермичности и адиабатичности в зоне взаимодействия материалов (2.17.а,б). 9 зависимостей (начало нумерация сверху)

$v_0 = 1$; $\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 1$; $k_x = 2$; $h_x = 5$; $h_y = 1$; различия отражены параметрами δ^* , δ , ρ^* и ρ : 1 - $\delta^* = \delta = 0,9$; $\rho^* = \rho = 0,1$; 2 - $\delta^* = \delta = 0,8$; $\rho^* = \rho = 0,2$; 3 - $\delta^* = \delta = 0,7$; $\rho^* = \rho = 0,3$; 4 - $\delta^* = \delta = 0,6$; $\rho^* = \rho = 0,4$; 5 - $\delta^* = \delta = 0,5$; $\rho^* = \rho = 0,5$; 6 - $\delta^* = \delta = 0,4$; $\rho^* = \rho = 0,6$; 7 - $\delta^* = \delta = 0,3$; $\rho^* = \rho = 0,7$; 8 - $\delta^* = \delta = 0,2$; $\rho^* = \rho = 0,8$; 9 - $\delta^* = \delta = 0,1$; $\rho^* = \rho = 0,9$.

В данном случае предполагается закономерность, что чем больше процесс активации поверхности, связанный разрушением ядер, тем меньше нагрев. Наоборот, чем слабее активация поверхностей, тем большая часть внешней энергии затрачивается на увеличение внутренней энергии - термической части. Таким образом, относительно большое снижение энергии активации обоих процессов перехода зародышей в ядра и роста ядер и относительно небольшое повышение температуры с ростом скорости приводит к росту соответствующих кинетических констант и росту силы трения или коэффициента трения. Эти условия ближе к изотермическим, и они дают большее значение коэффициента трения (кривая 1). С другой стороны, относительно небольшое понижение энергии активации обоих процессов и относительно высокий рост температуры с увеличением скорости (условия близкие к адиабатическим) дает меньшее значение силы трения или коэффициента трения: кривая 2 лежит ниже кривой 1 и т.д. Параметр h^* отражает значимость вклада диссипации внешней энергии в уменьшение энергии активации процесса формирования ядер из зародышей. Значение этого параметра меньше единицы будет отражать обратную ситуацию. Аналогичные предположения в рамках качественного исследования могут быть сделаны и для параметра h .

Кроме того, может быть сделано предположение, что большая часть механической энергии воспринимается контактирующими поверхностями в форме повышения удельной поверхностной энергии. Это приводит к повышению концентрации зародышей ядер схватывания (эта задача в исследовании не ставилась), а также к понижению энергии активации перехода зародышей в постоянно растущие ядра и процесса разрастания ядер в зоне взаимодействия материалов (рост k_x и k_y). В то же время может быть сделано предположение, что теплопроводность контактирующих материалов достаточно велика и повышение температуры в зоне реакции невелико и при этом соотношения $\delta^* + \rho^* = 1$ и $\delta + \rho = 1$ не выполняются.

Для ситуации, иллюстрация которой приведена на рис. 2.5, предполагалось, что активация взаимодействующих поверхностей трения равномерно распределена и достаточно высокая, а характер теплообмена в зоне реакции отличается. Параметрами ρ^* и ρ задается то, что для зависимости 1 (рис. 2.5) повышение температуры с повышением скорости перемещения поверхностей относительно мал, для следующих зависимостей (1 – 9) с повышением скорости повышается и рост температуры. В случае с малыми скоростями регистрируется усиливающаяся кинетическая характеристика процесса трения при близких к изотермическим условиям (зависимость 1) и падающая – при близких к адиабатическим условиям (зависимости 3 – 9). Подобные экспериментальные зависимости приводятся Ахматовым А.С. в [9]. На рисунке 2.5 представлены зависимости, иллюстрирующие процессы, для которых действия в направлении снижения энергии активации и повышения температуры конкурируют между собой, поскольку оба приводят к увеличению значения констант скоростей реакций.

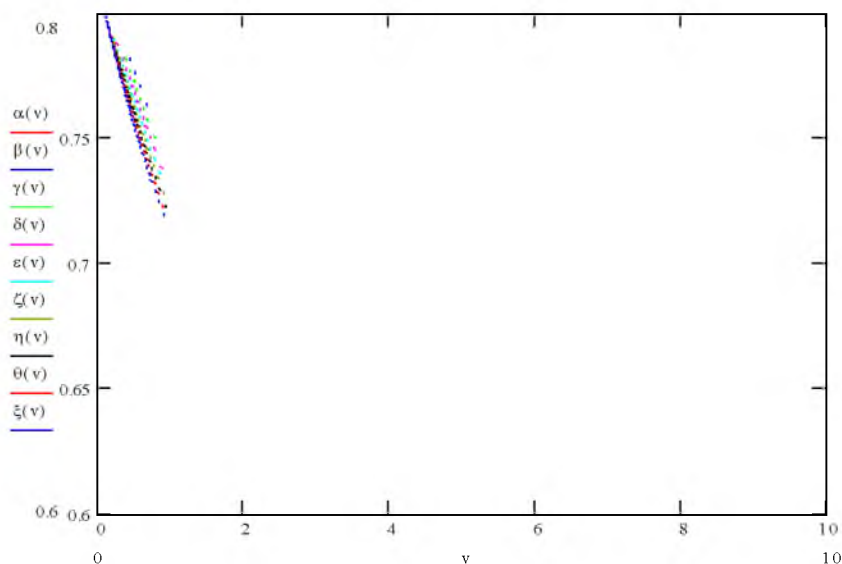


Рис. 2.5.а. Кинетические характеристики Герси-Штрибека; расчеты проведены по уравнению (2.13) с учетом (2.17.а,б). Для девяти зависимостей (нумерация сверху - скорость выше 1) $v_0 = 1$; $\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 1$; $k_x = 2$; $h_x = 5$; $h_y = 1$; $\delta^* = \delta = 0,9$; различия отражены параметрами ρ^* и ρ : 1 - $\rho^* = \rho = 0,1$; 2 - $\rho^* = \rho = 0,2$; 3 - $\rho^* = \rho = 0,3$; 4 - $\rho^* = \rho = 0,4$; 5 - $\rho^* = \rho = 0,5$; 6 - $\rho^* = \rho = 0,6$; 7 - $\rho^* = \rho = 0,7$; 8 - $\rho^* = \rho = 0,8$; 9 - $\rho^* = \rho = 0,9$.

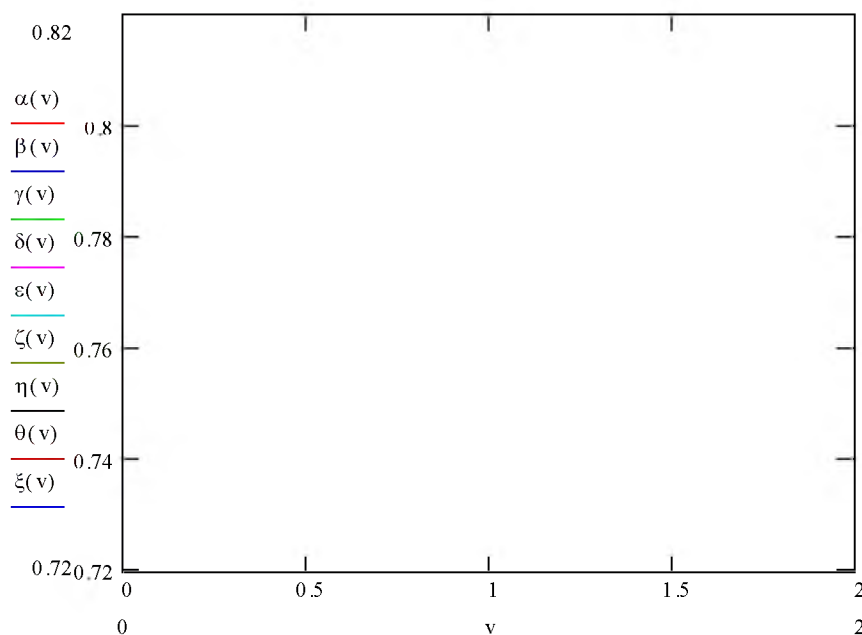


Рис. 2.5.б. (аналог рис. 2.5.а; укрупнено)

В рамках тех же допущений принимаем, что снижение энергии активации для реакций образования и роста ядер незначительно. В этом случае реализуются близкие к адиабатическим условия, т.е. значительная часть механической энергии при диссипации передается в виде термической энергии в зону взаимодействия материалов.

Зависимости на рисунке 2.6 показывают падение кинетической характеристики. При этом на всем диапазоне ее изменения существенный вклад скорости относительного перемещения в повышение температуры приносит большее значение силы (коэффициента) трения (зависимость 9 относительно других). Это, как и в других рассмотренных случаях, связано с большими значениями констант и показывает повышение завершенности топохимической твердофазной реакции в зоне взаимодействия материалов.

Зависимости, представленные на рисунке 2.7, показывают, что общая тенденция кинетических характеристик падающая, однако в некоторой области скоростей отмечен ее рост (зависимость 1). Одновременно с этим для семейства кинетических характеристик при определенном фиксированном зна-

чении скорости отмечается инверсия зависимостей (коэффициенты трения изменяют последовательность значений). При этом инверсия зависимостей, отмеченная на рисунке 2.7, отличается от аналогов на рисунке 2.5 (рис. 2.5.б). На рисунке 2.8 показаны зависимости, с характерным идентичным вкладом диссипации механической в термическую энергию и различным – в повышение поверхностной энергии в виде уменьшения энергии активации образования и роста ядер. Меньшее значение энергии активации приносит большее значение степени перекрытия поверхности ядрами схватывания и большее значение коэффициента (силы) трения на всем диапазоне скоростей взаимного перемещения поверхностей (зависимость 1 выше зависимости 2 и т.д.).

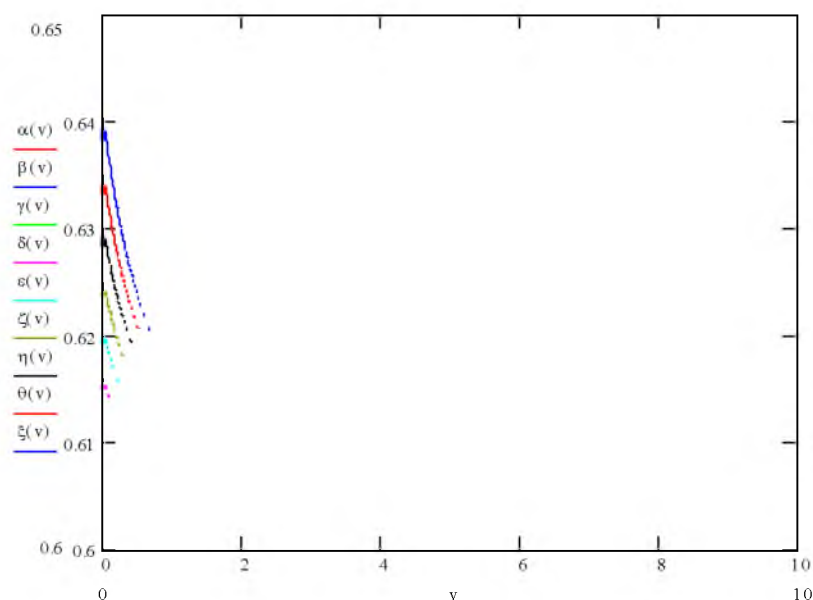


Рис. 2.6. Кинетические характеристики Герси-Штрибека; расчет проведен по уравнению (2.13) с учетом (2.17.а,б). Для 9 зависимостей (нумерация снизу) $v_0 = 1$; $\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 1$; $k_x = 2$; $h_x = 5$; $h_y = 1$; $\delta^* = \delta = 0,1$; различия отражены параметрами δ^* , δ , ρ^* и ρ : 1 - $\rho^* = \rho = 0,1$; 2 - $\rho^* = \rho = 0,2$; 3 - $\rho^* = \rho = 0,3$; 4 - $\rho^* = \rho = 0,4$; 5 - $\rho^* = \rho = 0,5$; 6 - $\rho^* = \rho = 0,6$; 7 - $\rho^* = \rho = 0,7$; 8 - $\rho^* = \rho = 0,8$; 9 - $\rho^* = \rho = 0,9$.

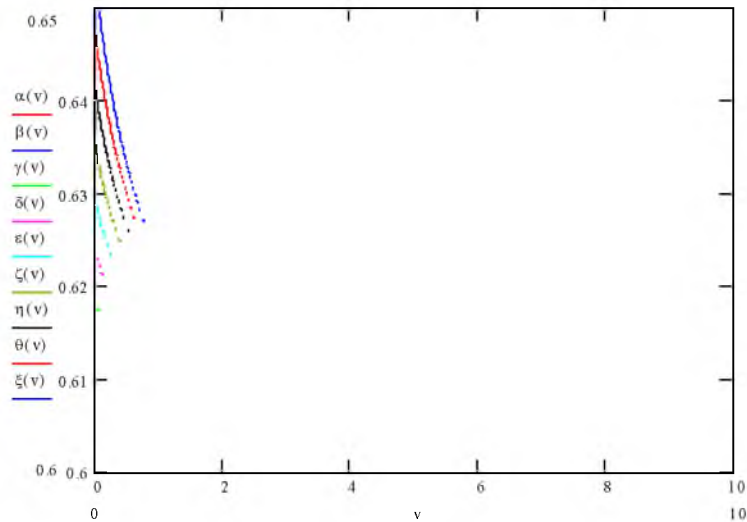


Рис. 2.7. Кинетические характеристики Герси-Штрибека; расчет проведен по уравнению (2.13) с учетом (2.17.а,б). Для 9 зависимостей (нумерация снизу при нулевой скорости) $v_0 = 1$; $\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 1$; $k_x = 2$; $h_x = 5$; $h_y = 1$; $\delta^* = \delta = 0,2$; различия отражены параметрами δ^* , δ , ρ^* и ρ : 1 - $\rho^* = \rho = 0,1$; 2 - $\rho^* = \rho = 0,2$; 3 - $\rho^* = \rho = 0,3$; 4 - $\rho^* = \rho = 0,4$; 5 - $\rho^* = \rho = 0,5$; 6 - $\rho^* = \rho = 0,6$; 7 - $\rho^* = \rho = 0,7$; 8 - $\rho^* = \rho = 0,8$; 9 - $\rho^* = \rho = 0,9$.

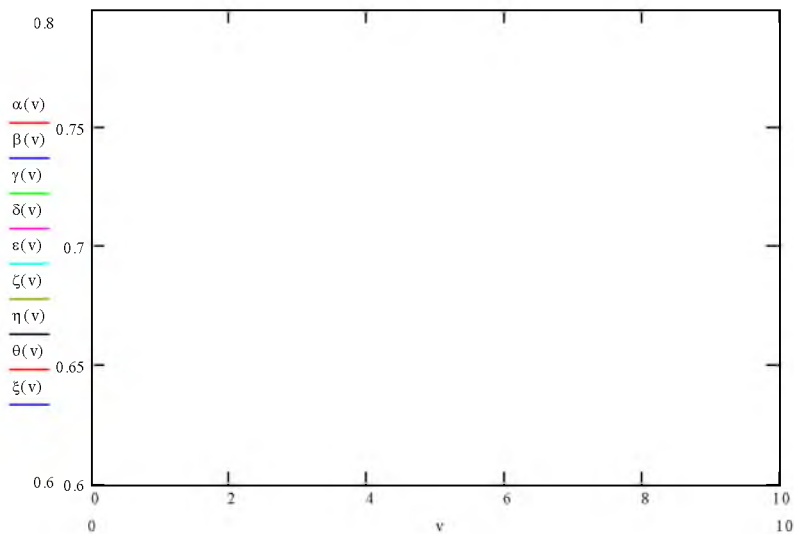


Рис. 2.8. Кинетические характеристики Герси-Штрибека; расчет проведен по уравнению (2.13) с учетом (2.17.а,б). Для 9 зависимостей (нумерация сверху) $v_0 = 1$; $\alpha_0 = 0,6$; $A_0 k_y^2 = 1$; $k_x = 2$; $h^* = 5$; $h = 1$; $\rho^* = \rho = 0,1$; различия отражены параметрами δ^* и δ : 1 - $\delta^* = \delta = 0,9$; 2 - $\delta^* = \delta = 0,8$; 3 - $\delta^* = \delta = 0,7$; 4 - $\delta^* = \delta = 0,6$; 5 - $\delta^* = \delta = 0,5$; 6 - $\delta^* = \delta = 0,4$; 7 - $\delta^* = \delta = 0,3$; 8 - $\delta^* = \delta = 0,2$; 9 - $\delta^* = \delta = 0,1$.

Таким образом, представление процесса трения как трансформация внешней механической энергии во внутреннюю энергию системы взаимодействующих материалов, проявляющаяся как движущая сила, определяющая образование и рост ядер адгезии, которые с достаточной степенью сходимости описываются уравнениями топохимической кинетики, создает предпосылки для задания экспериментальных зависимостей в форме теоретических. Данные зависимости перекрывают полностью исследованный различными авторами диапазон зависимостей коэффициента трения от скорости взаимного перемещения поверхностей трения, включая классические зависимости Герси-Штрибека, а также мало согласованные зависимости при сверхнизких скоростях перемещения.

В соответствии с моделью действие смазочных материалов заключается в препятствовании развитию реакции перехода зародышей в растущие ядра (соответствующее уменьшению кинетической константы k_x) и снижению интенсивности роста ядер (соответствующее уменьшению кинетической константы k_y). Такой механизм действия многокомпонентного смазочного материала согласуется с выводами авторов [108,172,196] и включает стадии сорбции и массопереноса активных компонентов среды, например, присадок и ПАВ, блокирующих активный центр. При адсорбции происходит понижение поверхностной энергии в целом, что можно отнести и к понижению энергии зародышей или активных центров (дефектов структуры). Интенсивность массопереноса определяется гидродинамикой приповерхностного слоя смазочного материала, температурой, коэффициентами диффузии активных компонентов среды и др.

Данный подход имеет возможности развития с целью теоретического обоснования и описания процессов роста силы трения покоя и динамических характеристик процессов взаимодействия материалов, в случаях, когда сила (коэффициент) трения определяется не только скоростью, но и ускорением. Применением термодинамических закономерностей и законов массопереноса,

принятые в модели положения, например, об уменьшении энергий активации как для реакции перехода зародышей в ядра, так и для реакции разрастания ядер при повышении скорости относительного перемещения поверхностей могут уточняться. Данная модель согласуется с суждениями [79], положенными в основу статической характеристики трения. В дополнение к представленным исследованиям в приложении 2 настоящей работы представлены материалы подробного анализа качественного поведения математической модели топахимической кинетики твердофазной реакции взаимодействия перемещающихся поверхностей.

2.3. КОМПЬЮТЕРНАЯ ВАЛИДАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ

В концепции трибохимической кинетики разный вид зависимостей коэффициента трения от скорости скольжения обуславливается соотношением скоростей активации и роста двумерных зародышей. Проверка и обоснование основных положений этой концепции были выполнены при валидации математической модели трибохимической кинетики с использованием литературных экспериментальных данных. Предполагалось, что кинетические параметры модели являются подгоночными параметрами. Расчет их значений путем подгонки экспериментальных и теоретических зависимостей дает возможность последующей физико-химической интерпретации результатов валидации. Для целей валидации была разработана компьютерная программа [95, 96], отработку которой проводили по экспериментальным данным, приведенным в [78].

Чаще всего используются эмпирические формулы зависимости коэффициента трения от скорости скольжения, которые имеют характерный вид падающих или возрастающих характеристик [78]. При этом общий случай – зависимость коэффициента трения от скорости перемещения взаимодействующих поверхностей имеет четко выраженный экстремум (максимум). Отмечено, что аналогично с трением покоя, для больших удельных давлений на поверхности

контакта материалов коэффициент трения всегда ниже, чем для низких давлений. Максимум зависимости коэффициента трения от скорости взаимного перемещения поверхностей смещается в сторону начала координат при повышении давления. Это явление объясняется тем, что максимум определен гистерезисными потерями, появляющимися при трении в результате деформации материалов.

Пример валидации разработанной модели трибохимической кинетики внешнего трения по эмпирическим данным И.В. Крагельского [78] иллюстрируем результатами расчетов, которые представлены в виде графиков и в форме векторов кинетических констант. Параметры уравнения (2.13) обозначены соответственно таблице 2.1. При этом для начального анализа обосновано применение линейной зависимости функции активации: $g(v) = av + b$.

Таблица 2.1

η_1	η_2	η_3	η_4	$2\eta_5$	η_6	η_7	η_8	η_9	η_{10}
α_0	$A_0 k_{0,y}^2$	v_0	h	$2h_y$	$E_{A,y}$	δ_y	a	b	$E_{T,y}$

Продолжение таблицы 2.1

η_{11}	η_{12}	η_{13}	η_{14}	η_{15}	η_{16}	η_{17}	η_{18}	η_{19}
ρ_y	$k_{0,x}h$	h_x	$E_{A,x}$	δ_x	$E_{T,x}$	ρ_x	параметр масштаба	параметр сдвига

Уравнение (2.13) в соответствии с принятыми обозначениями принимает вид

$$\alpha = [1 - (1 - \eta_1) \exp\{F(\eta_i)(1 - \exp\{G(\eta_i)\})\}] \eta_{18} + \eta_{19}; \quad (2.18.a)$$

$$F(\eta_i) = -\eta_2 \left(\frac{\eta_4}{v + \eta_3} \right)^2 \exp \left\{ -\frac{2\eta_5 [\eta_6 - \eta_7 (\eta_8 v + \eta_9)]}{\eta_{10} + \eta_{11} (\eta_8 v + \eta_9)} \right\}; \quad (2.18.b)$$

$$G(\eta_i) = -\frac{\eta_{12}}{v + \eta_3} \exp \left\{ -\frac{\eta_{13} [\eta_{14} - \eta_{15} (\eta_8 v + \eta_9)]}{\eta_{16} + \eta_{17} (\eta_8 v + \eta_9)} \right\}. \quad (2.18.b)$$

Результаты валидации зависимости коэффициента трения от скорости взаимного перемещения поверхностей при разных удельных давлениях нагружения по эмпирическим данным И.В. Крагельского [78], представлены на рисунке 2.9; часть обсуждения результатов – в приложении 2 диссертационной работы.

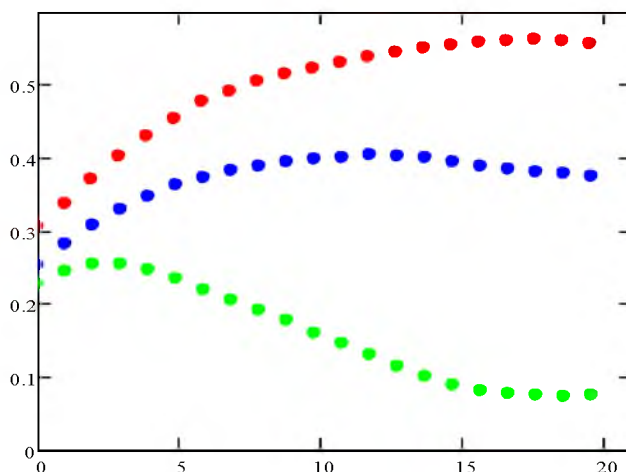


Рис. 2.9. Зависимость коэффициента трения от скорости относительного перемещения поверхностей при разных удельных давлениях по экспериментальным данным И.В. Крагельского [78]

Результаты валидации модели для низких удельных давлений нагружения поверхности представлены на рисунке 2.10. Анализ таблицы 2.2 обнаруживает, что лучшие результаты аппроксимации (№ 2, № 3, № 16, № 18, № 23 и № 28) могут быть причислены к двум группам, где все параметры (кроме θ_{11}) имеют незначительные отличия. 1 группа - № 2, № 16, № 28; вторая - № 3, № 18, № 23. Однако значения параметра θ_{11} у аппроксимаций, входящих в них, не совпадают. По значениям параметра θ_{11} выделяются следующие группы: (а), с аппроксимациями № 2, № 3, № 28, и (б), куда входят аппроксимации № 16, № 18, № 23. Таким образом, можно выделить 4 группы валидаций: 1.а (№ 2, № 28); 1.б (№ 16); 2.а (№ 3); 2.б (№ 18, № 23).

Таблица 2.2

Результаты расчета параметров модели («низкое» удельное давление)

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
2*	0,72	0,54	0,14	0,54	0,96	0,07	0,33	2,45	2,36	3,08	0,01	0,44
16*	0,72	0,58	0,14	0,62	1,06	0,08	0,48	2,41	2,20	3,25	0,25	0,42
28*	0,71	0,54	0,14	0,53	0,98	0,07	0,34	2,41	2,34	3,21	0,00	0,41
3*	0,70	1,11	0,52	1,16	2,81	0,16	0,80	4,96	8,26	10,76	0,01	1,05
18*	0,73	1,11	0,53	1,15	2,45	0,16	0,84	78,53	9,00	6,06	1,00	0,89
23*	0,70	1,11	0,51	1,17	2,81	0,16	0,80	5,03	100,06	5,32	1,00	1,03

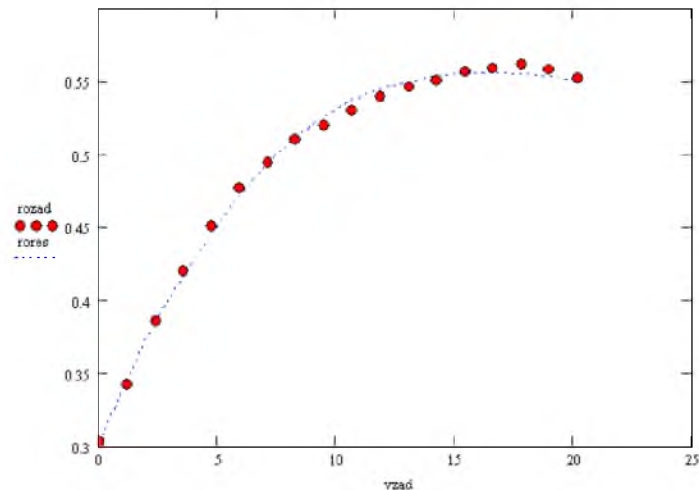


Рис. 2.10. Пример подтверждения достоверности результатов аппроксимации эмпирических зависимостей коэффициента трения скольжения от скорости для низких удельных давлений нагружения (по результатам таблицы 2.2, № 3)

Представленные результаты обнаруживают существование четырех сценариев последовательности процессов, которые обеспечивают сходные зависимости коэффициента силы трения от скорости взаимного перемещения поверхностей. Например, удовлетворительное смачивание и скорость растекания смазочной среды (параметр θ_3) могут компенсироваться высоким значением параметров θ_2 и θ_8 , определяющих значимость шероховатости поверхности взаимодействующих материалов в форме параметра h , который характеризует линейную геометрию пятна контакта (это аналогично вытекает из представления $t/(v+v_0)$), и наоборот.

Результаты валидации эмпирических данных со «средним» удельным давлением на поверхности трения при нагружении представлены в таблице 2.3. Для этих результатов установлено существование двух групп данных: первая - № 1 - № 7, вторая - № 11 - № 24. Группы данных, в целом, отличаются по значениям параметра θ_8 . Основным фактором, определяющим значимость данного параметра, является характер влияния шероховатости поверхностей материалов на скорость процесса активации образования зародышей ядер адгезионного схватывания.

Существенное отличие в значениях параметра θ_8 в группах данных объясняется тем, что определяемый параметром θ_8 процесс, компенсируется другими значимыми факторами. Такими факторами, например, могут являться: воздействие шероховатости на интенсивность роста ядер адгезионного схватывания (параметр θ_2 ; аппроксимации № 1, № 2); интенсивность растекания смазочного материала (θ_3 ; № 5); энергия активация роста ядер адгезионного схватывания (θ_5 ; № 7). Пример подтверждения достоверности результатов аппроксимации эмпирических зависимостей представлен на рисунке 2.11.

Таблица 2.3

Результаты расчета параметров модели («среднее» удельное давление)

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
1*	0,75	1,11	0,55	1,05	2,90	0,18	0,63	4,93	9,00	5,92	0,01	0,92
2*	0,75	10,32	0,59	0,70	4,71	0,20	0,68	4,88	9,00	6,20	0,01	0,87
5*	0,75	0,12	10,37	1,37	1,57	0,170	0,60	5,00	9,00	5,50	0,01	1,00
7*	0,75	0,07	0,70	1,07	0,53	0,12	0,47	4,99	9,00	5,56	0,01	1,00
11*	0,75	0,12	0,56	1,31	1,29	0,16	0,57	67,40	9,00	6,64	0,01	0,79
12*	0,75	0,12	0,62	1,34	1,35	0,17	0,56	188,74	9,00	7,24	0,01	0,67
18*	0,75	0,12	0,62	1,34	1,31	0,17	0,58	188,77	19,98	7,24	0,01	0,67
21*	0,75	0,12	0,66	1,41	1,38	0,18	0,60	192,00	9,00	6,01	0,01	0,79
23*	0,75	0,12	0,66	1,42	1,25	0,18	0,64	192,14	9,00	5,99	0,10	0,80
24*	0,75	0,12	0,52	1,29	1,33	0,16	0,55	200,00	9,00	5,00	0,10	0,00

Таким образом, можно констатировать, что значениями различных параметров можно достигать определяемого ситуационной необходимостью результата, т.е. управления процессами трения и, в конечном итоге, живучестью системы.

Результаты валидации по эмпирическим данным с высоким удельным давлением на поверхности трения при нагружении представлены в таблице 2.4. Пример подтверждения достоверности результатов аппроксимации эмпирических зависимостей представлен на рисунке 2.12.

Результаты валидации модели показывают, что существенное отличие от предшествующих заключается в значимом росте параметра θ_{11} , определяющего степень нагрева зоны взаимодействия материалов. То есть повышение удельного давления на поверхности при трении выше определенного значения приводит к значимому росту температуры взаимодействующих материалов: отличие параметра θ_{11} на 10^4 .

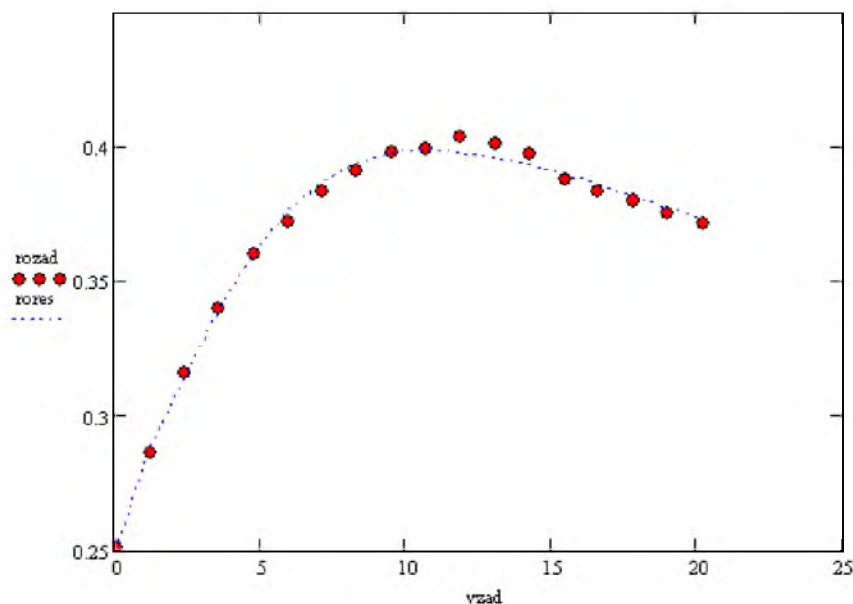


Рис. 2.11. Результаты удовлетворительных аппроксимаций № 1, № 2, № 5, № 7, № 11, № 12, № 18, № 21, № 23, № 24 (по таблице 2.3)

Таблица 2.4

Результаты расчета параметров модели («высокое» удельное давление)

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
2*	0,99	0,87	0,45	1,04	1,35	0,18	0,62	5,98	10,16	3,79	100,44	1,20
3*	1,00	0,87	0,45	1,02	1,30	0,17	0,62	5,94	10,15	3,91	100,31	1,19

При валидации математической модели по эмпирическим данным [78] с высоким удельным давлением на поверхности трения при нагружении отмечено, что при существенных скоростях аппроксимационные зависимости и результаты экспериментов отличаются. Вероятно, что это связано с необходимостью уточнения модели, например, заменой линейной зависимости разогрева с повышением скорости взаимного перемещения на квадратичную.

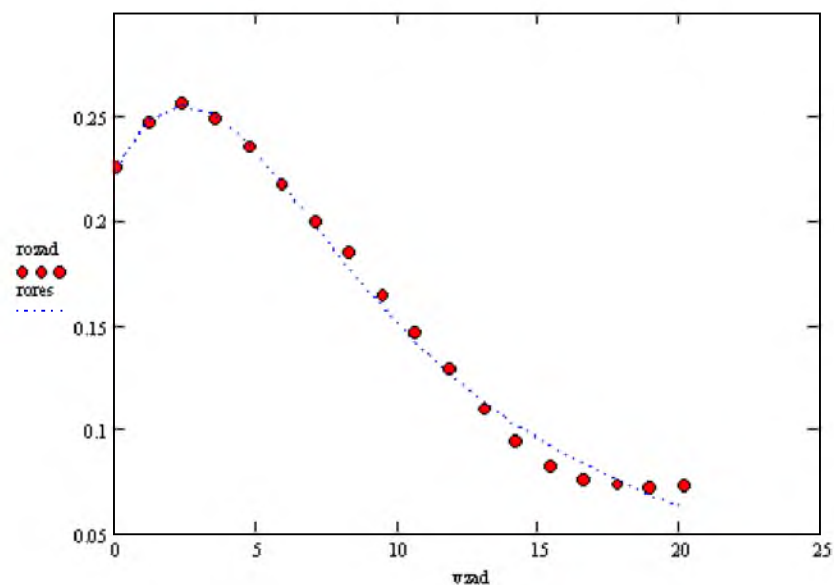


Рис. 2.12. Результаты оценки достоверности валидации № 2 и №3

(таблица 2.4)

Валидация разработанных моделей по эмпирическим данным [78] для разных удельных давлений на поверхности при нагружении трением показы-

вает, что переход от низкого удельного давления к «среднему», и далее - высокому, приводит к изменениям, прежде всего, связанных со значением параметров θ_I и θ_{II} . Можно сделать предположение, что в основе изменений зависимостей коэффициента (силы) трения от скорости взаимного перемещения поверхностей, лежат процессы, прежде всего, связанные с деформацией и повышением температуры поверхности. Один процесс приводит к механической активации поверхности взаимодействующих материалов, другой – к термической.

В данном исследовании не ставилась задача определения связи численных значений параметров в форме кинетических констант, однако показано, что такая задача может быть решена в практике применения моделей. Показано, что разработанные модели дают возможность интерпретации суждений по механизмам управления процессами, определяющими механизмы образования и роста ядер схватывания, их влиянием на параметры трения и, соответственно, дают возможность управления процессами, от которых зависит (в конечном итоге) износостойкость материалов – живучесть стволов - баллистические характеристики артиллерийских систем.

В приложении 2 данной работы обсуждены результаты валидации математической модели для других более сложных случаев, которые подтверждают ее работоспособность для целей, определенных в диссертационном исследовании.

Таким образом, установлено, что математическая модель дает возможность отображать сложные зависимости между коэффициентом трения и скоростью относительного перемещения поверхностей взаимодействующих материалов при трении с определением границ падения и роста параметров, значений экстремумов функций и др.

Исследования подтвердили возможность оценки вклада различных трибохимических процессов в их логическую последовательность с учетом их сходства с изотермическими или адиабатическими процессами. Компьютерная валидация модели трибохимической кинетики внешнего трения в форме

обратной задачи кинетики дает качественно и количественно правдоподобную информацию о зависимости силы трения от варьируемых параметров модели. Эта информация поддается обоснованной интерпретации в рамках положений физико-химической механики.

2.4. ФРИКЦИОННЫЕ АВТОКОЛЕБАНИЯ – МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НА ОСНОВЕ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Вибрация оружейных стволов является одной из характеристик, определяющих тактико-технические данные артиллерийских систем [5]. В то же время часто причиной возникновения вибрации являются фрикционные автоколебания [5]. Поскольку движение снаряда по каналу ствола связано с преодолением значительных сил трения, можно предположить, что такие условия способствуют возникновению фрикционных автоколебаний. Они могут проявляться в виде неравномерного (прерывистого) движения снаряда по каналу ствола, особенно ближе к его дульному срезу. В свою очередь такой характер трения приводит к повышенному износу. При достаточно большом износе и других отклонениях условий выстрела от штатных (например, нештатном изменении свойств заряда) наличие фрикционных автоколебаний фиксируется в виде периодической картины износа канала ствола вблизи дульного среза (рис. 2.13, 2.14 [5]).

Предполагаемые фрикционные автоколебания снаряда при движении в канале ствола существенно отличаются от фрикционных автоколебаний, фиксируемых во многих механических системах. Классические фрикционные автоколебания представляют собой колебания, которые накладываются на одностороннее поступательное движение. При этом часть периода скорости относительного движения являются разнонаправленными (состояние «скачка»). При движении снаряда в канале ствола такой режим колебаний не может реализоваться (у снаряда нет обратного хода). Если в классической фрикционной

автоколебательной системе скачок происходит по причине большого растяжения (или сжатия) пружины в «примере Ван-дер-Поля», то при движении снаряда эту функцию выполняет сжатый газ. При прорыве пороховых газов, связанного с износом канала ствола, давление сжатого порохового газа будет изменяться, что эквивалентно изменению натяжения пружины в примере «Ван-дер-Поля».

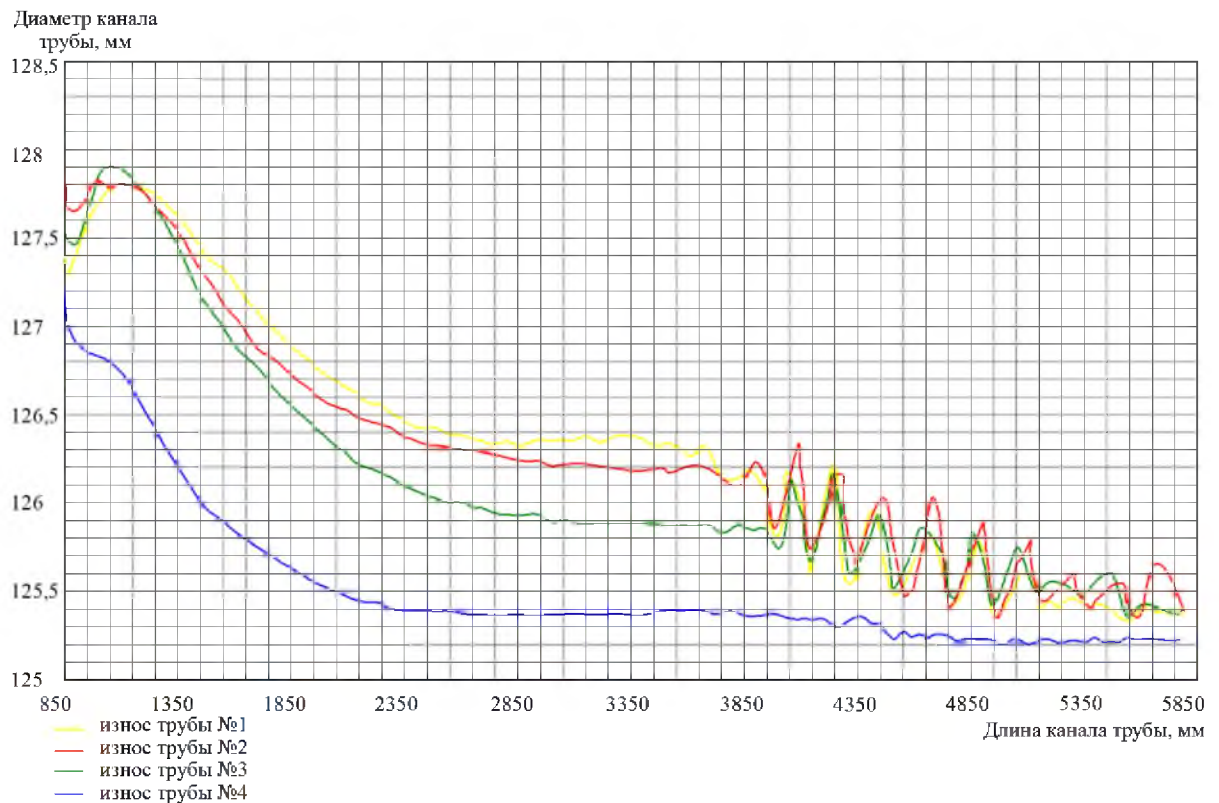


Рис. 2.13. Графики зависимости диаметра канала ствола по его длине [5]

По характеру движения этот режим фрикционных автоколебаний снаряда в канале ствола близок к режиму торможения. Фрикционные автоколебания при торможении, которые сопровождаются «визгом тормозов», часто приводятся в качестве классического примера этого явления.

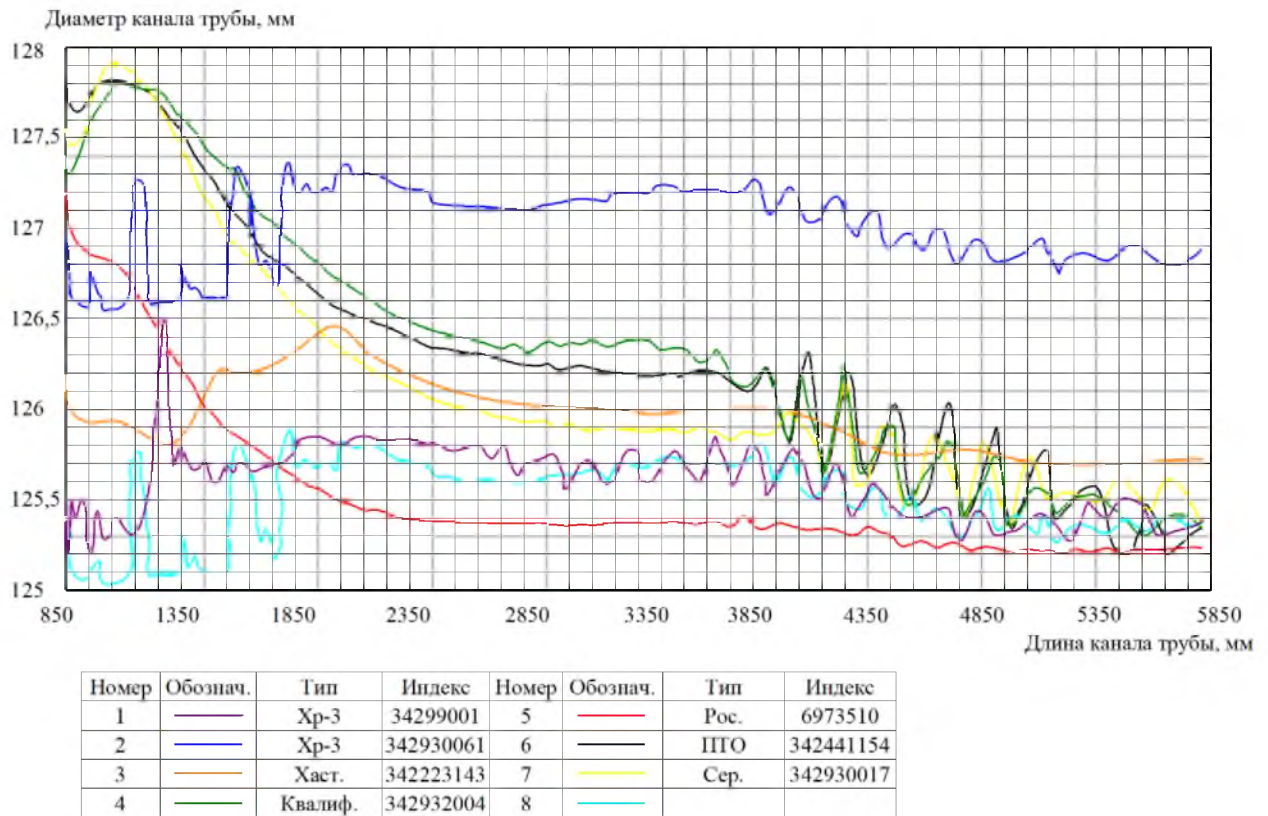


Рис. 2.14. Результаты эксперимента с 125-мм танковыми орудиями с различными стволами [5]

В связи с этим решение задачи повышения живучести артиллерийских стволов имеет как одну из подзадач задачу изучения фрикционных автоколебаний. Современные подходы к математическому моделированию фрикционных автоколебаний, как показал литературный обзор, представленный в [89], связаны, прежде всего, с решением конкретных прикладных задач. В то же время основополагающие вопросы причин возникновения фрикционных автоколебаний остаются без ответа.

Попытки объяснения причин возникновения фрикционных колебаний предпринимались ранее [79], но их нельзя признать удовлетворительными, поскольку эти объяснения порождают встречные вопросы, на которые ответа не было дано. Так, еще в [22] Ф.П. Боуденом и Д. Тейбором отмечалось, что и при идеальной жесткости системы взаимодействия материалов микронеровности их поверхностей остаются способными к упругим микродеформациям.

Поэтому упругость вершин неровностей может быть одной из причин возникновения автоколебаний.

Однако здесь может быть поставлен вопрос о том, почему же микроявления приводят к макроскопическим проявлениям, почему не происходит усреднение микроявлений. Тот же вопрос может быть поставлен и к качественному описанию неустойчивости трения, которое дали Крагельский И.В. и Гитис Н.В. [79]. Это описание сводится к тому, что дискретность контакта взаимодействующих поверхностей на мезоуровне приводит к тому, что диссипативный процесс трения, названный в работе [74, 75] прерывистым, всегда проявляется как неустойчивым на микроуровне. Постоянное упругое и неупругое импульсное передеформирование микронеровностей, участков поверхностей и микрообъемов поверхности вместе с конкурирующими процессами, приводящими к ее активации, пассивации, изнашиванию и регенерации тонких пленок обуславливают широкополосную динамическую нагруженность контакта при трении. Частоты этих микровибровозбуждений соразмерны частотам собственных колебаний механической части системы, что предопределяет взаимовлияние динамических процессов в зоне трения и в механической системе (по-видимому, это неверное представление, поскольку частоты на микроуровне и на макроуровне – несопоставимы). Предполагается, что при малых скоростях скольжения возможно перерастание этого потока микроколебаний в макроколебания, создающие неустойчивость трения на макроуровне. Соответственно скольжение из равномерного может перейти в неравномерное. Эти вопросы приводят к другому вопросу: каким образом происходит синхронизация микроколебаний. Это, в свою очередь, может дать формулировку тех задач, которые рассмотрены в других разделах теории колебаний, в частности к задачам о синхронизации колебаний и затягивании частоты. Для подобного представления, по-видимому, следует полагать, что наиболее правдоподобной является описание явления, данное в работах Кудина В.А. [82, 83], где принимается модельная схема расположения идеально жесткого ползуна на микропружинах, моделирующих микровыступы.

Таким образом, весь этот комплекс и теоретических, и экспериментальных работ, большое число испытаний позволили выработать некоторую инженерную позицию, дающую возможность использовать ее в качестве рекомендаций при проведении дальнейших исследований и инженерных разработок. Эту позицию отчетливо сформулировали авторы [79].

Для устранения или допустимого снижения уровня фрикционных автоколебаний применяют разнообразные методы, которые могут быть разделены на две большие группы: методы, направленные на совершенствование триботехнических характеристик материалов, и методы, влияющие на упруго-диссипативные характеристики системы взаимодействия в целом. Снижение фрикционных автоколебаний возможно с помощью и тех, и других методов, но полное устранение возможно только методами первой группы.

Методы улучшения триботехнических характеристик путем предотвращения перепада трения на участках фактического касания основывается на снижении уровня трения, например, механической или гидравлической разгрузкой, либо на снижении изменения трения в различных режимах работы, например, синтезом на поверхности пленок, устойчивых к внешним воздействиям. Большинство методов первой группы включают оба фактора и предусматривают четыре пути воздействия: на геометрию и кинематику контакта; на способ смазывания и смазочный материал; на конструкционный материал; на качество рабочих поверхностей.

К методам улучшения упруго-диссипативных характеристик фрикционной системы относится, прежде всего, повышение жесткости механической системы, в особенности последнего звена привода. Повышение жесткости механизмов подачи, например, станков, достигается за счет: сокращения длины цепи подачи; повышения редукции на последнем звене; применения достаточно жестких валов; применения жестких планок для опор ходовых винтов и т.п.; применения предварительного натяга упорных подшипников.

Диссипативные характеристики механических систем определяются конструкционным демпфированием в неподвижных стыках и демпфированием в материалах. Конструкционное демпфирование обусловлено трением покоя при микросмещениях поверхностей, а рассеиваемая при этом энергия пропорциональна квадрату амплитуды, что дает возможность учета в форме линейного вязкого трения. Демпфирование в материалах связано со способностью материалов рассеивать энергию механических колебаний в форме внутреннего трения, которое обусловлено микропластическими деформациями в объеме материала. В кристаллических материалах демпфирование связано с движением дефектов кристаллической решетки, но его удельная мощность (потери энергии за период колебаний) обычно менее 2 %. Разработаны специальные полимерные, металлические и композиционные материалы с повышенной демпфирующей способностью. Применяются также дополнительные демпфирующие устройства.

Все это говорит о повышенном интересе к фрикционным колебаниям. Другая сторона проблемы фрикционных автоколебаний связана с износом. При малых скоростях скольжения, особенно в моменты остановок, велико адгезионное схватывание поверхностей фрикционного контакта, что часто приводит к заеданиям и, как следствие, вырыванию и диспергированию поверхностного слоя. Еще одна сторона проблемы связана с теорией фрикционных автоколебаний. Как правило, теоретически фрикционные автоколебания исследуются на математической модели Ван-дер-Поля (скачкообразное движение тела, закрепленного пружиной у неподвижной стенки и лежащего на движущейся с постоянной скоростью транспортной ленте).

Таким образом, анализ проблемы фрикционных автоколебаний, современного состояния теории этого явления и методов математического моделирования позволяет сделать следующие выводы.

Практическое большинство работ, связанных с математическим моделированием фрикционных автоколебаний, связано с применением примера Ван-дер-Поля. При этом в данных моделях функция, описывающая диссипацию

энергии при трении, чаще всего не несет физико-химической и механохимической смысловой нагрузки.

Анализ методов формализации математических моделей фрикционных автоколебаний обнаружил, что для описания колебательных свойств триботехнической системы необходимо было отказаться от трактовки сухого трения, как кулоновского, когда коэффициент (сила) трения не зависит от скорости взаимного перемещения поверхностей, а принять снижение кинетической характеристики, когда, по крайней мере, коэффициент статического трения превышает коэффициент динамического (кинетического) трения.

Анализ экспериментальных работ, посвященных фрикционным автоколебаниям, показал, что проявление фрикционных автоколебаний обеспечивается только снижением кинетической характеристикой трения. Режимы и параметры фрикционных автоколебаний определяются скоростью взаимного перемещения поверхностей, жесткостью пружины (в механизме возврата привода), удельной нагрузкой на поверхности трения, моментом инерции движения и характеристиками смазочного материала.

Математическая модель фрикционных автоколебаний для того, чтобы быть основой, например, вибрационной и акустической триботехнической диагностики должна содержать наиболее полную характеристику триботехнической системы, с позиций физико-химической механики, механохимии, физической химии и химической физики, и давать прогностические зависимости, не противоречащие экспериментам.

2.4.1. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ С УЧЕТОМ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ТРЕНИИ

Фрикционные автоколебания трибосистемы возникают в случае, если кинетическая характеристика, определяемая отношением коэффициента (силы) трения и скорости относительного перемещения взаимодействующих

поверхностей, имеет соответствующий вид (п. 2.1, п. 2.2): при повышении скорости в начальный момент значение коэффициента трения падает, затем поднимается.

Подобного типа кинетические характеристики рассмотрены в п. 1.1, п. 2.2, а их валидация в п. 2.3. Предложенные кинетические характеристики трения качественно подобны тем, которые требуются для возникновения фрикционных автоколебаний. Задача дальнейших исследований заключается в изучении подобия наблюдаемых в эксперименте закономерностей и закономерностей, получаемых расчетным путем на качественном уровне, т.е. необходимо проследить тенденции, которые наблюдаются при изменении параметров триботехнической системы.

Обзор экспериментальных результатов [89] позволил установить, что характер фрикционных автоколебаний в основном прослеживается по частоте и амплитуде автоколебаний, кроме того, иногда упоминаются характерные времена остановки или скачка. Основными параметрами, определяющими специфику фрикционных автоколебаний, как описано выше, являются скорость взаимного перемещения поверхностей, жесткость пружины (в механизме возврата привода), удельная нагрузка на поверхности трения, масса или момент инерции движения.

Влияние на характер фрикционных автоколебаний смазочных материалов – их характеристик, устанавливается только на качественном уровне путем сравнения конкретных смазочных материалов. Иногда в качестве характеристики смазочного материала фигурирует вязкость. Хольм Р. В [187] опровергает, что этот параметр однозначно характеризует смазочный материал.

В связи с этим в рамках исследований трибохимической кинетики внешнего трения была поставлена задача на математической модели фрикционных автоколебаний проследить влияние на характер автоколебаний, прежде всего, перечисленных параметров, а затем перейти к изучению влияния других пара-

метров автоколебательной системы, которые не фиксировались ранее в эксперименте, но влияние которых может быть прослежено на математической модели.

В математических моделях фрикционных автоколебаний обычно зависимость коэффициента (силы) трения от скорости взаимного перемещения поверхностей аппроксимируется кубической параболой [177]

$$F(u) = q(\text{sign}(u) - \alpha_1 u + \alpha_3 u^3), \quad u = v - \dot{x} \quad (2.19)$$

здесь $\text{sign}(u) = 1$ (сигнатура) при $v > \dot{x}$ и $\text{sign}(u) = -1$ при $v < \dot{x}$; v - скорость ленты, $\dot{x}$ - скорость тела на ленте в лабораторной системе координат, u - скорость тела относительно ленты; q , α_1 и α_3 - постоянные (по модулю); q - множитель, пропорциональный силе нормального давления на ленту (в «примере Ван-дер-Поля»; рассмотрен ниже), $q = mgf$ (m - масса тела, g - ускорение свободного падения, f - коэффициент сухого трения). При относительном покое - тело относительно ленты не движется, при $v = \dot{x}$ справедливо неравенство $-q \leq F(u) \leq q$.

Однако подобная аппроксимация является формальной, а параметры зависимости не отражают тех процессов, которыми сопровождается трение. Особенно это касается констант α_1 и α_3 , которые собственно и задают характер автоколебаний. В рамках этих моделей результаты эксперимента только отчасти поддаются интерпретации с позиций трибологии и физико-химической механики.

Для уточнения различий следует кратко повторить основные положения концепции кинетики трибохимических процессов. Схватывание в области адгезионных ядер на пятнах фрикционного контакта представляется как твердофазная реакция, описываемая зависимостями топохимической кинетики в движущейся среде. При этом в модели фигурируют скорость перемещения и скорость реакции адгезионного схватывания. Существование активных центров (зародышей), трансформирующихся в постоянно растущие ядра схватывания, определяет процессы их разрастания и стохастических процессов перекрытия.

Образование и разрушение этих ядер, как твердофазная химическая реакция происходит при перемещении и взаимодействии поверхностей, что соответствует моделям, описывающим химические реакторы. Отличительной особенностью является двумерность реактора, поскольку реакции происходят на поверхности.

Одно из полученных выше уравнений (2.13) выглядит следующим образом

$$\alpha = 1 - (1 - \alpha_0) \exp \left\{ -A_0 k_y^2 t^2 \left[1 - \exp \{ -k_x t \} \right] \right\}. \quad (2.20)$$

Согласование переменных t и v (v - скорость относительного перемещения поверхностей) определяется следующим образом: $t = z/(v + u_0)$, где z - характерный размер - длина пятна по направлению движения, u_0 - параметр устанавливается соотношением $u_0 = (z/t) - v$; этот параметр интерпретируется, как скорость захлопывания ювенильных участков поверхности взаимодействия после активации и разрушения (пропорционального v) адгезионных ядер схватывания, т.е. как характеристика интенсивности процессов смачивания и растекания смазки. То есть характеризует свойства смазочного материала, который в результате растекания препятствует росту ядер адгезионного схватывания. Этот процесс характеризуется своей кинетикой, но в целях упрощения модели принимаем за основную характеристику параметр постоянным для определенных режимов трения.

При формировании модели предположено, что взаимодействие материалов при трении происходит в условиях промежуточных между изотермическими и адиабатическими. Это условие отражается весовыми коэффициентами, характеризующими преобразование внешней энергии в термическую и химическую – в виде активации поверхности взаимодействия материалов. При этом генерация ядер адгезии и последующее их разрушение приводит к нарастающей активации. В этом процессе создается новая в энергетическом плане поверхность с большей концентрацией дефектов, являющихся активными центрами.

В модели принято, что данный процесс отражается закономерностью уменьшения энергии активации генерации зародышей в прямой зависимости от скорости взаимного перемещения поверхностей, как определенной функции скорости ($k_x = k_x(v)$). По аналогии для константы скорости роста ядер адгезии ($k_y = k_y(v)$), так как поверхностная энергия в ходе разрушения ядер будет повышаться, и кинетически проявляться в повышении скорости распространения реакции при росте новых ядер.

Диссипация внешней (механической) энергии приводит к повышению температуры в зоне взаимодействия поверхностей трения в силу термодинамической необратимости генерации и роста ядер адгезии, а также при их разрушении. Данный процесс представлен в модели как локальное увеличение температуры в зоне контакта поверхностей ($T = T(v)$).

Используя уравнение Аррениуса, представим константу скорости химической реакции в обобщенном виде

$$k_x = k_{0,x} \exp \left\{ -\frac{h_x [E_{A,x} - \delta_x g(v)]}{E_{t,x} + \rho_x g(v)} \right\}; \quad k_y = k_{0,y} \exp \left\{ -\frac{h_y [E_{A,y} - \delta_y g(v)]}{E_{t,y} + \rho_y g(v)} \right\}. \quad (2.21)$$

В этом уравнении $E_{A,x}$ - энергия активации зародыша при переходе в ядро адгезии (поверхность, не активированная трением), $E_{T,x}$ - термический потенциал, $g(v)$ - функция вклада внешней энергии при ее трансформации: $\delta_x g(v)$ - трансформация механической энергии в энергию дефектов, $\rho_x g(v)$ - трансформация механической энергии в термическую энергию. Для качественной оценки исследуемых зависимостей принято $\delta_x + \rho_x = 1$ и $g(v) = av + b$ ($a, b - const$); δ_x и ρ_x - коэффициенты, отражающие соответствие условий изотермическим или адиабатическим. Для близких к изотермическим условиям принимаем $\rho_x \approx 0$ и $\delta_x \approx 1$; для адиабатических - $\rho_x \approx 1$ и $\delta_x \approx 0$ $\delta_x \cong 0$. При данной трактовке все свойственные зависимости силы (коэффициента) трения от скорости взаимного перемещения контактирующих при трении поверхностей могут описываться едиными закономерностями.

Валидация разработанных моделей по эмпирическим данным (п. 2.3) для разных удельных давлений на поверхности при нагружении трением показывает, что в основе изменений зависимостей коэффициента (силы) трения от скорости взаимного перемещения поверхностей лежат процессы, прежде всего, связанные с деформацией и повышением температуры поверхности. Один процесс приводит к механической активации поверхности взаимодействующих материалов, другой – к термической.

Математическая модель фрикционных автоколебаний, как правило, строится на примере механической системы («пример Ван-дер-Поля»), в которой могут возникать самовозбуждающиеся колебания – автоколебания [177]. Эта механическая система, схематично представляется в виде следующей конструкции. Тело (ползун) находится на шероховатой транспортной ленте, которая движется со скоростью v . Ползун прикреплен к неподвижной точке упругой пружины, создающей упругую силу, изменяющуюся по линейному закону (по закону Гука; тело Гука). Если скорость ленты v выбрана соответствующим образом, то, ползун не будет находиться в покое, а будет совершать прерывистые колебания. Такое поведение ползуна связано с тем, что сила сухого трения (или кулонова трения) между ползуном и лентой не будет постоянной величиной, а будет изменяться в зависимости от скорости скольжения $\dot{x}$ ползуна относительно ленты: $\varphi(\dot{x})$. Пока ползун находится в покое относительно ленты ($\dot{x} = 0$), сила трения возрастает, оставаясь в каждый момент равной приложенной внешней силе. Когда внешняя сила достигает определенного критического значения силы трения, происходит движение ползуна относительно ленты, причем сила трения будет уменьшаться при возрастании $|\dot{x}|$, а при достаточно большом значении $|\dot{x}|$ - увеличиваться. Направления силы трения $\varphi(\dot{x})$ и относительной скорости $\dot{x}$ противоположны.

Предполагается, что положение ползуна определяется его расстоянием ξ от точки, в которой пружина не растянута и не сжата. Тогда скорость скольжения записывается в виде

$$\dot{x} = \dot{\xi} - v \quad (2.22)$$

Уравнение движения ползуна принимает вид

$$m\ddot{\xi} + \varphi(\dot{\xi} - v) + k\xi = 0 \quad (2.23)$$

Далее для удобства вводится новая переменная x_* , которая связана с ξ соотношением

$$x_* = \xi + \frac{1}{k}\varphi(-v). \quad (2.24)$$

Это соотношение означает, что положение ползуна отсчитывается теперь от точки, в которой он находится в равновесии при одновременном действии упругой силы и силы трения, так как согласно (2.23), равенство

$$\varphi(-v) + k\xi = 0 \quad (2.25)$$

характеризует положение равновесия. Дифференциальное уравнение для x_* принимает вид

$$m\dot{x}_* + [\varphi(\dot{x}_* - v) - \varphi(-v)] + kx_* = 0 \quad (2.26)$$

или

$$m\dot{x}_* + F(\dot{x}_*) + kx_* = 0 \quad (2.27)$$

где

$$F(\dot{x}_*) = \varphi(\dot{x}_* - v) - \varphi(-v) \quad (2.28)$$

Предполагается, что функция $\varphi(\dot{x})$ имеет следующий вид: при росте $|\dot{x}|$ она сначала убывает, а потом возрастает. Тогда существенным является то, что производная функции $F(\dot{x}_*)$ должна иметь отрицательное значение при $\dot{x}_* = 0$. (Здесь x - координата тела на ленте, где за начало координат принята точка, в которой пружина и не растянута, и не сжата; x_* - координата тела на ленте, где за начало координат принята точка, в которой сила трения и натяжения пружины уравновешивают друг друга). Это требование будет выполняться, если скорость v такова, что абсолютная величина трения между ползуном и лентой будет уменьшаться при возрастании v . Автоколебания могут иметь место в том случае, если сила затухания ведет себя упомянутым образом при малых значениях $\dot{x}_*$.

Разработка математической модели в рамках выполнения данной работы построена в соответствии с «примером Ван-дер-Поля». При этом функция, определяющая зависимость коэффициента (силы) трения от скорости взаимного перемещения поверхностей трения задана в виде кинетического уравнения (2.20), описанного выше. Модель представлена системой дифференциальных уравнений

$$\dot{x}_1 = x_2, \dot{x}_2 = -cx_1 - q(\varphi(x_2) - \varphi(0)) \quad (2.29)$$

где x_1 - текущая координата положения тела на ленте; x_2 - скорость перемещения тела относительно ленты, c - жесткость пружины, q - удельная нагрузка тела на ленту.

Процесс трения отображен функцией $\varphi(x_2)$ в виде (2.20) $\alpha = \alpha(v)$ с учетом перемены направлений перемещения тела при колебаниях ($\alpha_* = 1 - \alpha_0$; ε - малый параметр; функция $th((x_2 - v)/\varepsilon)$ отображает разрыв при изменении знака скорости перемещения тела относительно ленты в «примере Ван-дер-Поля»)

$$\begin{aligned} \varphi(x_2) = & \left(th\left(\frac{x_2 - v}{\varepsilon}\right) \right) \times \\ & \times \left[1 - \alpha_* \exp \left\{ \frac{-A_0 k_{0,y}^2 z^2}{[(x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v) + u_0]^2} \exp \left\{ \frac{-E_{A,y} + \delta_y (x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v)}{E_{T,y} + \rho_y (x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v)} \right\} \right\} \right] \times \\ & \times \left[1 - \exp \left\{ \frac{-k_{0,x} z}{[(x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v) + u_0]^2} \exp \left\{ \frac{-E_{A,x} + \delta_x (x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v)}{E_{T,y} + \rho_x (x_2 - v) \operatorname{sign}(x_2 - v)} \right\} \right\} \right]. \quad (2.30) \end{aligned}$$

На математической модели (2.29), (2.30) выполнены вычислительные эксперименты, которые затем на качественном уровне сопоставлены с имеющимися в литературе экспериментальными данными.

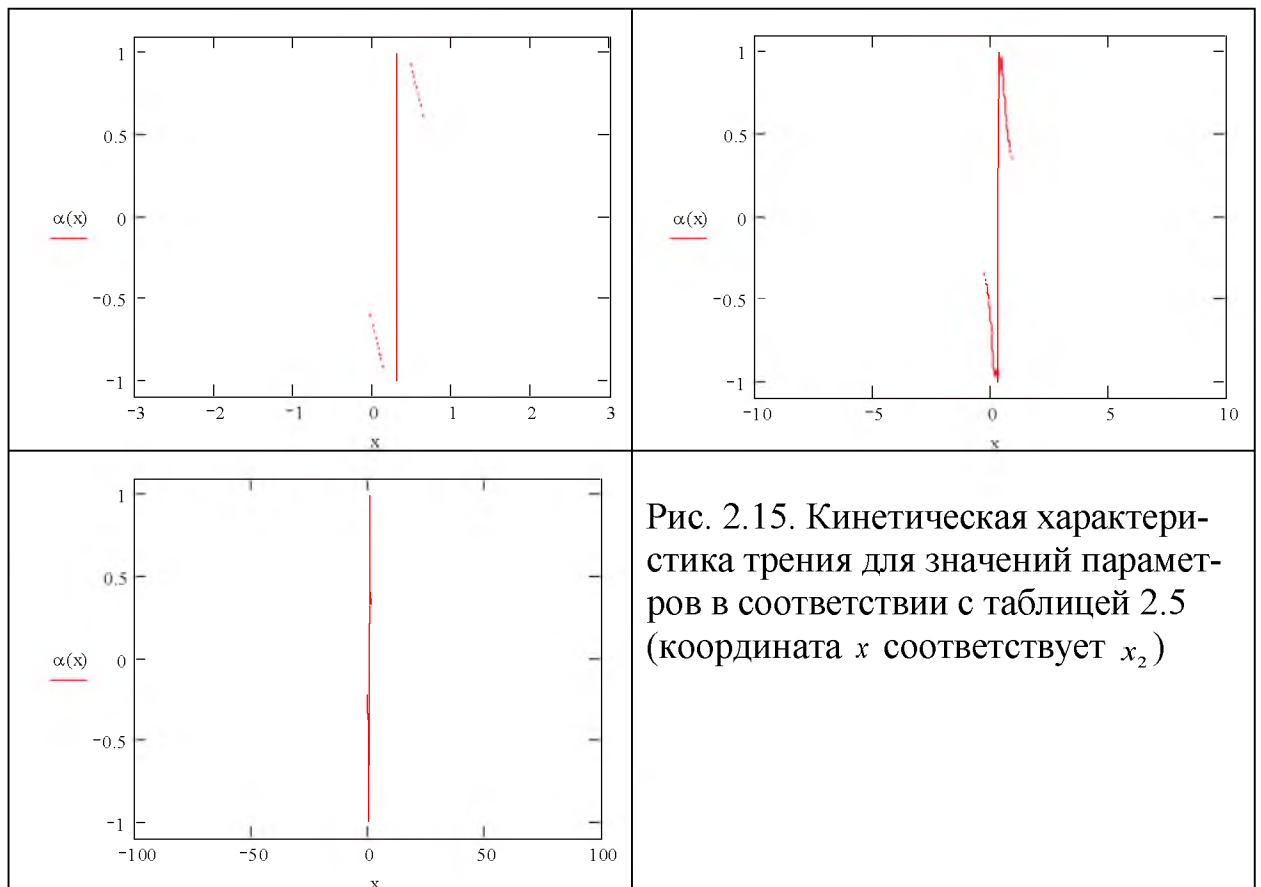
2.4.2. ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРА ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ОСНОВНЫХ ПАРАМЕТРОВ ТРИБОСИСТЕМЫ

Для вычислительного (эталонного) эксперимента сравнения использована характеристика с представленными в таблице 2.5 значениями параметров. Данная характеристика показана на рисунке 2.15. Значение $\varphi(0)$ в (2.29) у данной характеристики: $\varphi(0) = -0,6681$.

Таблица 2.5

Значения безразмерных параметров кинетической зависимости трения
в эталонном эксперименте сравнения

ε	ν	u_0	α_*	$A_0 k_{0,y}^2 z^2$	$k_{0,x} z$	$E_{A,y}$	$E_{A,x}$	$E_{T,y}$	$E_{T,x}$	δ_y	δ_x	ρ_y	ρ_x
0,0009	0,29	0,05	0,9	1	2	2	2	1	1	0,9	0,9	0,1	0,1



Характерные изменения фрикционных автоколебаний в модели оценивали при различных вариациях параметров жесткости пружины, нагрузки,

массы (момента инерции) и параметра, определяющего свойства смазочной среды [89]. Кроме того, изменение характера фрикционных автоколебаний исследовали при варьировании физико-химических показателей конструкционных материалов, заданных в модели в виде первичной концентрации зародышей адгезионного схватывания, свойств поверхности взаимодействия, определяющих интенсивность генерации зародышей ядер адгезии и роста самих ядер, энергий активации соответствующих процессов, перераспределения вкладов механической и термической активации поверхностей взаимодействующих материалов (это перераспределение отражает близость условий к изотермическим или адиабатическим с помощью весовых коэффициентов).

Для решения задач повышения живучести артиллерийских стволов из этих исследований наибольший интерес представляют следующие: изменение характера фрикционных автоколебаний при варьировании, прежде всего, скорости скольжения, а также температуры, вызывающее изменение кинетических параметров модели для поверхностных дефектов как потенциальных зародышей ядер адгезии и последующего роста этих ядер. В связи с этим результаты этих исследований в сокращенном виде приводятся ниже (п. 2.4.3 – 2.4.6).

2.4.2.1. ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРА ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ ПОВЫШЕНИИ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

В большинстве работ влияние скорости относительного перемещения материалов при трении на характер фрикционных автоколебаний изучали экспериментально [89]. При этом в большом количестве работ есть противоречия между полученными данными. Так, например, в [20, 45, 63, 66, 212, 225, 257, 290] авторами фиксируется снижение амплитуды автоколебаний с ростом скорости перемещения взаимодействующих при трении поверхностей, а в [295] установлено повышение амплитуды автоколебаний при аналогичных условиях. Исследования Лурье Б.Г. [118], Кудинова В.А. с Лисицыным Н.М. [84] и Брокли С.А. [23 – 25] скоростей в более широком диапазоне для различных

материалов показала критериальную зависимость, т.е. на интервале от нулевых значений увеличение скорости скольжения сначала приводит к снижению амплитуды, затем к ее росту. При этом отмечен переход автоколебаний в гармонические, а при дальнейшем росте скорости автоколебания трибосистемы прекращаются. Экспериментально критическая скорость впервые была установлена Кайдановским Н.А. [66], и далее подтверждена другими исследователями.

На основании результатов вычислительного эксперимента (таблицы 2.6, 2.7 и рисунки приложения 2) установлено, что увеличение скорости перемещения поверхностей материалов (при идентичности условий - параметров модели) дает рост частоты (рисунок 2.16.а-1) и рост амплитуды (рисунок 2.17.а), что соответствует данным [23 – 25, 84, 295].

Полученные данные свидетельствуют об отсутствии процесса автоколебаний на начальном этапе, при низких скоростях перемещений. В определенный момент рост скорости приводит к возбуждению разрывных автоколебаний, которые затем переходят в автоколебания с заметной тенденцией перехода к гармоническим. Это согласуется с данными, полученными Е.А. Лукашевым и А.Б. Мерзликиным [116, 120] при анализе испытаний автомобильных шин. Отмечается, что доля периода колебания, приходящаяся на скачок, растет (рисунок 2.16.б-1), а доля периода автоколебаний, приходящаяся на остановку, снижается (рисунок 2.16.б-2). Далее процесс фрикционных колебаний деградирует, а процесс скольжения становится более стабильным. В результатах вычислительного эксперимента модели хорошо согласуются данные работ различных авторов, проводивших исследования в широком интервале скоростей перемещений. Проведенные исследования показали, что при повышении скорости взаимного перемещения поверхностей материалов при трении снижается значение параметра a^* - относительного смещения центра автоколебаний (рисунок 2.17.б), определяющего соотношение жесткости системы и силы (коэффициента) трения.

Таблица 2.6

Изменение характера фрикционных автоколебаний при увеличении скорости
относительного перемещения поверхностей - v ($b = c = q = 1$)

v	t _A	f _A	t*	t*/t _A	t ₀	t ₀ /t _A	-φ(0)
0,05	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						1,0000
0,1	37,29	2,68·10 ⁻²	30,51	0,82	6,78	0,18	0,9973
0,2	15,58	6,42·10 ⁻²	10,53	0,68	5,05	0,32	0,8764
0,3	11,16	8,96·10 ⁻²	6,32	0,57	4,84	0,43	0,6681
0,4	9,47	0,106	4,63	0,49	4,84	0,51	0,5124
0,5	8,63	0,116	3,79	0,44	4,84	0,56	0,4124
0,6	8,00	0,125	3,37	0,42	4,63	0,58	0,3480
0,7	7,58	0,132	2,74	0,36	4,84	0,64	0,3051
0,8	7,37	0,136	2,53	0,34	4,84	0,66	0,2756
0,9	7,16	0,140	2,11	0,29	5,05	0,71	0,2546
1,0	6,95	0,144	1,89	0,27	5,06	0,73	0,2392
1,1	6,95	0,144	1,89	0,27	5,06	0,73	0,2279
1,3	6,74	0,148	1,68	0,25	5,06	0,75	0,2128
1,5	6,53	0,153	1,47	0,23	5,06	0,77	0,2041
2,0	6,53	0,153	1,26	0,19	5,27	0,81	0,1964
2,5	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						0,1984
3,5	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						0,2147
Варьируемый параметр: v – скорость ленты; t _A – период автоколебаний; f _A – частота автоколебаний; t* - время одной «ползущей остановки»; t*/t _A – доля периода, приходящаяся на «ползущую остановку»; t ₀ – время одного скачка; t ₀ /t _A – доля периода, приходящаяся на скачок; -φ(0) – значение параметра модели							

Вместе с тем результаты вычислительного эксперимента не подтверждают тенденции снижения амплитуды фрикционных автоколебаний при повышении скорости относительного перемещения поверхностей материалов. Вероятно, это объясняется преобладающим значением других факторов, определяющих характер процесса, например, температуры в зоне взаимодействия материалов.

В условиях триботехнического эксперимента практически невозможно создать условия, при которых изменение значения одного из параметров взаимодействия материалов, (например, удельной нагрузки на поверхности образцов) значение других параметров будет оставаться неизменным. Это относится и к соотношению параметров взаимодействия, поскольку все материалы обладают оригинальными характеристиками, определяющими их адаптацию

или приспособляемость к динамическим воздействиям. Таким образом, и значения параметров модели также будут меняться. Это относится и к температуре в зоне взаимодействия материалов, условиям активации и пассивации поверхностей, изменению гидродинамики и смазочного действия. Соответственно, при изменении скорости относительного перемещения поверхностей материалов сложно определить вклад каждого из параметров (модели) в характер изменений фрикционных автоколебаний. В разработанной и исследуемой модели параметр u_0 , характеризующий свойства смазочного материала принят $u_0 = const$. Однако, чтобы описать экспериментальные результаты в данную модель может быть введена зависимость $u_0 = u_0(v)$, позволяющая согласовать теоретические и экспериментальные результаты.

Таблица 2.7

Изменение характера фрикционных автоколебаний при увеличении скорости
относительного перемещения поверхностей - v ($b = c = q = 1$)

v	A	a*	S*	b _{max}	b _{min}	B	b*
0,05	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						
0,1	0,44 ± 0,14	1,39	1,83	0,58 ± 0,09	0,01 ± 0,09	0,30	0,29
0,2	0,68 ± 0,12	1,16	1,84	0,80 ± 0,11	0,10 ± 0,11	0,45	0,35
0,3	0,76 ± 0,14	0,90	1,66	0,96 ± 0,11	0,24 ± 0,11	0,60	0,36
0,4	0,94 ± 0,11	0,73	1,67	1,04 ± 0,11	0,35 ± 0,11	0,69	0,34
0,5	1,06 ± 0,10	0,63	1,69	1,12 ± 0,11	0,48 ± 0,11	0,80	0,32
0,6	1,13 ± 0,10	0,56	1,69	1,23 ± 0,10	0,59 ± 0,10	0,91	0,32
0,7	1,20 ± 0,08	0,50	1,70	1,31 ± 0,10	0,67 ± 0,10	0,99	0,32
0,8	1,30 ± 0,09	0,48	1,78	1,41 ± 0,10	0,76 ± 0,10	1,08	0,32
0,9	1,38 ± 0,09	0,46	1,84	1,52 ± 0,09	0,90 ± 0,09	1,21	0,31
1,0	1,46 ± 0,09	0,42	1,85	1,52 ± 0,09	0,99 ± 0,09	1,25	0,31
1,1	1,56 ± 0,09	0,45	2,01	1,59 ± 0,09	1,11 ± 0,09	1,35	0,28
1,3	1,72 ± 0,10	0,41	2,13	1,84 ± 0,09	1,29 ± 0,09	1,56	0,28
1,5	1,98 ± 0,08	0,40	2,38	1,91 ± 0,09	1,50 ± 0,09	1,70	0,25
2,0	2,32 ± 0,09	0,46	2,78	2,34 ± 0,09	2,00 ± 0,09	2,17	0,21
2,5	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						
3,5	- « -						

Варьируемый параметр: v – скорость ленты; A – амплитуда автоколебаний; a* - смещение центра колебаний; S* - сумма параметров A и a*; b_{max} – максимальная скорость в ходе скачка; b_{min} – скорость при замедленной остановке; B – средняя скорость при автоколебании; b* - смещение центра амплитуды изменения скорости при автоколебании

По результатам вычислительного эксперимента наблюдается определенная тенденция поведения параметра S^* при повышении скорости относительного перемещения поверхностей материалов (рис. 2.17.в). Данный параметр определен как сумма A и a^* , или максимальное отклонение положения ползуна на ленте в процессе фрикционных автоколебаний. Зависимость S^* от скорости имеет экстремум. Аналогичное положение соответствует экспериментальным результатам, приведенным в [120].

Результаты вычислительного эксперимента, приведенные в этом параграфе, показывают, что если они будут сопоставлены с экспериментальными результатами в соответствии с подходом, который был использован для валидации математической модели топохимической кинетики адгезии при трении, т.е для анализа многопараметрических систем, то они могут дать богатую информацию о поведении конструкционных и смазочных материалов при фрикционном контакте и реализации автоколебаний.

Таким образом, можно предположить, что информативность методик триботехнического эксперимента, которые могут быть построены на анализе характера фрикционных автоколебаний, будет достаточно высокой и значительно превышать ту, которую дает классический эксперимент.

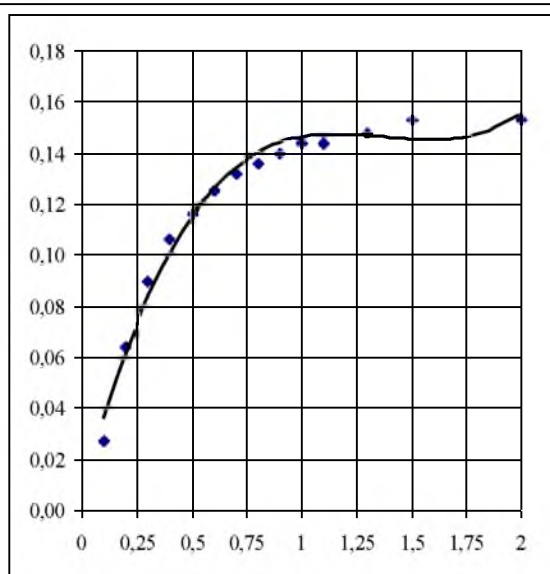


Рис. 2.16.а-1

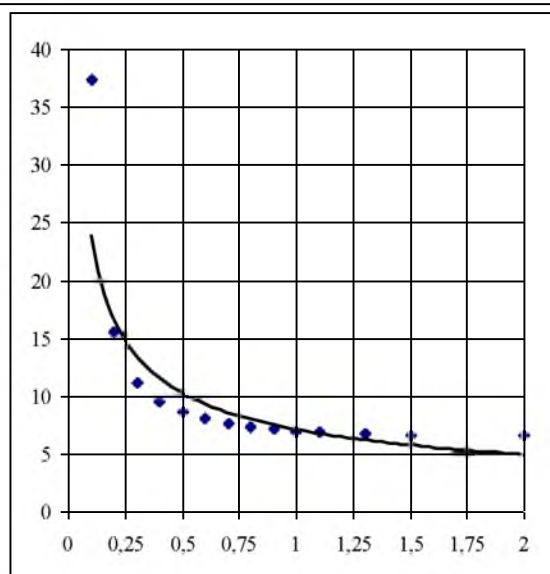


Рис. 2.16.а-2

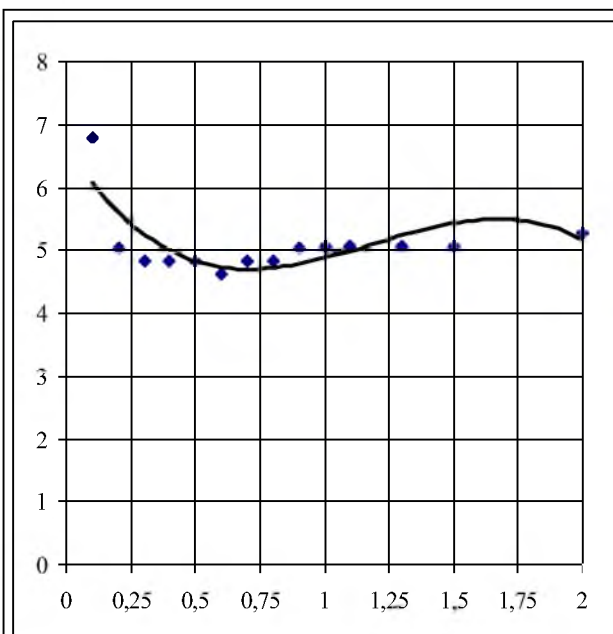


Рис. 2.16.а-3

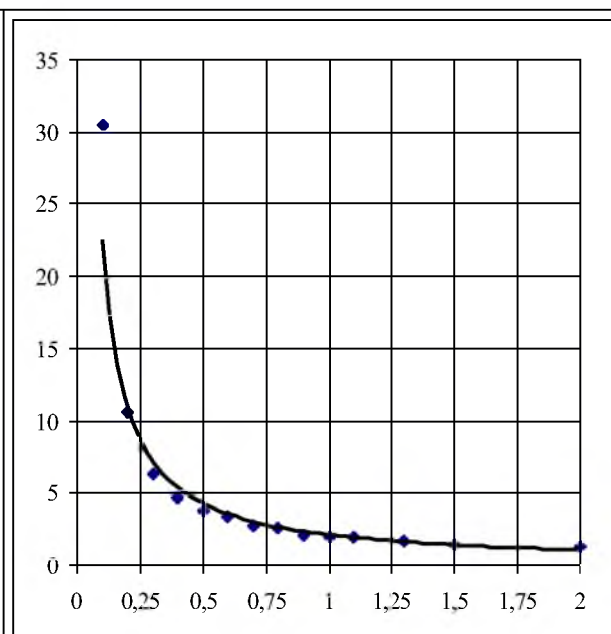


Рис. 2.16.а-4

Рисунок 2.16.а. Изменение частоты f_A (а-1), периода автоколебаний t_A (а-2), времени скачка t_0 (а-3) и времени замедленной остановки t^* (а-4) при увеличении скорости относительного перемещения поверхностей

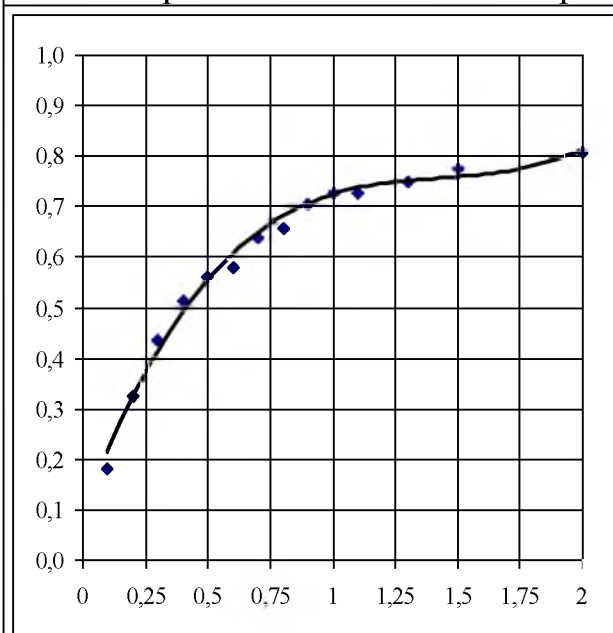


Рис. 2.16.б-1

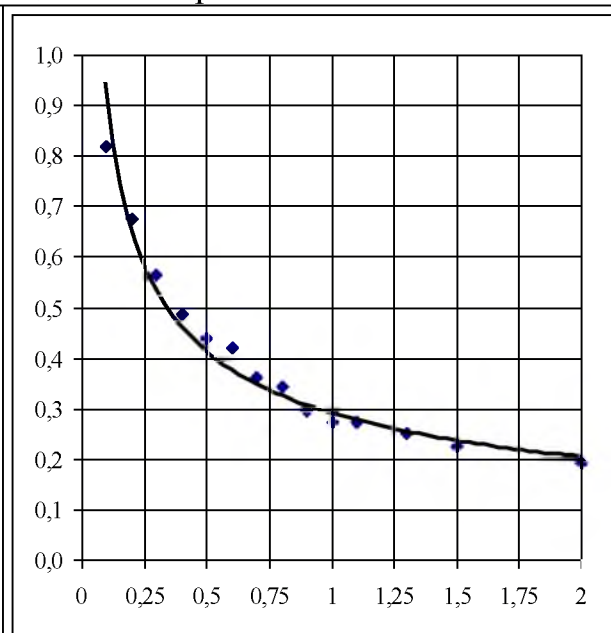


Рис. 2.16.б-2

Рисунок 2.16.б. Изменение долей скачка t_0/t_A (б-1) и замедленной остановки t^*/t_A (б-2) в периоде автоколебаний при увеличении скорости относительного перемещения поверхностей

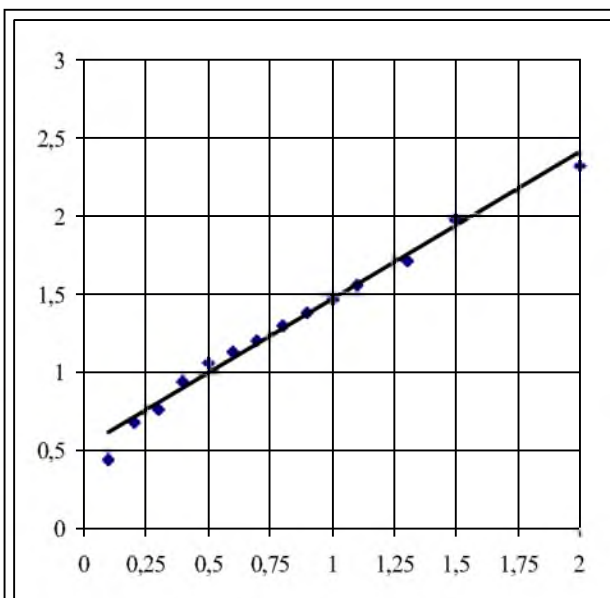


Рис. 2.17.а

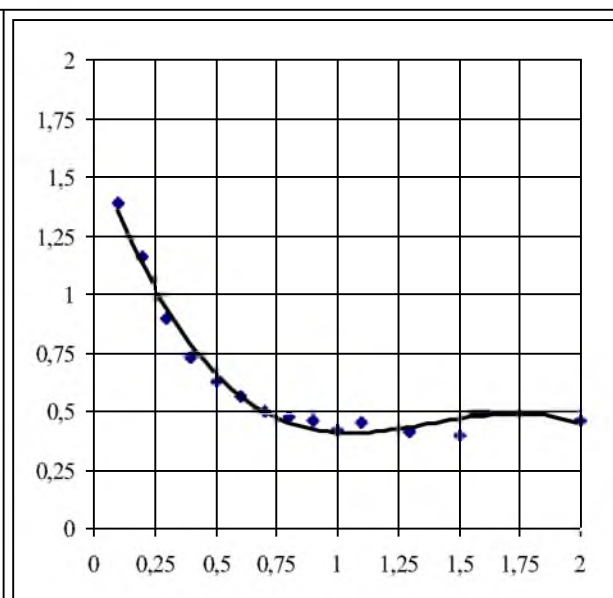


Рис. 2.17.б

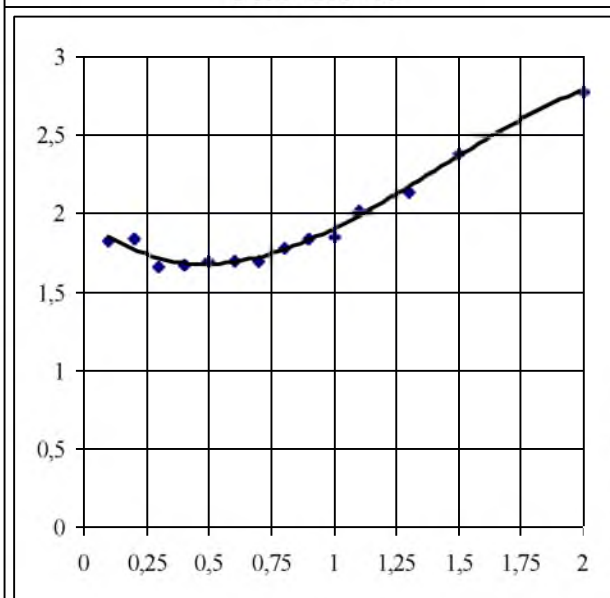


Рис. 2.17.в

Рис. 2.17. Изменение амплитуды фрикционных автоколебаний (а), смещения центра (б) и их суммы (в) при увеличении скорости относительного перемещения поверхностей при трении

2.4.2.2. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ, ВЫЗЫВАЮЩЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ ГЕНЕРАЦИИ ИЗ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ЗАРОДЫШЕЙ ЯДЕР АДГЕЗИИ, НА ХАРАКТЕР ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ

В вычислительном эксперименте, рассматриваемом ниже, получена информация об изменении характера фрикционных автоколебаний при варьировании кинетического параметра $E_{T,x}$ (таблицы 2.8, 2.9), который задает температурные условия работы пары трения. Этот параметр, с одной стороны, отражает влияние температуры и с помощью него можно задавать температуру

внешней среды, с другой стороны, он зависит от восприимчивости реакции перехода потенциальных зародышей в активные ядра схватывания к изменениям температуры. Полученная в этом вычислительном эксперименте информация проиллюстрирована на рисунках 2.18, 2.19 и в приложении 2.

Увеличение температуры, которое в модели может быть задано параметром $E_{T,x}$, сначала приводит к тому, что затухающие колебания, определяемые собственными колебаниями механической системы, переходят в разряд почти гармонических фрикционных автоколебаний, а затем – разрывных; доля периода, приходящаяся на замедленную остановку, растет от нуля до 0,6 и далее практически не меняется (рисунок 2.18.б-2). При этом частота падает, затем выходит на постоянное значение, после чего наблюдается незначительный рост (рисунок 2.18.а-1). Амплитуда растет, достигает максимума, а затем снижается (рисунок 2.19.а). Эти тенденции также согласуются с выводами в работе [120].

Таблица 2.8

Изменение характера фрикционных автоколебаний
при увеличении кинетического параметра $E_{T,x}$

$E_{T,x}$	t_A	f_A	t^*	t^*/t_A	t_0	t_0/t_A	$-\varphi(0)$
0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						0,1000
0,2	6,32	0,158	0,84	0,13	5,48	0,87	0,1042
0,3	7,16	0,140	2,11	0,29	5,05	0,71	0,1399
0,4	9,05	0,110	4,63	0,51	4,42	0,49	0,2238
0,5	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,59	4,42	0,41	0,3324
0,6	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,59	4,42	0,41	0,4360
0,7	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,59	4,42	0,41	0,5206
0,8	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,53	0,59	4,63	0,41	0,5851
0,9	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,53	0,59	4,63	0,41	0,6328
1,0	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,6681
1,2	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,7141
1,4	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,7409
1,6	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,7575
1,8	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,58	4,63	0,42	0,7682
2,0	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,58	4,63	0,42	0,7756
5,0	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,57	4,84	0,43	0,7983
10,0	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,58	4,63	0,42	0,8011

Варьируемый параметр: $E_{T,x}$ – температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции образования активных зародышей ядер адгезионного схватывания; t_A – период автоколебаний; f_A – частота автоколебаний; t^* – время одной замедленной остановки; t^*/t_A – доля периода, приходящаяся на замедленную остановку; t_0 – время одного скачка; t_0/t_A – доля периода, приходящаяся на скачок; $-\varphi(0)$ – значение параметра модели

Поскольку в модели рост температуры задает увеличение скорости соответствующего процесса, то рост $E_{T,x}$ приводит к увеличению скорости схватывания в обеих фазах периода, что особенно отчетливо отражается в росте параметра a^* - смещении центра автоколебаний (рисунок 2.19.б).

Как и в предыдущем параграфе перечислим те тенденции в поведении фрикционной автоколебательной системы, к которым приводит увеличение интенсивности одной из стадий процесса адгезионного схватывания: 1) частота падает и выходит на почти постоянное значение (с незначительным ростом); 2) амплитуда растет, достигает максимума, затем снижается и выходит на постоянное значение; 3) смещение центра автоколебаний a^* сначала быстро растет и затем выходит на почти постоянное значение.

Таблица 2.9

Изменение характера фрикционных автоколебаний
при увеличении кинетического параметра $E_{T,x}$

$E_{T,x}$	A	a^*	$b_{\max}$	$b_{\min}$	B	b^*
0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания					
0,2	$0,29 \pm 0,02$	0,21	$0,32 \pm 0,01$	$0,28 \pm 0,01$	0,30	0,02
0,3	$0,38 \pm 0,14$	0,27	$0,51 \pm 0,14$	$0,28 \pm 0,07$	0,40	0,15
0,4	$0,66 \pm 0,19$	0,38	$0,85 \pm 0,19$	$0,28 \pm 0,07$	0,56	0,33
0,5	$0,82 \pm 0,12$	0,52	$0,96 \pm 0,12$	$0,28 \pm 0,11$	0,62	0,35
0,6	$0,92 \pm 0,08$	0,63	$1,00 \pm 0,08$	$0,28 \pm 0,11$	0,64	0,35
0,7	$0,84 \pm 0,11$	0,71	$0,96 \pm 0,12$	$0,28 \pm 0,11$	0,62	0,35
0,8	$0,80 \pm 0,13$	0,80	$0,93 \pm 0,12$	$0,28 \pm 0,11$	0,60	0,33
0,9	$0,84 \pm 0,11$	0,86	$0,93 \pm 0,12$	$0,26 \pm 0,11$	0,60	0,34
1,0	$0,78 \pm 0,13$	0,90	$0,93 \pm 0,12$	$0,25 \pm 0,09$	0,60	0,36
1,2	$0,76 \pm 0,14$	0,97	$0,91 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,09$	0,57	0,36
1,4	$0,77 \pm 0,12$	1,01	$0,88 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,09$	0,56	0,36
1,6	$0,74 \pm 0,14$	1,02	$0,89 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,09$	0,56	0,34
1,8	$0,73 \pm 0,14$	1,04	$0,88 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,09$	0,56	0,34
2,0	$0,73 \pm 0,14$	1,04	$0,88 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,09$	0,56	0,34
5,0	$0,67 \pm 0,15$	1,11	$0,85 \pm 0,12$	$0,21 \pm 0,09$	0,53	0,34
10,0	$0,67 \pm 0,15$	1,12	$0,84 \pm 0,12$	$0,22 \pm 0,09$	0,53	0,33

Варьируемый параметр: $E_{T,x}$ – температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции образования активных зародышей ядер адгезионного схватывания; A – амплитуда автоколебаний; a^* – смещение центра автоколебаний; $b_{\max}$ – максимальная скорость при скачке; $b_{\min}$ – скорость при замедленной остановке; B – средняя скорость при автоколебании; b^* – смещение центра амплитуды изменения скорости при автоколебании

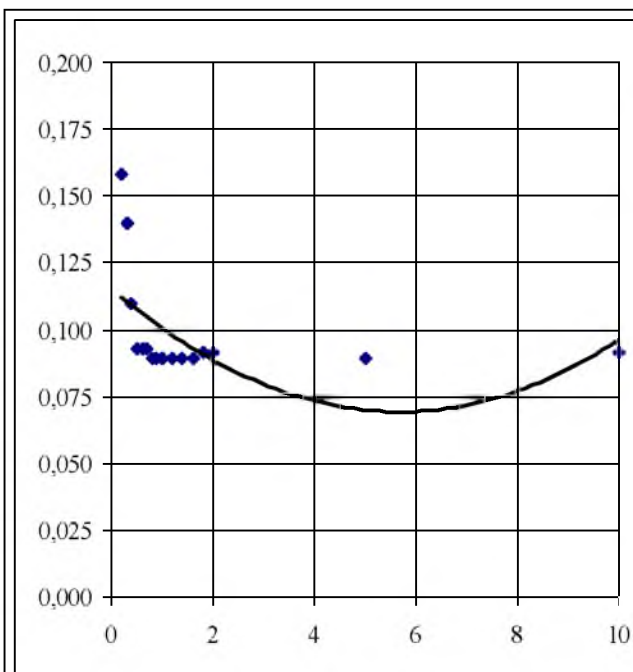


Рис. 2.18.а-1

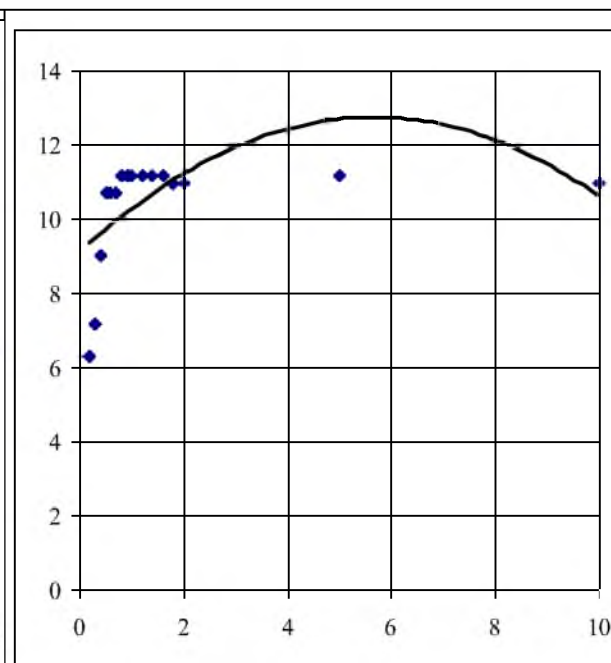


Рис. 2.18.а-2

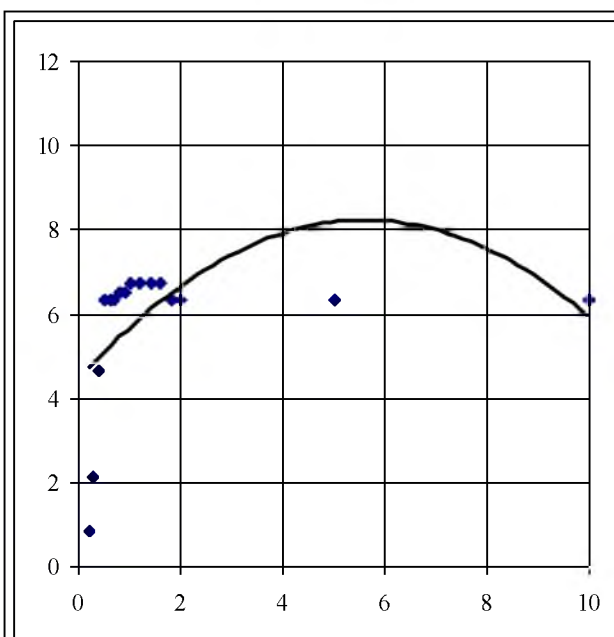


Рис. 2.18.а-3

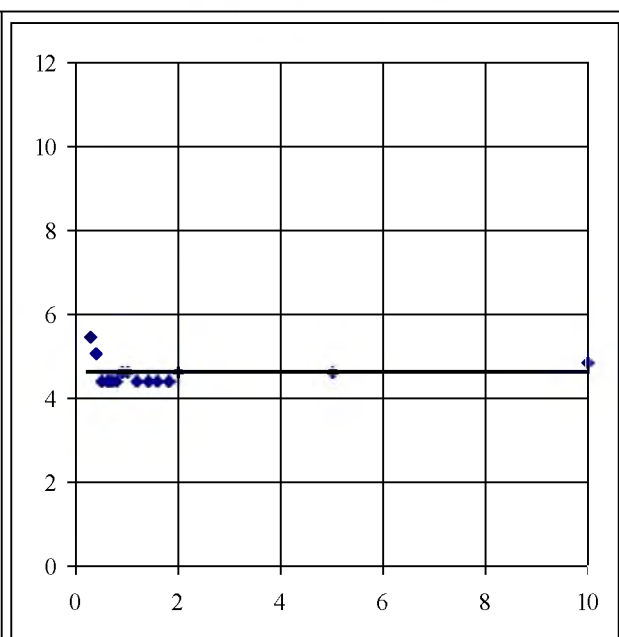


Рис. 2.18.а-4

Рис. 2.18.а. Изменение частоты f_A (а-1), периода автоколебаний t_A (а-2), времени скачка t_0 (а-3) и времени замедленной остановки t^* (а-4) при увеличении параметра E_{Tx}

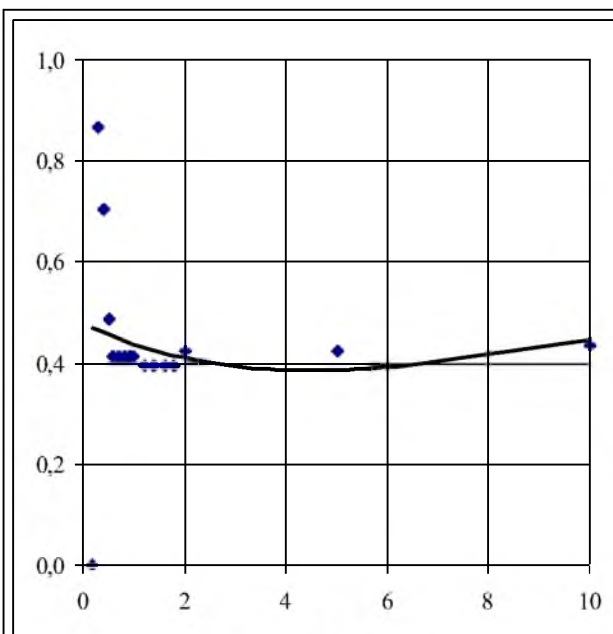


Рис. 2.18.б-1

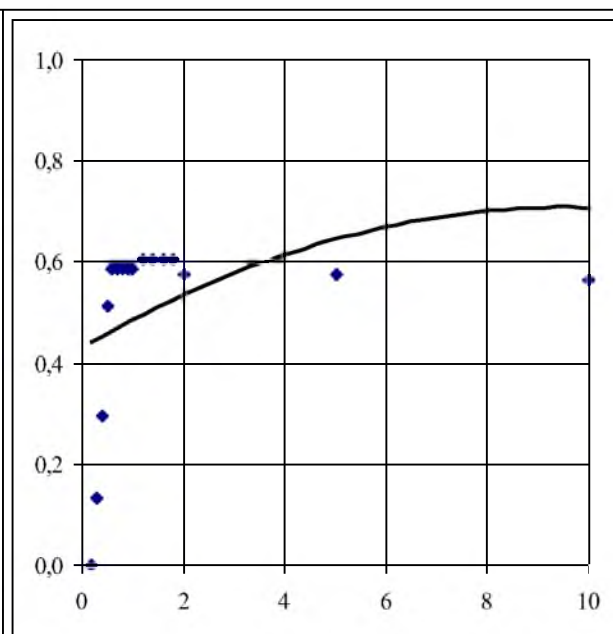


Рис. 2.18.б-2

Рисунок 2.18.б. Изменение долей скачка t_0/t_A (б-1) и замедленной остановки t^*/t_A (б-2) в периоде автоколебаний при увеличении параметра $E_{T,x}$

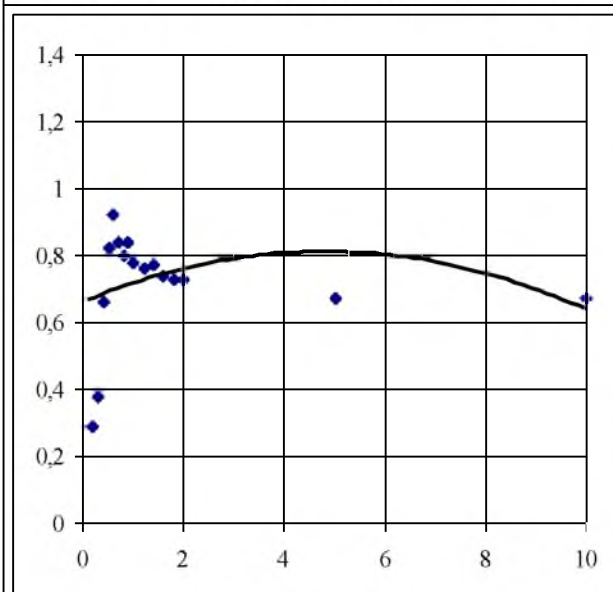


Рис. 2.19.а

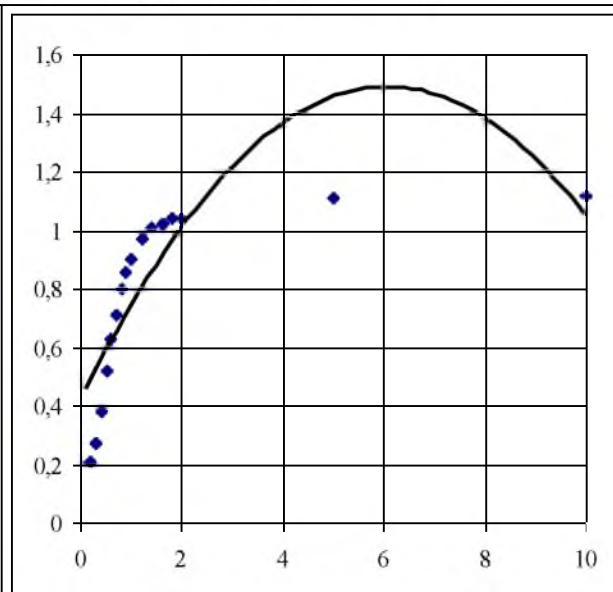


Рис. 2.19.б

Рис. 2.19. Изменение амплитуды (а) и смещения центра (б) фрикционных автоколебаний при увеличении параметра $E_{T,x}$

Эти тенденции качественно аналогичны тем, которые связаны с ростом интенсивности адгезионного схватывания и рассмотрены в предыдущем параграфе. Кроме того, выход параметров фрикционных автоколебаний на постоянное значение свидетельствует о том, что потенциальные возможности рас-

$E_{T,y}$	t_A	f_A	t^*	t^*/t_A	t_0	t_0/t_A	$-\varphi(0)$
0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						0,1000
0,2	6,32	0,158	0,21	0,03	6,11	0,97	0,1026
0,3	6,53	0,153	1,68	0,26	4,85	0,74	0,1251
0,4	7,37	0,136	2,95	0,40	4,42	0,60	0,1822
0,5	8,84	0,113	4,63	0,52	4,21	0,48	0,2665
0,6	10,11	$9,89 \cdot 10^{-2}$	5,68	0,56	4,43	0,44	0,3616
0,7	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	6,32	0,59	4,42	0,41	0,4542
0,8	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,62	4,21	0,38	0,5374
0,9	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,62	4,21	0,38	0,6086
1,0	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,6681
1,2	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,62	4,21	0,38	0,7574
1,4	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,8175
1,6	11,58	$8,64 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,58	4,84	0,42	0,8586
1,8	11,37	$8,80 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,59	4,63	0,41	0,8874
2,0	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,60	4,42	0,40	0,9081
5,0	10,53	$9,50 \cdot 10^{-2}$	5,89	0,56	4,64	0,44	0,9797
10,0	10,11	$9,89 \cdot 10^{-2}$	5,05	0,50	5,06	0,50	0,9900

Варьируемый параметр: $E_{T,y}$ – температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции роста ядер адгезионного схватывания; t_A – период автоколебаний; f_A – частота автоколебаний; t^* – время одной замедленной остановки; t^*/t_A – доля периода, приходящаяся на замедленную остановку; t_0 – время одного скачка; t_0/t_A – доля периода, приходящаяся на скачок; $-\varphi(0)$ – значение параметра модели

Таблица 2.11

Изменение характера фрикционных автоколебаний
при увеличении кинетического параметра $E_{T,y}$

$E_{T,y}$	A	a^*	$b_{\max}$	$b_{\min}$	B	b^*
0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания					
0,2	$0,29 \pm 0,01$	0,21	$0,30 \pm 0,01$	$0,29 \pm 0,01$	0,30	0
0,3	$0,33 \pm 0,08$	0,24	$0,41 \pm 0,08$	$0,29 \pm 0,04$	0,35	0,08
0,4	$0,44 \pm 0,23$	0,33	$0,42 \pm 0,24$	$0,30 \pm 0,07$	0,36	0,27
0,5	$0,66 \pm 0,19$	0,43	$0,87 \pm 0,18$	$0,28 \pm 0,10$	0,58	0,34
0,6	$0,79 \pm 0,13$	0,55	$0,94 \pm 0,13$	$0,29 \pm 0,10$	0,62	0,34
0,7	$0,88 \pm 0,09$	0,65	$0,98 \pm 0,09$	$0,29 \pm 0,10$	0,64	0,34
0,8	$0,81 \pm 0,13$	0,74	$0,95 \pm 0,12$	$0,29 \pm 0,10$	0,62	0,34
0,9	$0,84 \pm 0,11$	0,83	$0,93 \pm 0,10$	$0,25 \pm 0,13$	0,59	0,33
1,0	$0,78 \pm 0,13$	0,80	$0,93 \pm 0,12$	$0,23 \pm 0,11$	0,58	0,36
1,2	$0,78 \pm 0,12$	1,02	$0,94 \pm 0,10$	$0,23 \pm 0,09$	0,58	0,36
1,4	$0,78 \pm 0,12$	1,11	$0,91 \pm 0,10$	$0,23 \pm 0,09$	0,57	0,34
1,6	$0,74 \pm 0,13$	1,16	$0,89 \pm 0,11$	$0,23 \pm 0,09$	0,56	0,34
1,8	$0,73 \pm 0,13$	1,20	$0,87 \pm 0,10$	$0,23 \pm 0,09$	0,55	0,33
2,0	$0,75 \pm 0,12$	1,22	$0,89 \pm 0,07$	$0,21 \pm 0,09$	0,55	0,34
5,0	$0,58 \pm 0,14$	1,40	$0,69 \pm 0,15$	$0,20 \pm 0,09$	0,44	0,28
10,0	$0,40 \pm 0,30$	1,47	$0,61 \pm 0,19$	$0,19 \pm 0,10$	0,40	0,26

Варьируемый параметр: $E_{T,y}$ – температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции роста ядер адгезионного схватывания; A – амплитуда автоколебаний; a^* – смещение центра автоколебаний; $b_{\max}$ – максимальная скорость в ходе скачка; $b_{\min}$ – скорость при замедленной остановке; B – средняя скорость при автоколебании; b^* – смещение центра амплитуды изменения скорости при автоколебании

Полученная в этом вычислительном эксперименте информация проиллюстрирована на рисунках 2.20, 2.21. Результаты, полученные в этом вычислительном эксперименте, качественно подобны тем, которые рассматривались в п. 2.4.2.2. Здесь прослежено влияние температуры на скорость роста ядер адгезионного схватывания.

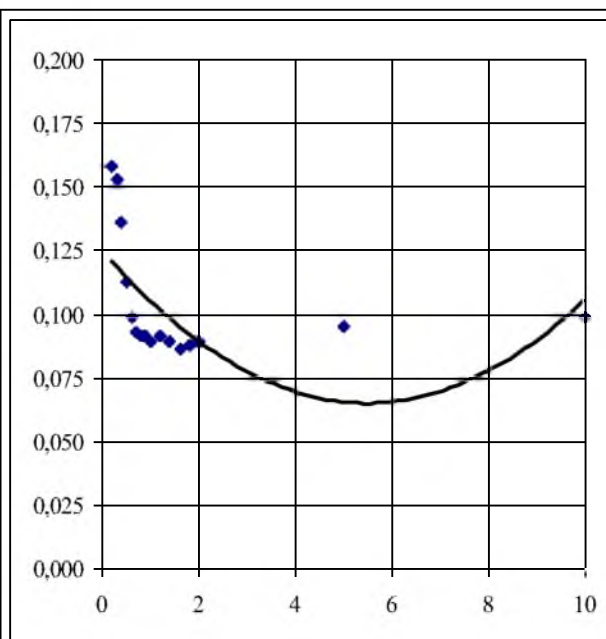


Рис. 2.20.а-1

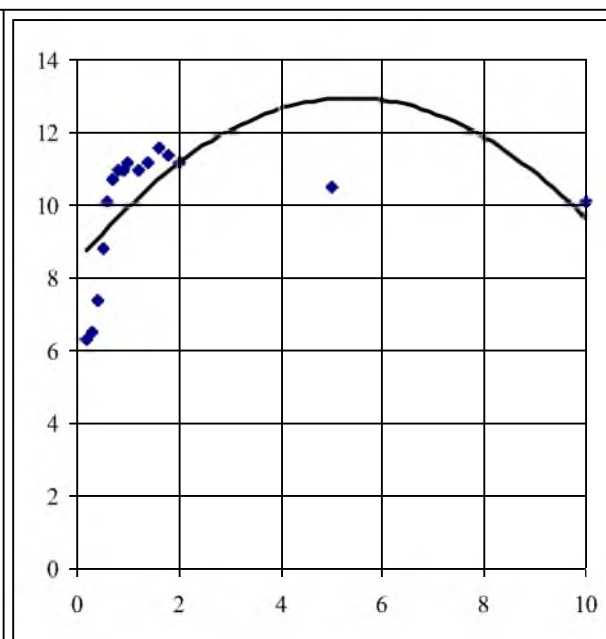


Рис. 2.20.а-2

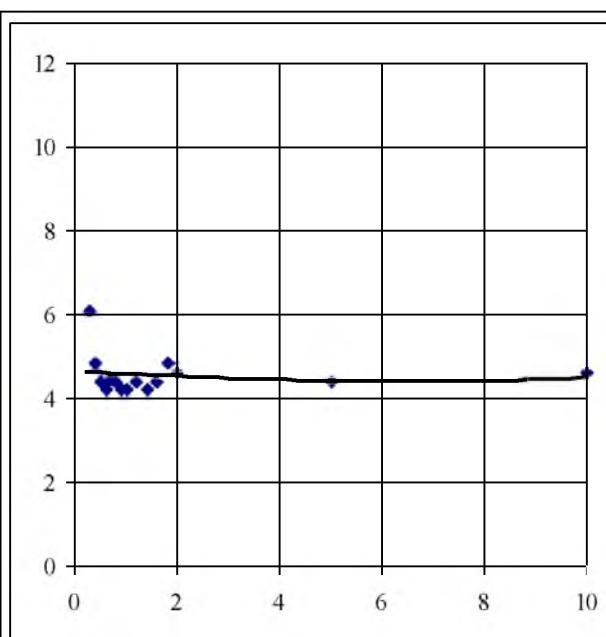


Рис. 2.20.а-3

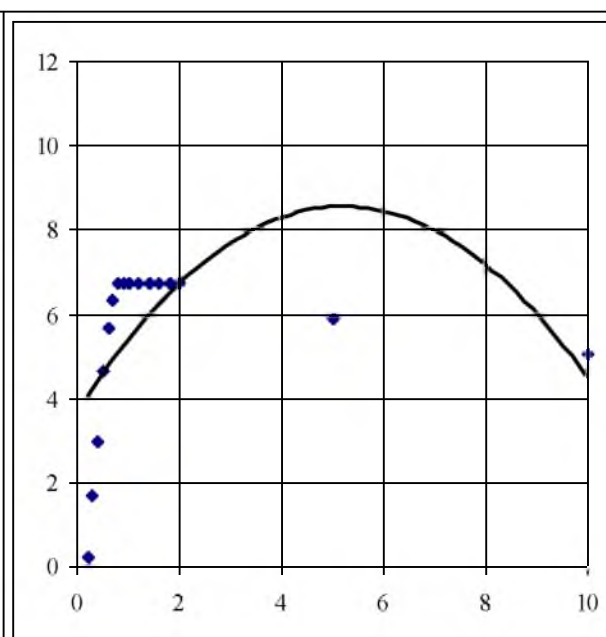


Рис. 2.20.а-4

Рисунок 2.20.а. Изменение частоты f_A (а-1), периода автоколебаний t_A (а-2), времени скачка t_0 (а-3) и времени замедленной остановки t^* (а-4) при увеличении параметра $E_{T,y}$

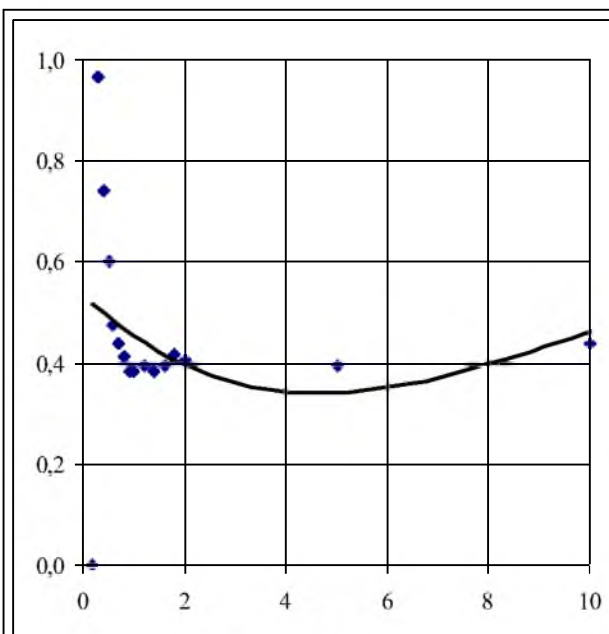


Рис. 2.20.б-1

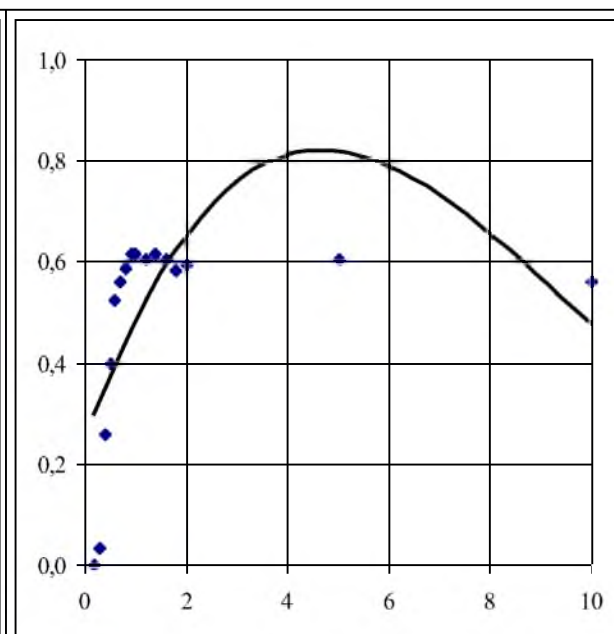


Рис. 2.20.б-2

Рисунок 2.20.б. Изменение долей скачка t_0/t_A (б-1) и замедленной остановки t^*/t_A (б-2) в периоде колебаний при увеличении параметра $E_{T,y}$

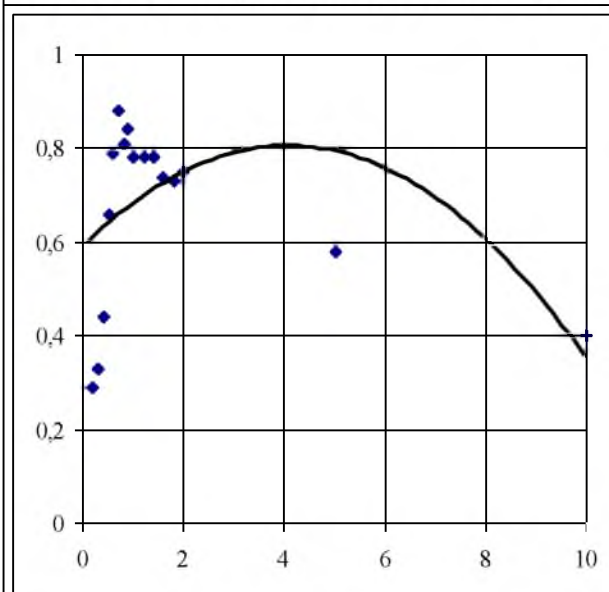


Рис. 2.21.а

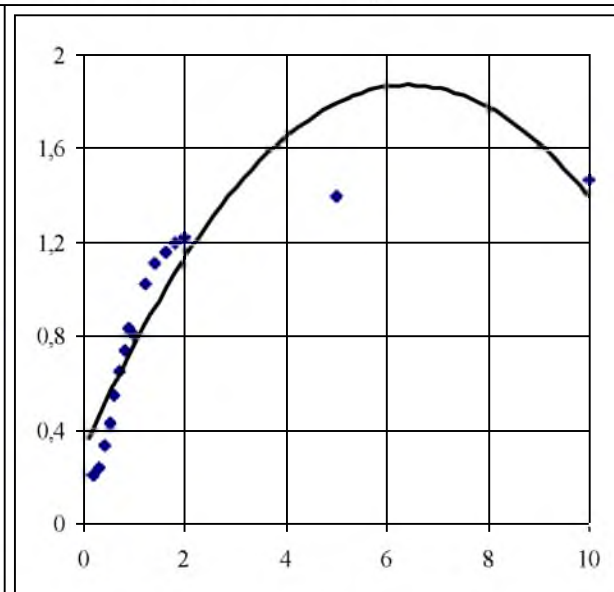


Рис. 2.21.б

Рисунок 2.21. Изменение амплитуды (а) и смещения центра (б) фрикционных автоколебаний при увеличении параметра $E_{T,y}$

2.4.2.4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ, ВЫЗЫВАЮЩЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТЕЙ ПЕРЕХОДА ЗАРОДЫШЕЙ В АКТИВНЫЕ ЯДРА АДГЕЗИОННОГО СХВАТЫВАНИЯ И РОСТА ЭТИХ ЯДЕР, НА ХАРАКТЕР ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ

В вычислительном эксперименте, рассмотренном ниже, получена информация об изменении характера фрикционных автоколебаний при совместном варьировании кинетических параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$ (таблицы 2.12, 2.13), которые задают температурные условия работы пары трения в виде активации поверхности трения и развития процесса схватывания.

Таблица 2.12

Изменение характера фрикционных автоколебаний
при увеличении кинетических параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$

$E_{T,x}$	$E_{T,y}$	t_A	f_A	t^*	t^*/t_A	t_0	t_0/t_A	$-\varphi(0)$
0,1	0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания						0,1000
0,2	0,2	- « -						0,1000
0,3	0,3	6,32	0,158	0,21	0,03	6,11	0,97	0,1012
0,4	0,4	6,74	0,148	1,68	0,25	5,06	0,75	0,1127
0,5	0,5	7,53	0,133	3,37	0,45	4,16	0,55	0,1537
0,6	0,6	9,26	0,108	4,84	0,52	4,42	0,48	0,2337
0,7	0,7	10,32	$9,69 \cdot 10^{-2}$	5,47	0,53	4,85	0,47	0,3438
0,8	0,8	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,62	4,21	0,48	0,4631
0,9	0,9	10,95	$9,13 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,62	4,21	0,48	0,5742
1,0	1,0	11,37	$8,80 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,59	4,63	0,41	0,6681
1,2	1,2	11,37	$8,80 \cdot 10^{-2}$	6,74	0,59	4,63	0,41	0,8006
1,4	1,4	11,16	$8,96 \cdot 10^{-2}$	5,89	0,53	5,27	0,47	0,8772
1,6	1,6	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	5,89	0,55	4,85	0,45	0,9210
1,8	1,8	10,74	$9,31 \cdot 10^{-2}$	5,47	0,51	5,27	0,49	0,9468
2,0	2,0	10,53	$9,50 \cdot 10^{-2}$	5,05	0,48	5,48	0,52	0,9624
5,0	5,0	7,79	0,128	2,95	0,38	4,84	0,62	0,9970
10,0	10,0	7,58	0,132	2,53	0,33	5,05	0,67	0,9990

Варьируемые параметры: $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$ – температуры фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции образования активных зародышей ядер адгезионного схватывания и температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции роста ядер адгезионного схватывания; t_A – период автоколебаний; f_A – частота автоколебаний; t^* – время одной замедленной остановки; t^*/t_A – доля периода, приходящаяся на замедленную остановку; t_0 – время одного скачка; t_0/t_A – доля периода, приходящаяся на скачок; $-\varphi(0)$ – значение параметра модели

Эти параметры, с одной стороны, зависят от температуры внешней среды и с помощью них можно задавать эту температуру, с другой стороны, они зависят от восприимчивости процессов перехода зародышей в активные ядра адгезионного схватывания и роста этих ядер к изменениям температуры.

Полученная в этом вычислительном эксперименте информация проиллюстрирована на рисунках 2.22, 2.23. Поскольку температура должна влиять на все процессы, задающие кинетику схватывания, то в этом вычислительном эксперименте прослежено увеличение обоих параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$. Полученные результаты качественно подобны тем, которые получены в п. 2.4.2.2 и п. 2.4.2.3.

Таблица 2.13

Изменение характера фрикционных автоколебаний
при увеличении кинетических параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$

$E_{T,x}$	$E_{T,y}$	A	a^*	$b_{\max}$	$b_{\min}$	B	b^*
0,1	0,1	Автоколебаний нет; затухающие гармонические колебания					
0,2	0,2	- « -					
0,3	0,3	$0,28 \pm 0,01$	0,19	$0,30 \pm 0,01$	$0,29 \pm 0,01$	0,30	0,01
0,4	0,4	$0,34 \pm 0,08$	0,21	$0,42 \pm 0,10$	$0,28 \pm 0,04$	0,35	0,10
0,5	0,5	$0,40 \pm 0,21$	0,29	$0,61 \pm 0,21$	$0,29 \pm 0,07$	0,45	0,23
0,6	0,6	$0,65 \pm 0,19$	0,40	$0,86 \pm 0,18$	$0,28 \pm 0,11$	0,57	0,33
0,7	0,7	$0,84 \pm 0,11$	0,52	$0,95 \pm 0,12$	$0,28 \pm 0,11$	0,62	0,34
0,8	0,8	$0,85 \pm 0,11$	0,65	$0,98 \pm 0,10$	$0,27 \pm 0,10$	0,62	0,35
0,9	0,9	$0,84 \pm 0,11$	0,78	$0,95 \pm 0,10$	$0,27 \pm 0,12$	0,61	0,33
1,0	1,0	$0,79 \pm 0,13$	0,91	$0,93 \pm 0,12$	$0,25 \pm 0,11$	0,59	0,34
1,2	1,2	$0,74 \pm 0,14$	1,07	$0,90 \pm 0,10$	$0,22 \pm 0,11$	0,56	0,33
1,4	1,4	$0,72 \pm 0,13$	1,19	$0,87 \pm 0,10$	$0,23 \pm 0,09$	0,55	0,32
1,6	1,6	$0,66 \pm 0,15$	1,27	$0,71 \pm 0,12$	$0,21 \pm 0,10$	0,46	0,31
1,8	1,8	$0,60 \pm 0,16$	1,34	$0,76 \pm 0,12$	$0,20 \pm 0,10$	0,48	0,29
2,0	2,0	$0,48 \pm 0,21$	1,37	$0,72 \pm 0,14$	$0,19 \pm 0,10$	0,46	0,29
5,0	5,0	$0,41 \pm 0,34$	1,67	$0,32 \pm 0,27$	$0,19 \pm 0,10$	0,26	0,15
10,0	10,0	$0,30 \pm 0,25$	1,79	$0,30 \pm 0,15$	$0,19 \pm 0,10$	0,24	0,10

Варьируемые параметры: $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$ – температуры фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции образования активных зародышей ядер адгезионного схватывания и температура фрикционного контакта в части воздействия на скорость реакции роста ядер адгезионного схватывания; A – амплитуда автоколебаний; a^* – смещение центра автоколебаний; $b_{\max}$ – максимальная скорость в ходе скачка; $b_{\min}$ – скорость при замедленной остановке; B – средняя скорость при автоколебании; b^* – смещение центра амплитуды изменения скорости при автоколебании

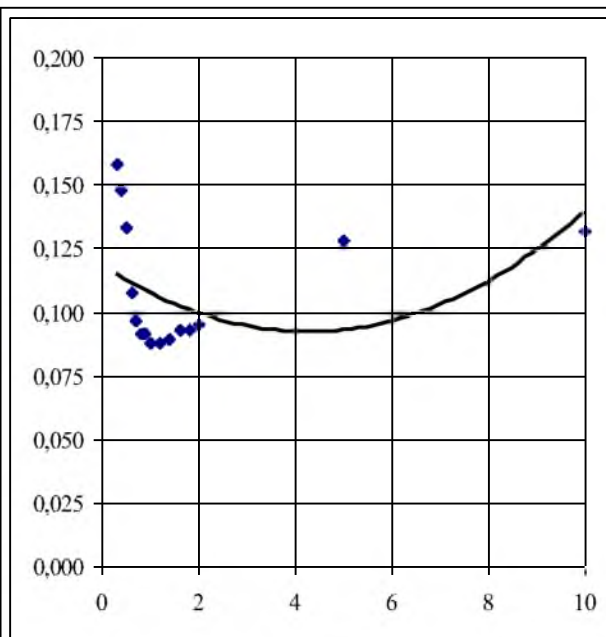


Рис. 2.22.а-1

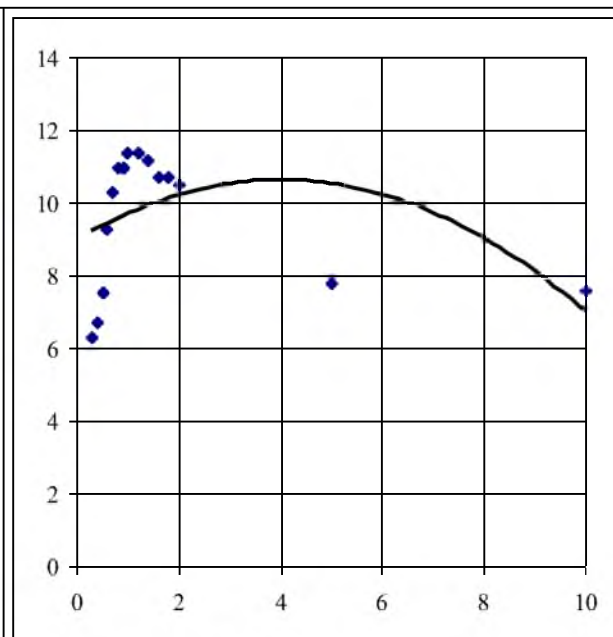


Рис. 2.22.а-2

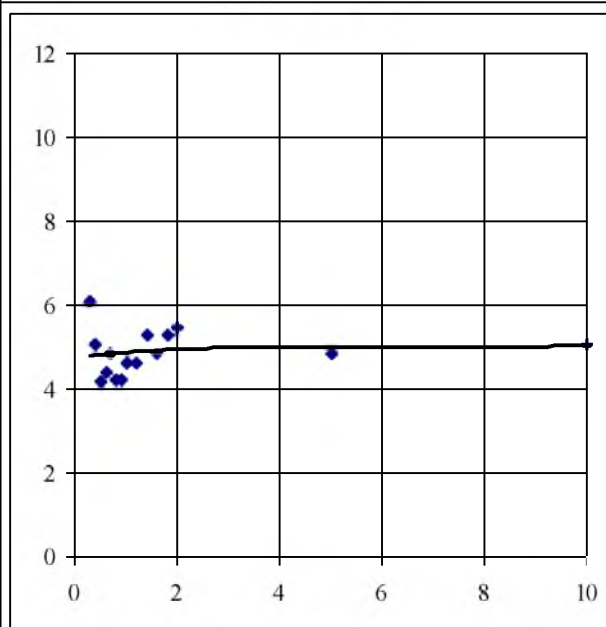


Рис. 2.22.а-3

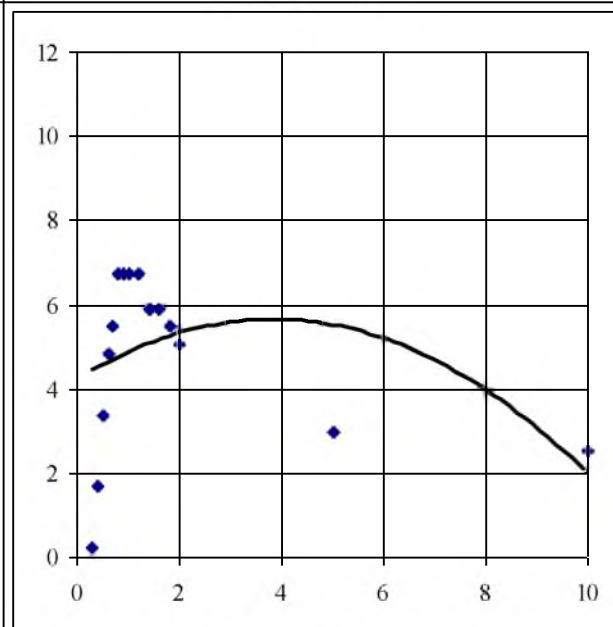


Рис. 2.22.а-4

Рисунок 2.22.а. Изменение частоты f_A (а-1), периода автоколебаний t_A (а-2), времени скачка t_0 (а-3) и времени замедленной остановки t^* (а-4) при увеличении параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$

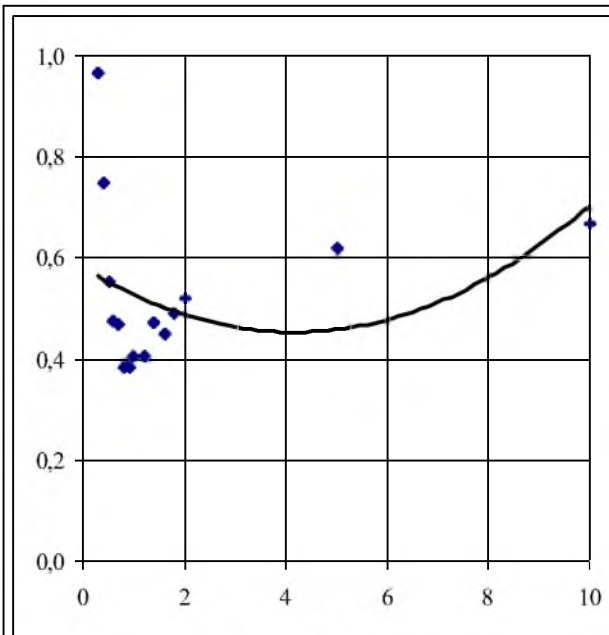


Рис. 2.22.б-1

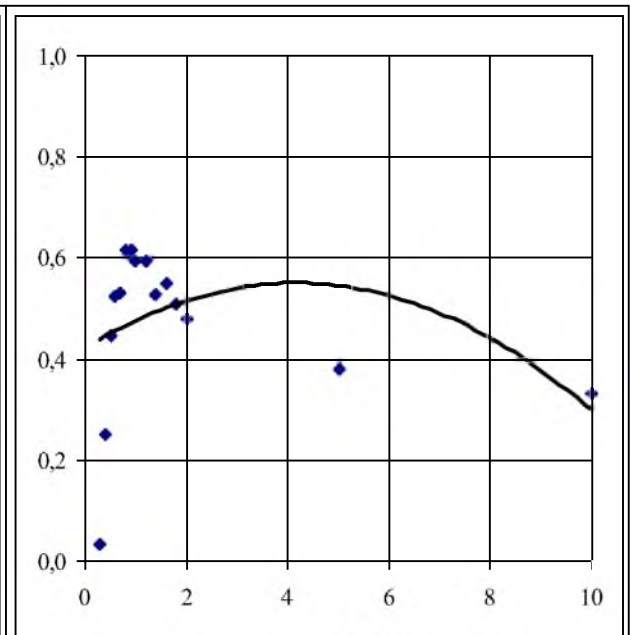


Рис. 2.22.б-2

Рисунок 2.22.б. Изменение долей скачка t_0/t_A (б-1) и замедленной остановки t^*/t_A (б-2) в периоде автоколебаний при увеличении параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$

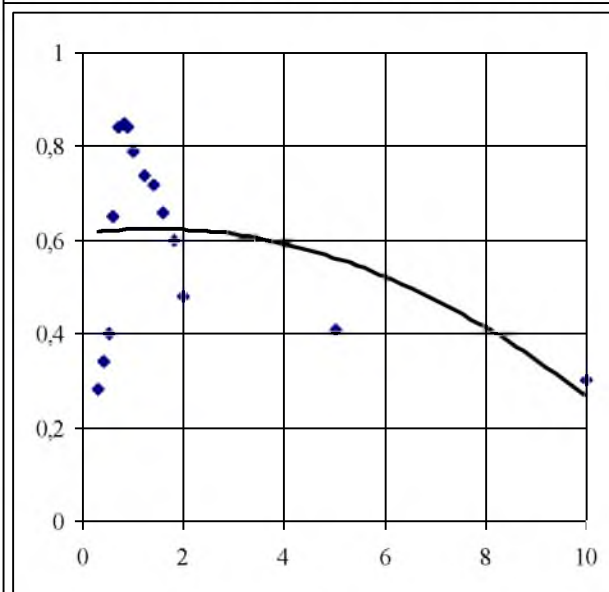


Рис. 2.23.а

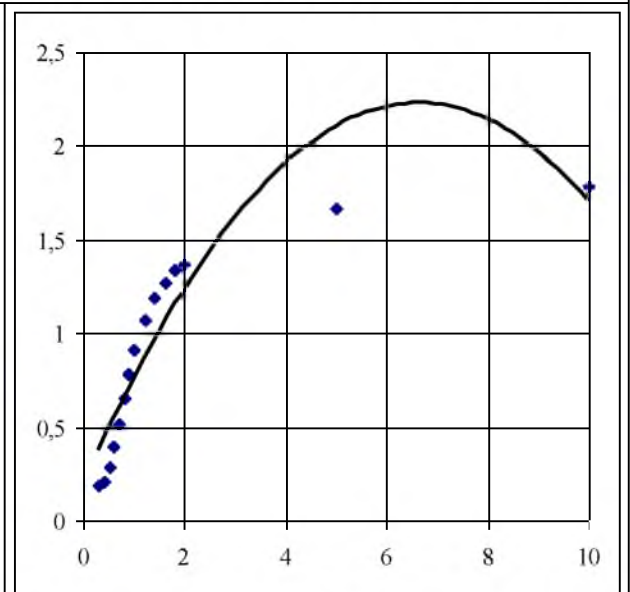


Рис. 2.23.б

Рисунок 2.23. Изменение амплитуды (а) и смещения центра (б) фрикционных автоколебаний при увеличении параметров $E_{T,x}$ и $E_{T,y}$

В качестве предварительного заключения следует отметить, что кривые на рисунках 2.18 – 2.23 не являются аппроксимациями результатов вычислительного эксперимента (представлены точками). Эти кривые показывают, что даже при влиянии одного какого-либо фактора зависимость является доста-

точно сложной и не поддается аппроксимации «простыми» кривыми. В эксперименте, естественно, действуют все факторы (одни в большей степени, другие в меньшей), поэтому попытка экспериментальные результаты, представляющие сложные закономерности, простыми зависимостями, полученными в форме уравнений регрессионного анализа, практически дает мало информации. Такой подход может привести к неверной трактовке результатов эксперимента.

2.5. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 2

1. Апробация научно-технического задела в области теоретической трибологии показала, что методы и модели кинетики трибохимических процессов имеют возможность описывать сложные кинетические характеристики Герси-Штрибека, фиксируемые в эксперименте.

2. Эта апробация показала, что сложные экспериментальные зависимости коэффициента трения от скорости относительного перемещения поверхностей взаимодействующих материалов поддаются валидации с использованием компьютерной программы подбора кинетических констант моделей трибохимической кинетики.

3. Эта апробация также показала, что методы трибохимической кинетики позволяют теоретически описывать сложные режимы трения со схватыванием и заеданиями как фрикционные автоколебания.

4. Интенсивный износ артиллерийских стволов особенно у дульного среза, где снаряд имеет максимальную скорость, по предположению (гипотеза, требующая подтверждения) может быть связан с возникновением режима фрикционных автоколебаний.

5. Разработанные математические модели трибохимической кинетики могут быть использованы в качестве составной части программного обеспечения для решения задач внутренней баллистики артиллерийских стволов.

6. Вычислительный эксперимент, проводимый с помощью такого программного обеспечения, может позволить существенно снизить объем натурных полигонных испытаний в рамках решения задач проектирования артиллерийских стволов и зарядов с одновременным повышением информативности получаемых результатов.

ГЛАВА 3. МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ. ТЕОРИЯ НАРУШЕНИЯ СПЛОШНОСТИ МАТЕРИЛОВ, РАЗРУШЕНИЯ И ИЗНОСА

Решение многих проблем живучести артиллерийских стволов может быть достигнуто детальной интерпретацией экспериментальных результатов, касающихся эксплуатационных свойств материала ствола. Цель такой интерпретации заключается в предоставлении разработчикам особенностей поведения материалов под нагрузкой в сложных термических и коррозионных условиях [103-106, 161-163, 172-175]. Определенную помощь в решении этих проблем может предоставить математическое моделирование при постановке обратных задач [90, 98, 107-116], предполагающих восстановление по статистике отказов (разрушения образцов) хода процесса генерации и аккумуляирования дефектов с реконструкцией механизмов с некоторой степенью детальности.

В механике разрушения принято различать два подхода [121]. Один акцентирует внимание на напряженно-деформированном состоянии в окрестности «особых» точек или сечений. Второй основное внимание уделяет различным непрерывным распределениям дефектов и функциям, определяющим степень поврежденности. Однако согласование этих подходов даже в рамках этой одной дисциплины представляет непростую задачу. В рамках второго подхода ниже представлен «кинетический подход» к формулировке обратных задач кинетики генерации и аккумуляирования дефектов: предполагается, что при достижении высокого уровня поврежденности наступает нарушение сплошности, приводящее к разрушению материала конструкции.

Любой материал является, как правило, дисперсным, например, поликристаллическим или армированным. С точки зрения термодинамики конструкционные материалы являются метастабильными системами. Поэтому их стремление к равновесию с окружающей средой приводит к их деградации. Деградация протекает во времени и поэтому может быть представлена некоторой кинетикой. С термодинамической и геометрической точек зрения в ма-

териале можно выделить отдельные точки (атомы) и локальные области, различающиеся уровнем метастабильности. Если рассмотреть кристаллит, то наибольшим запасом потенциальной (неуравновешенной) энергии будут обладать атомы вершин, меньшим атомы ребер, еще меньшим атомы поверхностей и наименьшим атомы внутри кристаллита [28]. Это позволяет предложить следующую схему кинетики генерации и аккумулялирования дефектов: первыми активируются точечные дефекты - атомы вершин - зародыши повреждений, затем линейные дефекты - атомы ребер, после этого поверхностные или двумерные дефекты и в последнюю очередь - атомы внутри объема кристаллита.

Первоначально ставится задача построения гипотетической кинетики генерации и аккумулялирования дефектов. Это является прямой задачей. После ее построения ставится обратная задача: подобрать кинетические константы модели по экспериментальным данным статистики разрушения образцов. На последующем этапе появляется возможность сравнением нескольких вариантов приемлемой аппроксимации экспериментального распределения дать интерпретацию механизмов разрушения, т.е. в рамках построенной модели кинетики предложить сценарий развития разрушения [90].

Постановка обратной задачи предполагает справедливость эргодической гипотезы, т.е., как в статистической физике, предполагается, что большое число последовательных наблюдений над одной системой (в нашем случае кинетика генерации и аккумулялирования дефектов в одном образце, прослеженная до его разрушения) эквивалентно большому числу одновременных наблюдений над ансамблем (в нашем случае статистическим распределением разрушения некоторой выборки образцов). В практических приложениях допущение того, что для оценки вероятности любого возможного результата испытаний одного образца необходимо провести испытания выборки образцов, считается разумным, а справедливость эргодической гипотезы для данной конкретной системы постулируется. Таким образом, в данном подходе предпола-

гается, что кинетические зависимости, фиксирующие генерацию и аккумуляцию дефектов в образце, фактически дают оценку вероятности разрушения образца из некоторой выборки в некоторый момент времени испытаний.

На ряде задач рассматривается построение некоторой гипотетической кинетики генерации и аккумуляции дефектов в материале. Далее на конкретном экспериментальном материале (например, использованы результаты испытаний, собранные в монографии [21]) решается обратная задача: компьютерный подбор кинетических констант, позволяющих соблюсти качественное и количественное согласие. Известно, что обратные задачи кинетики не имеют однозначного решения, т.е. статистика отказов может быть одна, а сценариев ее реализации несколько. Это означает, что может существовать несколько технологических подходов получения материала с определенными эксплуатационными характеристиками.

3.1. КИНЕТИКА И СТАТИСТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ «ПОЛИМЕРНЫХ» ЦЕПЕЙ

3.1.1. ФОРМАЛЬНАЯ КИНЕТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ ОБЪЕДИНЯЮЩИХСЯ ЦЕПЕЙ

Образование одномерной «полимерной» цепи дефектов представляем кинетической схемой. В выделенном объеме образца существует A_0 мономерных центров, являющихся потенциальными зародышами генерации точечных дефектов, дислокаций, трещин и т.п. Предполагаем, что в результате твердофазной механохимической реакции эти центры переходят в ядра ассоциации A_1 . Эти ядра в последующем, присоединяя другие неактивные центры, образуют линейные дислокации в виде димеров (A_2), тримеров (A_3), тетрамеров (

A_4) и т.д. Тогда изменение распределения зародышей генерации и ядер ассоциации во времени должно описываться системой дифференциальных уравнений формальной кинетики:

$$\frac{dA_0}{dt} = R - k_0 A_0; \quad (3.1.a)$$

$$\frac{dA_1}{dt} = k_0 A_0 - k_1 A_1; \quad (3.1.б)$$

$$\frac{dA_2}{dt} = k_1 A_1 - k_2 A_2; \quad (3.1.в)$$

.....

$$\frac{dA_i}{dt} = k_{i-1} A_{i-1} - k_i A_i; \quad (3.1.г)$$

..... ;

здесь A_0 - концентрация зародышей генерации цепи дефектов, $A_1, \dots, A_i$ - «полимерная» цепь дефектов (микротрещина), представляющая результат процесса их аккумуляирования. Начальное условие принимается в виде: при $t_0 = 0$ имеем $A_0 = \text{const}$, $A_i = 0$. Процесс со скоростью R может означать поток дефектов или скорость генерации зародышей цепи дефектов в другом процессе. Для квазистационарного режима эта скорость может быть принята постоянной ($R = \text{const}$), а для нестационарного процесса как $R = R(t)$. Распределение смещается вправо: $A_0 \rightarrow 0$, $A_i \rightarrow 0$ при $t \rightarrow \infty$.

Аккумуляирование дефектов в виде ядер ассоциации является экзотермическим процессом, т.е. сопровождается выделением энергии. Это приводит к допущению о снижении энергии активации при каждом последующем элементарном акте ($E_A^0 > E_A^1$); из этого следует $k_0 < k_1$. При последующих актах аккумуляирования дефектов значения энергий активации элементарных актов выравниваются, т.е. может быть принято $k_1 = k_2 = \dots = k_i = \dots = k$.

На начальном этапе изучения данной системы примем $A_0 = C_0$ при $t_0 = 0$ и $R = 0$. В таком случае убыль зародышей процесса генерации дефектов будет подчиняться уравнению (3.1.a), решение которого приводит к зависимости

$$A_0 = C_0 \exp\{-k_0 t\}. \quad (3.2.a)$$

Далее решение задачи сводится к интегрированию уравнения (3.1.б):

$$A_1 = \frac{k_0 C_0}{k - k_0} (\exp\{-k_0 t\} - \exp\{-kt\}). \quad (3.2.б)$$

Решение системы (3.1) приводит к совокупности зависимостей

$$A_2 = C_0 \frac{k_0 k}{(k - k_0)^2} [\exp\{-k_0 t\} - (1 + (k - k_0)t) \exp\{-kt\}]; \quad (3.2.в)$$

$$A_3 = C_0 \frac{k_0 k^2}{(k - k_0)^3} \left[\exp\{-k_0 t\} - \left(1 + (k - k_0)t + \frac{((k - k_0)t)^2}{2!} \right) \exp\{-kt\} \right]; \quad (3.2.г)$$

$$A_4 = C_0 \frac{k_0 k^3}{(k - k_0)^4} \left[\exp\{-k_0 t\} - \left(1 + (k - k_0)t + \frac{((k - k_0)t)^2}{2!} + \frac{((k - k_0)t)^3}{3!} \right) \exp\{-kt\} \right]; \quad (3.2.д)$$

общая формула для i -той цепи аккумулированных дефектов имеет вид

$$A_i = C_0 \frac{k_0}{k - k_0} \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^{i-1} \left[\exp\{-k_0 t\} - \left(\sum_{j=1}^{j=i-1} \frac{((k - k_0)t)^j}{j!} \right) \exp\{-kt\} \right]. \quad (3.3)$$

Зависимости (3.2) представлены на рисунке 3.1.

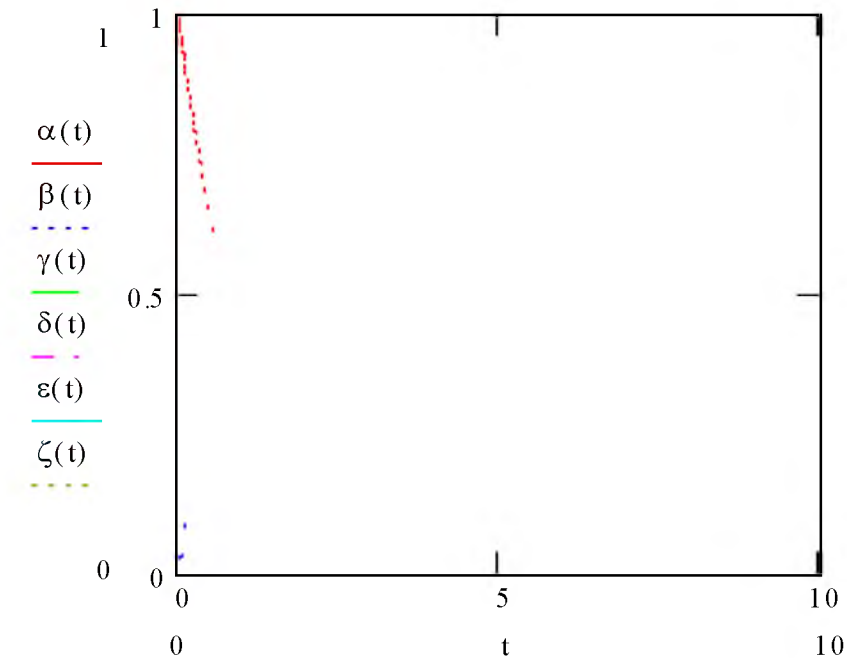


Рис. 3.1. Кинетика генерации и аккумулирования дефектов: концентрации $A_0(t)$, $A_1(t)$ ($A_i(t)$; $i = 2, 3, 4, \dots$); расчет произведен по уравнениям (3.2) при значениях $k_0 = 0,9$ и $k = 1,0$ ($C_0 = 1$)

Зависимости, представленные на рисунке 3.1, показывают, что процесс генерации и аккумуляции дефектов в виде цепей интенсивно идет в начальные моменты времени. В последующем аккумулярованные дефекты распределяются по разным цепям все более равномерно. Изменение этих распределений цепей по числу стадий аккумуляции может быть проиллюстрировано гистограммами в выбранные моменты времени. Соблюдение неравенства $k > k_0$ дает качественно подобные по эволюции во времени системы.

В этой задаче при $t_0 = 0$ имеет место $R = R_0 = 0$ и $A_0 = C_0 = \text{const}$. Далее в последующие моменты времени идет процесс аккумуляции точечных дефектов с формированием линейных цепей, но генерация новых дефектов не происходит и нет потока дефектов ($R = 0$) извне или наружу. С точки зрения практики решение такой задачи может описывать процессы рекристаллизации, усталости и старения конструкционных материалов.

Следующий этап эволюции системы аккумулярованных дефектов – стадия объединения цепей, когда их концентрация в объеме материала достигает критической величины. Когда объединенные цепи аккумулярованных дефектов достигнут такой концентрации, что сформируют сетку, принизывающую выделенный объем материала, тогда можно ставить вопрос о нарушении сплошности материала. Процесс формирования сетки является «индикаторным» процессом, информирующим о приближении к стадии разрушения.

При таком сценарии задача кинетики объединения одномерных «полимерных» цепей аккумулярованных дефектов формулируется в виде следующего описания. При некоторой степени завершенности процесса генерации и аккумуляции дефектов, обеспечивающей достаточно высокую концентрацию цепей в объеме материала или на поверхности, начинается процесс их объединения (при встрече одной выделенной для рассмотрения растущей цепи с другими).

Степень завершенности процесса генерации и аккумуляции дефектов имеет смысл степени превращения (доля зародышей генерации цепи дефектов, которые прошли стадию аккумуляции). Степень превращения - отношение числа дефектов, вошедших в цепи аккумуляции ($C_0(1 - \exp\{-k_0 t\})$), к общему запасу потенциальных дефектов (C_0)

$$\alpha = 1 - \exp\{-k_0 t\}. \quad (3.4)$$

Формула (3.4) задает степень превращения на начальных временах – до «заметного» развития процесса объединения цепей аккумуляции.

Процесс аккумуляции дефектов в цепи описывается уравнениями (3.1), которые представляют скорость изменения концентрации отдельной цепи A_i . В таком случае константа скорости реакции представляет собой удельную скорость роста цепи в ходе аккумуляции дефектов, что формально представимо в виде

$$\frac{1}{A_i} \frac{dA_{i+1}}{dt} = k. \quad (3.5)$$

Тогда можно говорить, что цепь аккумуляции дефектов представляет собой одномерный объем, а скорость заполнения его дефектами может быть представлена как увеличение радиуса: $r = kt$. Таким образом, заполнение этого одномерного объема будет пропорционально концентрации цепей аккумуляции дефектов ($C_0(1 - \exp\{-k_0 t\})$) и скорости их роста (kt). Тогда формула для степени превращения для рассматриваемого одномерного объема цепей аккумуляции дефектов будет иметь вид

$$\beta = C_0 k (1 - \exp\{-k_0 t\}). \quad (3.6)$$

Тогда изменение степени превращения должно описываться уравнением

$$\frac{d\beta}{dt} = \frac{d}{dt}(F(t)), \quad (3.7)$$

где $F(t) = C_0 k (1 - \exp\{-k_0 t\})$. Уравнение для изменения параметра β с учетом объединения цепей аккумуляции дефектов обобщенная будет иметь вид

$$\frac{d\beta}{dt} = \frac{d}{dt}(F(t))(1 - \beta). \quad (3.8)$$

Данный прием (переход от уравнения (3.7) к уравнению (3.8)) был предложен А.Н. Колмогоровым [73] для задачи кристаллизации с учетом статистического объединения зерен сплава на последних стадиях процесса (объем – трехмерный). Для решения поставленной выше задачи этот прием был распространен на одномерный и двумерный объемы.

Интегрированием (3.8) получаем формулу

$$\beta = 1 - \beta_0 \exp\{-F(t)\}; \quad (3.9)$$

здесь $\beta_0 = 1$ - вычисляется из начальных условий $t_0 = 0$; $\beta = 0$. Таким образом, формула для степени превращения принимает вид

$$\beta = 1 - \exp\{-C_0 k t (1 - \exp\{-k_0 t\})\}. \quad (3.10).$$

Зависимости (3.10) показаны на рисунках 3.2 и 3.3. Из них видно, что увеличение константы генерации активных дефектов (k_0) приводит к более интенсивному заполнению объема образца одномерными цепями аккумулярованных дефектов (рисунок 3.2). Подобная закономерность фиксируется при увеличении концентрации зародышей генерации активных дефектов (C_0) и скорости их аккумулярования (k). Эти константы одинаково влияют на кинетику (рисунок 3.3). Начальная стадия на этих зависимостях наблюдается как латентный период, который соответствует медленному заполнению одномерного объема аккумулярованными дефектами; вторая стадия - близкий линейному ход процесса во времени; третья стадия - наблюдается насыщение из-за того, что рассматриваемый объем стремится к своему полному заполнению.

Таким образом, существо кинетического подхода: разрушение и другие процессы деградации материала в формализованном виде представляются как рост дефектности - процесс генерации и аккумулярования дефектов.

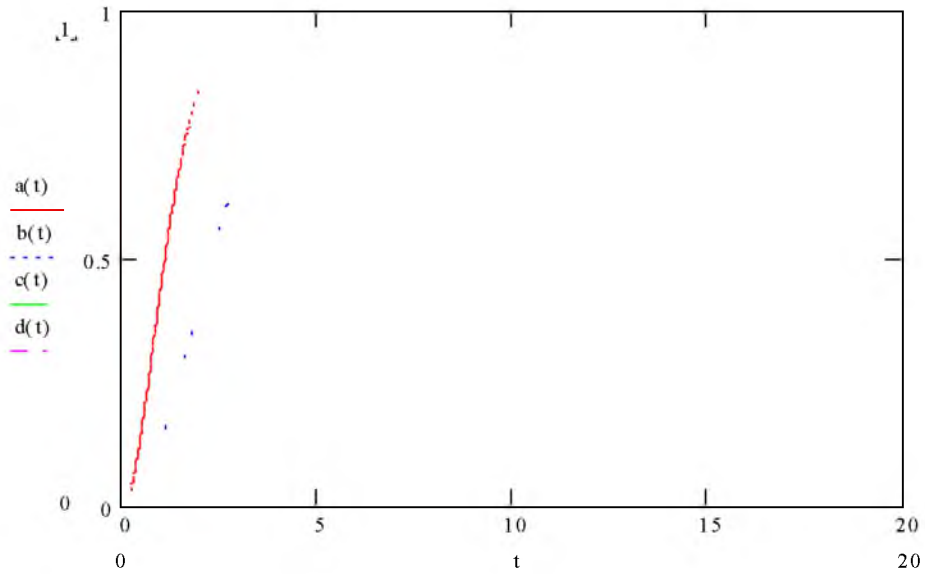


Рис. 3.2. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение степени превращения (β) при изменении констант (расчет произведен по уравнению (3.10)); для зависимостей (слева направо) k_0 равна 0,5, 0,1, 0,01, 0,001; для всех зависимостей $C_0 k = 1,5$

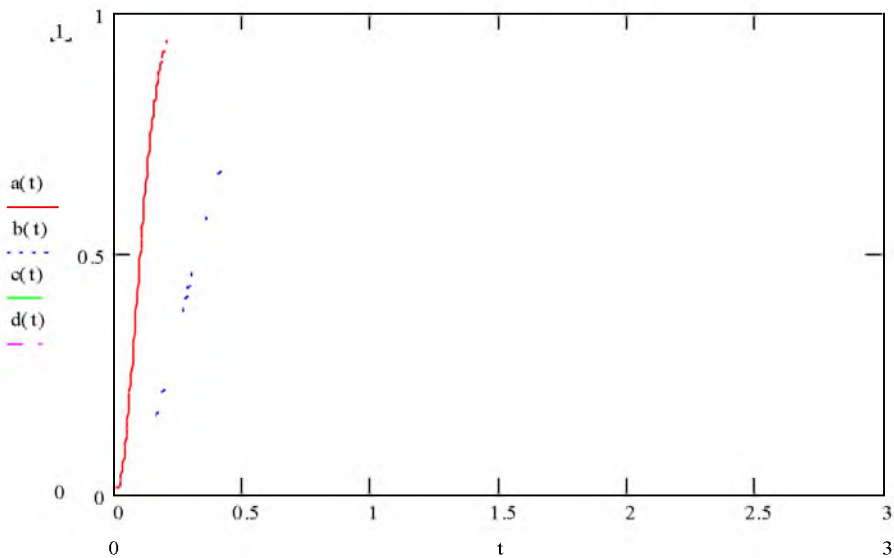


Рис. 3.3. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение степени превращения (β) при изменении констант (расчет произведен по уравнению (3.10)); для зависимостей (слева направо) константа $C_0 k$ равна 150, 15, 1,5, 0,15; для всех зависимостей $k_0 = 0,5$

Следующая задача кинетики сформулирована в виде: система уравнений (3.1); начальные условия: $t_0 = 0$; $C_0 = 0$; $R = R_0 = \text{const}$. Принято: поток дефектов

к поверхности или скорость их генерации дефектов на поверхности постоянная величина, т.е. задается стационарный процесс. Тогда решение системы уравнений кинетики (3.1) будет иметь вид

$$A_0 = \frac{R_0}{k_0} (1 - \exp\{-k_0 t\}); \quad (3.11.a)$$

зависимость концентрации цепей аккумулярованных дефектов некоторой длины

$$A_1 = \frac{R_0}{k} \left[1 - \frac{k}{k - k_0} \exp\{-k_0 t\} + \frac{k_0}{k - k_0} \exp\{-kt\} \right]; \quad (3.11.б)$$

$$A_2 = \frac{R_0}{k} \left[1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^2 \exp\{-k_0 t\} - \left(\left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^2 \right) - \frac{k}{k - k_0} kt \right) \exp\{-kt\} \right]; \quad (3.11.в)$$

$$A_3 = \frac{R_0}{k} \left[1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^3 \exp\{-k_0 t\} - \left(\left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^3 \right) + \left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^2 \right) kt - \frac{k_0}{k - k_0} \frac{(kt)^2}{2!} \right) \exp\{-kt\} \right]; \quad (3.11.г)$$

$$A_4 = \frac{R_0}{k} \left[1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^4 \exp\{-k_0 t\} - \left(\left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^4 \right) + \left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^3 \right) kt + \left(1 - \left(\frac{k}{k - k_0} \right)^2 \right) \frac{(kt)^2}{2!} - \frac{k_0}{k - k_0} \frac{(kt)^3}{3!} \right) \exp\{-kt\} \right] \quad (3.11.д)$$

и т.д. Зависимости (3.11) проиллюстрированы на рисунке 3.4.

Приведенные зависимости (рисунок 3.4) констатируют следующее: поток извне неактивных дефектов – зародышей генерации обеспечивает установление их стационарной концентрации (их исчерпания не наблюдается). При $R_0 = 0$ и $C_0 \neq 0$ (рисунок 3.1) процесс генерации активных дефектов, а также процесс аккумулярования дефектов затухает во времени, причем начальная концентрация зародышей генерации распределяется между сформировавшимися цепями аккумулярованных дефектов. Если процесс генерации и аккумулярования дефектов останавливается в результате исчерпания зародышей генерации (рисунок 3.1), тогда процесс объединения цепей аккумулярованных

дефектов может не развиваться, и формирование сплошной сетки объединенных цепей аккумулярованных дефектов не начаться. Для процесса, описываемого уравнениями (3.11), подобный режим исключается, так как обеспечивается постоянная генерация активных дефектов (рисунок 3.4).

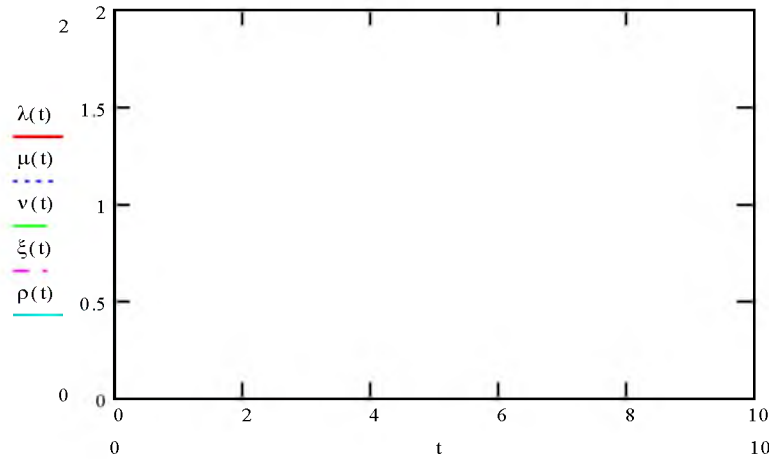


Рис. 3.4. Кинетика генерации и аккумулярования дефектов: концентрации зародышей $A_0(t)$, точечных «мономерных» активных дефектов $A_i(t)$ и цепей аккумулярованных дефектов ($A_i(t); i = 2, 3, 4, \dots$) – нумерация слева направо; расчет произведен по уравнениям (3.11); $k_0 = 0,5$; $k = 1,5$ ($R_0 = 1, C_0 = 0$)

Для решения задачи кинетики в постановке, связанной с объединением цепей аккумулярования дефектов, необходимо также ввести степень завершенности процесс (степень превращения). Наличие потока R_0 к моменту времени t задает значение суммарной концентрации A_0 , которая согласно

$$\frac{dA_0}{dt} = R_0 \quad (3.12)$$

составит

$$A_0 = R_0 t. \quad (3.13)$$

Концентрация зародышей, которые на стадии генерации стали активными аккумулярующимися дефектами, представлена уравнением (3.11.a). Поэтому степень превращения α будет определяться формулой

$$\alpha = \frac{R_0 t - \frac{R_0}{k_0} (1 - \exp\{-k_0 t\})}{R_0 t}; \quad (3.14.a)$$

$$\alpha = \frac{k_0 t - 1 + \exp\{-k_0 t\}}{k_0 t}. \quad (3.14.6)$$

Удельная скорость процесса аккумуляирования составляет k , тогда одномерный сеточный объем цепей аккумуляированных дефектов задается формулой

$$A_{\Sigma} = \alpha R_0 t \cdot k t. \quad (3.15)$$

Степень завершенности заполнения этого объема β может быть представлена, как отношение A_{Σ} к концентрации аккумуляированных дефектов на стадии полной завершенности A_{max} ; это же можно представить как произведение A_{Σ} на удельный объем аккумулялируемых дефектов φ_{max} ; его достижение сопровождается потерей сплошности материала. В таком случае

$$\beta = \frac{\varphi_{max} R_0 k t}{k_0} (k_0 t - 1 + \exp\{-k_0 t\}). \quad (3.16)$$

Учет объединения цепей аккумуляированных дефектов дает формулу для значений β на поздних стадиях развития процесса

$$\beta = 1 - \exp\{H_R t (1 - k_0 t - \exp\{-k_0 t\})\}, \quad (3.17)$$

где $H_R = \frac{\varphi_{max} R_0 k}{k_0}$. Зависимости (3.17) проиллюстрированы на рисунке 3.5.

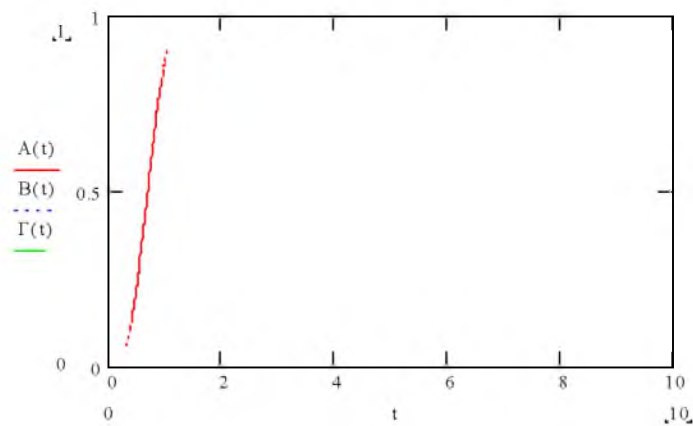


Рис. 3.5. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение степени превращения (β) при изменении констант (расчет произведен по уравнению (3.17)); для зависимостей (слева направо) константа H_R равна 20, 2 и 0,2; для всех зависимостей $k_0 = 0,5$.

Как и ранее, на этих зависимостях (рисунки 3.2 и 3.3), фиксируются три стадии: латентный период и периоды линейного и замедленного роста; последний представляет завершение процесса объединения цепей аккумулярованных дефектов. С точки зрения практики важно то, что зависимости (3.17) констатируют следующее: при прохождении зависимостью максимума производной отдельные цепи аккумулярованных дефектов сформировали при своем объединении сетку, пронизывающую рассматриваемый объем образца. Развитие процесса при большом количестве цепей аккумулярованных дефектов, образующих большое число коротких объединенных между собой цепей, может представлять модель аморфизации; при малом числе, но длинных, цепей аккумулярованных дефектов может представлять собой сценарий межкристаллитного разрушения. (Задача кинетики при $R(t) \neq 0$ рассмотрена в Приложении 3).

Представленное решение рассмотренных задач кинетики приводит к заключению, что построенная математическая модель для начальных стадий генерации и аккумулярования дефектов в цепи дает возможность выполнять анализ экспериментальных данных путем их сопоставления с теоретическими зависимостями. Анализ может быть выполнен по нескольким параметрам, при этом не требуется, чтобы все остальные параметры задавать постоянными значениями, тем более, что для большинства экспериментов в инженерно-прикладных исследованиях этого добиться практически невозможно. В рамках же разработанного кинетического подхода такие экспериментальные сложно-параметрические задачи могут быть решены с достаточной степенью достоверности получаемых данных.

3.1.2. ПОСТРОЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ НА ОСНОВЕ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ФОРМАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ ПРО- ЦЕССА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ

Кинетический подход, рассмотренный выше, распространен на ряд задач теории надежности (оценка ресурса, живучести), которые могут быть формализованы в виде задач построения кинетической схемы квазихимических

реакций (переходов), дающих определенное распределение. В качестве примера рассмотрен процесс генерации и аккумуляирования дефектов [90, 107], критический уровень которых приводит к нарушению сплошности материала. В результате этого процесса происходит потеря прочности, разрушение и изнашивание (в случае трения) материалов.

Согласно постановке задачи предполагается, что процесс разрушения материала представим схемой кинетики генерации и аккумуляирования дефектов первоначально в виде одномерных «полимерных» цепей (микротрещин) [90, 107]. Следующая стадия - объединение цепей аккумуляации. Завершение этой стадии - объединенные цепи образуют сетку. Формирование такой сетки на заключительном этапе приводит к потере сплошности конструкционного материала, что, в свою очередь, завершается разрушением. Данная последовательность событий в терминах теории надежности есть постепенный отказ.

Одно из решений подобного типа задач имеет вид

$$\beta = 1 - \exp\{-C_0 k t (1 - \exp\{-k_0 t\})\}, \quad (3.10)$$

где β - степень превращения (степень завершенности процесса заполнения одномерного объема цепями аккумуляированных дефектов, C_0 - начальная концентрация зародышей генерации, k_0 - константа скорости генерации активных точечных дефектов, k - константа скорости аккумуляирования (обеспечивает подрастание цепи аккумуляированных дефектов: $r = kt$). Предварительно следует отметить, что подобная формулировка задачи ниже развита для плоских, разрастающихся по поверхности зерен поликристаллического материала, и «поровых» микродефектов (микротрещин).

В данной концепции кинетическая зависимость генерации и аккумуляирования дефектов является функцией распределения отказов во времени и определяется уравнением (3.10) в виде $F(t) = \beta$, а надежность (функция надежности) - уравнением

$$1 - F(t) = 1 - \beta = \exp\{-C_0 k t (1 - \exp\{-k_0 t\})\}. \quad (3.18)$$

Зависимости (3.10) проиллюстрированы на рисунках 3.6.а и 3.7.а. Они констатируют, что увеличение константы генерации активных дефектов k_0 приводит и к более интенсивному их аккумуляции (при том же значении соответствующей константы скорости). Это обеспечивает большую скорость приближения к «критической» зоне нарушения сплошности материала (рисунок 3.6.а).

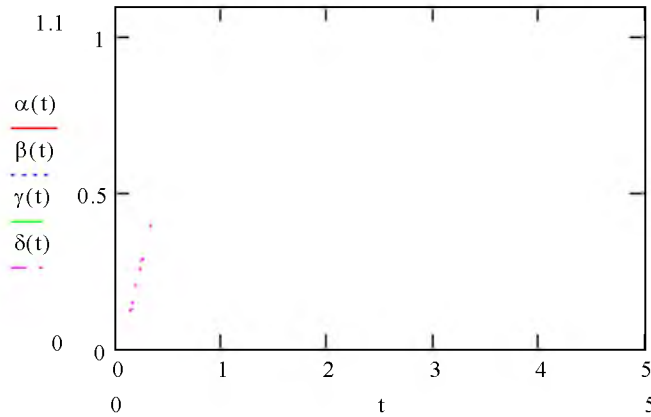


Рис. 3.6.а. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов: изменение функций распределения $F(t)$ с изменением генерации констант k_0 : 0,1; 0,5; 1,0; 5,0 (снизу вверх от $\alpha(t)$ до $\delta(t)$); для всех зависимостей $C_0 k$ равно 2,0 (расчет произведен по (3.10))

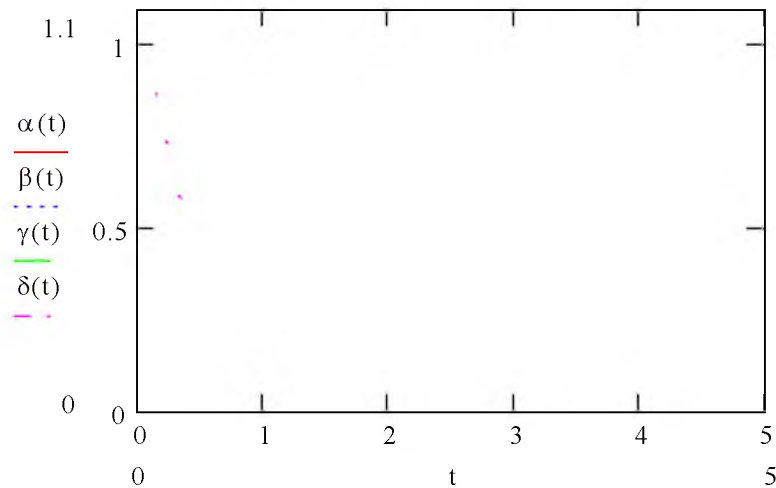


Рис. 3.6.б. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов: изменение функций надежности $1 - F(t)$ при увеличении констант генерации k_0 : 0,1; 0,5; 1,0; 5,0 (снизу вверх от $\alpha(t)$ до $\delta(t)$); для всех зависимостей $C_0 k$ равно 2,0 (расчет произведен по (3.18))

Подобные тенденции изменения функций распределения отказов и надежности фиксируются при увеличении концентрации в объеме материала зародышей для реакции генерации активных дефектов C_0 и скорости процесса аккумуляирования k . Влияние всех трех факторов одинаково (рисунок 3.7.а). Получаемые зависимости имеет три характерных участка: латентный, линейного и замедленного роста, каждый из которых отвечает преобладанию тех процессов, которые реализуются в начале, в середине и в конце. То есть процессов генерации активных дефектов из зародышей, аккумуляирования активных дефектов с образованием одномерных цепей и объединения этих цепей с формированием переплетающейся сетки микротрещин.

С точки зрения практики зависимости, представленные на рисунках 3.6.а и 3.7.а, говорят о том, на втором участке линейного роста (максимум производной) аккумуляирование дефектов и интенсивный рост цепей вызывает формирование сетки объединяющихся при встрече друга цепей. Совокупность этих процессов может быть отражена двумя крайними сценариями: большое число (концентрация) цепей, которые имеют малую длину «аккумуляции», и малое число цепей, но которые имеют большую длину «аккумуляции». Первый сценарий может представлять процесс, предшествующий разрушению, как разрыхление (аморфизация) исходной структуры, второй, как межкристаллитное разрушение. Случай реализации первого сценария соответствует «вязкому» разрушению; случай второго сценария – «хрупкому» разрушению.

Таким образом, интерпретация с позиций теории надежности: разрушение образца представляет собой отказ, позволяет процесс разрушения (износа) описывать в терминах плотности распределения вероятности отказа и других.

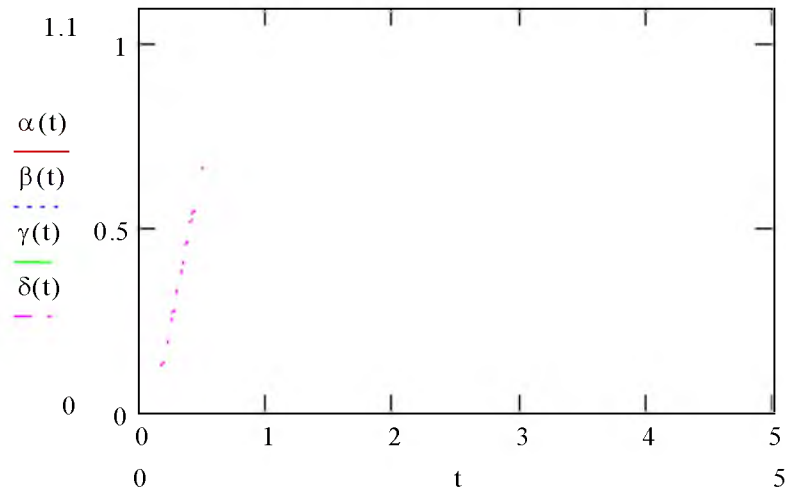


Рис. 3.7.а. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение функций распределения $F(t)$ при увеличении концентрации зародышей процесса генерации активных дефектов и константы аккумуляирования в виде произведения C_0k (снизу вверх от $\alpha(t)$ до $\delta(t)$: 0,2; 1,0; 2,0; 10,0); k_0 для всех зависимостей равно 0,5; расчет произведен по (3.10)

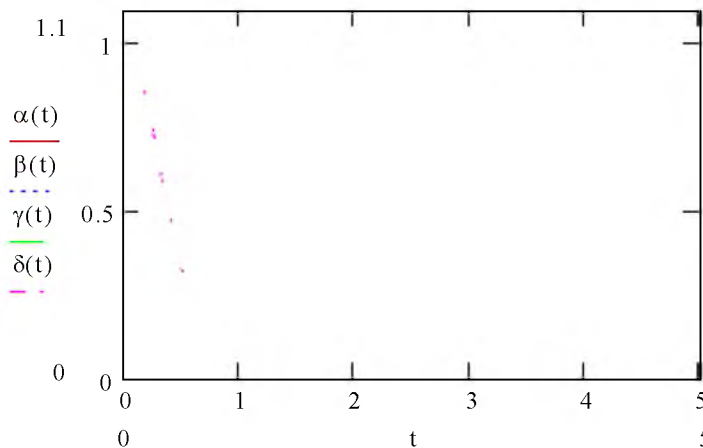


Рис. 3.7.б. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение функций надежности $F(t)$ при увеличении концентрации зародышей процесса генерации активных дефектов и константы аккумуляирования в виде произведения C_0k (сверху вниз от $\alpha(t)$ до $\delta(t)$: 0,2; 1,0; 2,0; 10,0); k_0 для всех зависимостей равно 0,5; расчет произведен по (3.18)

Плотность распределения вероятностей генерации и аккумуляирования дефектов в материале имеет вид $f(t) = dF(t)/dt$ (γ); для рассмотренной выше модели разрушения ее вид будет следующим:

$$\gamma = C_0k \exp\{-C_0kt(1 - \exp\{-k_0t\})\} \cdot (1 - \exp\{-k_0t\} + k_0t \exp\{-k_0t\}). \quad (3.19)$$

Зависимости (3.19) показаны на рисунках 3.8 и 3.9 (соответствуют рисункам 3.6 и 3.7). Эти зависимости являются аналогами распределения Рэля (распределение Рэля представляет собой частный случай распределения Вейбулла при параметре формы - 2).

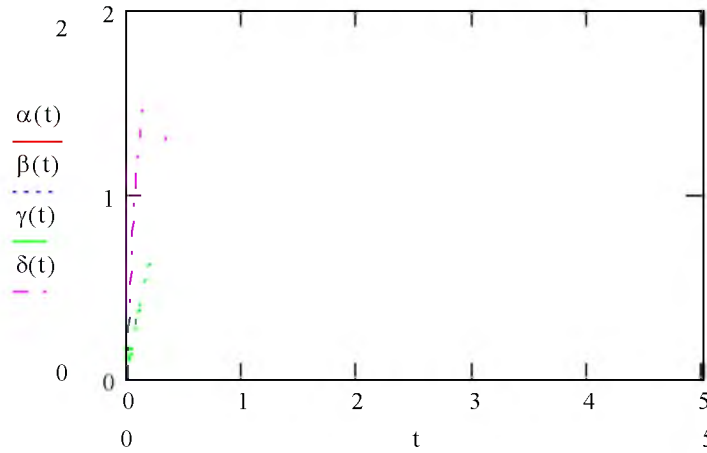


Рис. 3.8. Кинетика генерации и аккумулярования дефектов: изменение плотности распределения $f(t)$ - соответствует рисунку 3.6.а; (расчет произведен по (3.19))

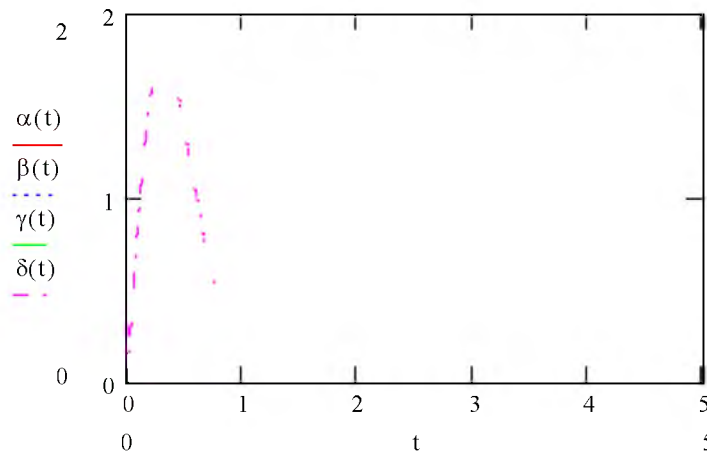


Рис. 3.9. Кинетика генерации и аккумулярования дефектов: изменение плотности распределения $f(t)$ - соответствует рисунку 3.7.а; (расчет произведен по (3.19))

Формулы (3.10), (3.18), (3.19) дают возможность в явном виде привести формулу для интенсивности отказов $\lambda(t) = f(t)/(1 - F(t))$ - здесь интенсивности генерации и аккумулярования дефектов:

$$\lambda = C_0 k (1 - \exp\{-k_0 t\} + k_0 t \exp\{-k_0 t\}). \quad (3.20)$$

Зависимости вида (3.2) показаны на рисунках 3.10 и 3.11.

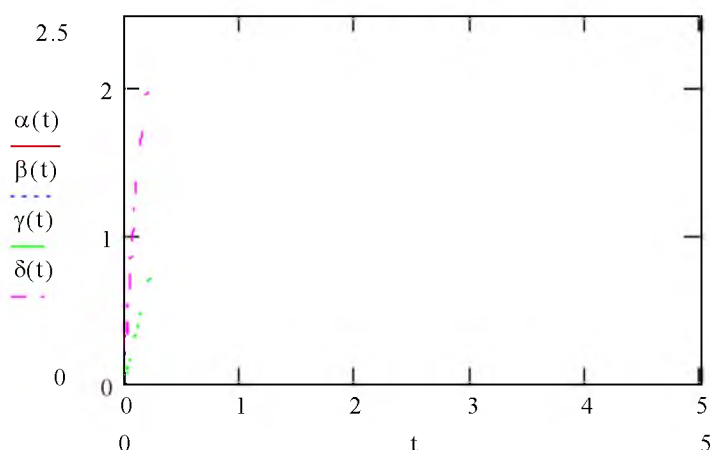


Рис. 3.10. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение интенсивности отказов $\lambda(t)$ - соответствует рисункам 3.6 и 3.8; (расчет произведен по (3.20))

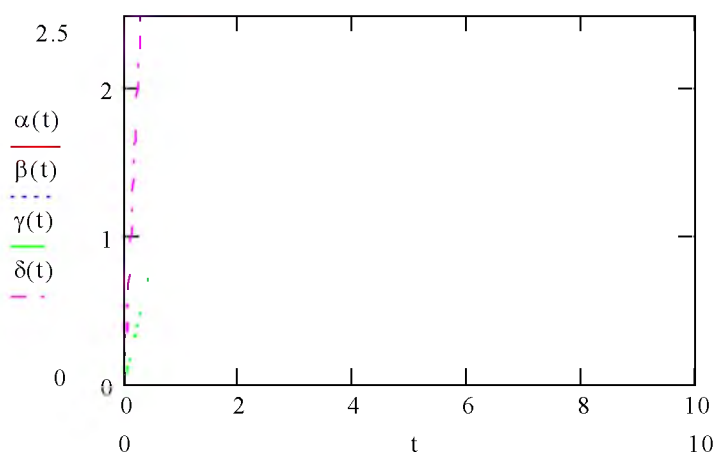


Рис. 3.11. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: изменение интенсивности отказов $\lambda(t)$ - соответствует рисункам 3.7 и 3.9; (расчет произведен по (3.20))

Функция $\lambda(t)$ (3.20) имеет следующие особенности (рисунки 3.10 и 3.11): (1) имеет максимум (не является монотонной); (2) на начальном этапе она растет линейно аналогично функции $\lambda(t)$ для распределения Рэлея или рост с ускорением аналогично той же функции для распределения Вейбулла; (3) на заключительном этапе функция $\lambda(t)$ выходит асимптотически постоянное значение аналогично той же для экспоненциального распределения.

Особенности поведения надежности сложных технических систем в настоящее время привлекают пристальное внимание. Например, обнаружено, что вначале эксплуатации такой системы надежность может ниже, чем на более длительных временах эксплуатации. При таком анализе всегда подчеркивается, что функция готовности, будет монотонно убывающей только для экспоненциального распределения. Иногда функция готовности проявляет свойства колеблемости [44].

В теории надежности выделяют физическую и математическую составляющие. В связи с этим разрабатываемые методы математического моделирования на основе формальной кинетики генерации и аккумуляирования дефектов структуры конструкционных материалов позволяют согласовать информацию, предоставляемую этими двумя составляющими. То есть результаты формально математических результатов аппроксимаций экспериментальных распределений отказов (разрушения) могут быть интерпретированы в рамках моделей кинетики, а результаты физической составляющей, которые в настоящее время в основном сводятся к описанию единичного эксперимента с фиксированием деталей, например, разрушения, могут быть суммированы с целью построения функций, используемых теорией надежности.

Развитие такого обобщающего подхода будет способствовать повышению надежности сложных технических систем и принятию обоснованных инженерных и организационных решений с использованием аппарата теории массового обслуживания.

В соответствии с этим следует предварительно на качественном уровне выполнить сравнение наиболее часто используемых распределений (для случая механических систем, характеризующихся постепенными отказами) с распределениями, которые могут быть построены методами формальной кинетики для твердофазных механохимических реакций генерации и аккумуляирования дефектов, которыми сопровождаются процессы деградации структуры конструкционных материалов в ходе эксплуатации.

3.1.3. СРАВНЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЙБУЛЛА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОТКАЗОВ, ПОЛУЧЕННОГО КАК РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ФОРМАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ «ПОЛИМЕРНЫХ» ЦЕПЕЙ

На практике наиболее широкое распространение для представления систем, характеризующихся постепенными отказами, (механических систем) получило распределение Вейбулла. Поэтому ниже выполнено сравнение двух распределений: распределения, полученного как решение задачи кинетического описания процесса генерации и аккумуляирования дефектов, - «кинетического» распределения [90, 108, 111] и распределения Вейбулла. Именно распределение Вейбулла [120] наиболее широко используется для представления статистики отказов механических систем, существенной особенностью которых являются, так называемые, «постепенные» отказы. Хотя распределение Вейбулла хорошо зарекомендовало себя, тем не менее, оно имеет существенный недостаток: оно является сугубо эмпирическим. Поэтому для интерпретации получаемых результатов формально математического описания часто бывает недостаточно. Это требует привлечение других методов, чаще физических, описания причин и форм реализации отказа.

Функция распределения Вейбулла имеет вид

$$F_w(t, \alpha, \varepsilon, \mu) = \begin{cases} 1 - \exp\left\{-\left(\frac{t-\mu}{\varepsilon}\right)^\alpha\right\}; & t > \mu; \\ 0; & t \leq \mu \end{cases} \quad (3.21)$$

здесь α , ε , μ - параметры формы кривой, масштаба и сдвига, соответственно. К частным случаям распределения Вейбулла относятся: экспоненциальное ($\alpha = 1$) и Рэлея ($\alpha = 2$).

Имеет практический интерес сравнение распределения Вейбулла и распределения генерации и аккумуляирования дефектов [90, 107], которое простейшем виде описывается функцией вида

$$F_k(t, k_0, C_0, k) = 1 - \exp\left\{-C_0 k t (1 - \exp\{-k_0 t\})\right\}; \quad t \geq 0; \quad (3.22)$$

здесь C_0 - начальная концентрация зародышей генерации активных дефектов, k_0 - константа скорости (вероятность) реакции генерации активных дефектов, k - константа скорости (вероятность) аккумуляирования дефектов в виде одномерной цепи. Случайная переменная t представляет долговечность, а константы k_0 и k отражают ход процессов генерации и аккумуляирования дефектов (являются параметрами распределения; зависят от режима нагружения, эксплуатации и др.). Концентрация неактивных зародышей C_0 - параметр распределения, который может представлять особенности геометрии и режима эксплуатации образца (надрезы, концентраторы напряжений и т.п., концентрация коррозионно-активной примеси в среде, другие особенности предыстории образца).

Сравнение функций распределения (3.21) и (3.22) представлено на рисунках 3.12 – 3.14. Функции распределения Вейбулла при $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и разных значениях параметра формы (α) показаны на рисунке 3.12.а. Можно видеть, что увеличение α сопровождается переходом от зависимости экспоненциального распределения ($\alpha = 1$) к S-образной зависимости. Крутизна S-образной зависимости растет с увеличением α и уменьшением параметра масштаба ε (рисунок 3.12.б).

Распределение Вейбулла имеет одну характерную особенность, из-за которой результаты аппроксимации экспериментальных данных могут быть неоднозначными и поэтому трудно поддаваться интерпретации. Это связано с тем, что параметры α , μ и ε не являются независимыми, и поэтому близкие кривые распределения можно получить при различных значениях этих параметров. Это показано на рисунке 3.15. Данный факт можно отнести к недостаткам тех зависимостей, которые имеют более двух подгоночных параметров. В тоже время наличие трех параметров в распределении Вейбулла является преимуществом по сравнению с распределениями Гаусса и Гумбеля, содержащими два параметра. Такими же достоинствами и недостатками, что распределение Вейбулла, обладают распределения аккумуляированных дефектов.

Параметры распределения Вейбулла, как отмечалось выше, не являются независимыми. Поэтому их значения могут определяться большим числом факторов, часть из которых не поддается контролю. В тоже время каждый из параметров может с той или иной вероятностью в большей или меньшей степени определяться каким-либо свойством материала и режима эксплуатации. Данная ситуация является недостатком эмпирических зависимостей и, в частности, распределения Вейбулла.

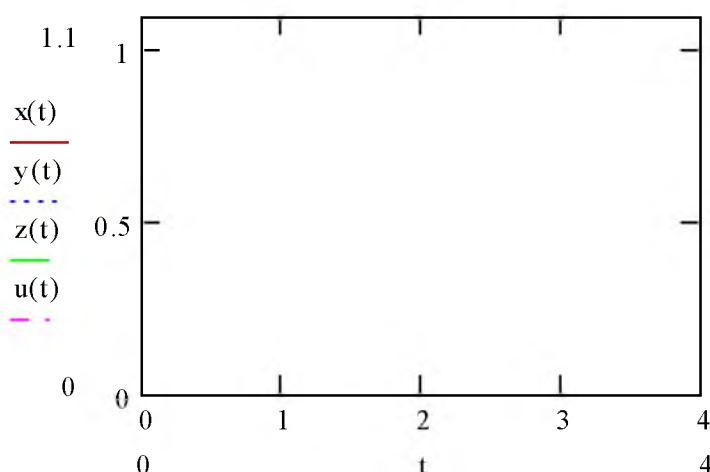


Рис. 3.12.а. Обобщенное распределение Вейбулла (3.21) при $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и разных значениях параметра формы: $\alpha = 1$ (экспоненциальное распределение), $\alpha = 2$ (распределение Рэлея), $\alpha = 3$ и $\alpha = 4$ (распределение Вейбулла); обозначения для этих зависимостей $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$ (сверху вниз при значениях $t < 1$)

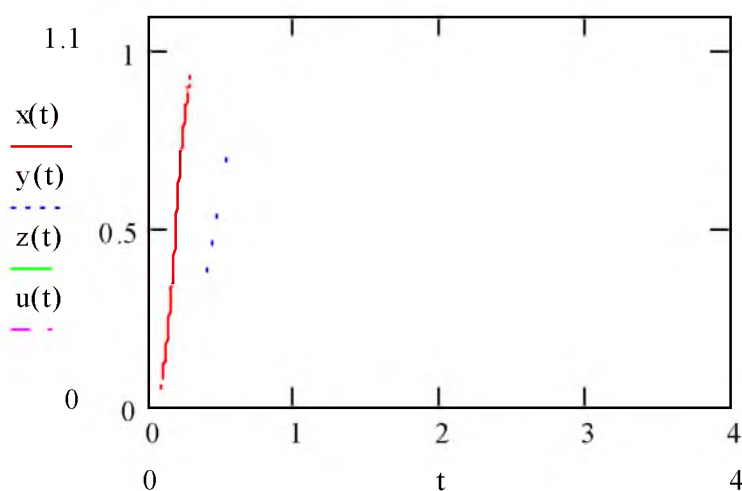


Рис. 3.12.б. Распределение Вейбулла (3.21) при $\mu = 0$, $\alpha = 3$ и разных значениях параметра масштаба ε : 0,2; 0,5; 1,0; 2,0 (соответственно, для зависимостей $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$; расположение обозначенных зависимостей - слева направо)

Таким образом, эмпирические зависимости функций распределения отказов в силу своей «формальности» не позволяют дать анализ отличий выборок образцов, подчиняющихся таким зависимостям с различными значениями параметров. Большой «физической информативностью» за счет четкой формулировки задачи (математической модели) обладают зависимости, которые строятся на ясном сценарии, входящих и определяющих отказ (разрушение) процессов. Такие задачи, могут быть сформулированы в рамках «кинетического» подхода, позволяющего представить схему твердофазных механохимических реакции генерации активных дефектов из неактивных зародышей и аккумуляирования этих дефектов в одномерные «полимерные» цепи. Эти цепи могут ветвиться и объединяться (снижение степени ветвления). В рамках данной работы рассмотрены модели, включающие только объединение цепей на завершающих стадиях аккумуляирования дефектов.

Характер зависимостей для функций распределения типа (3.22) показан на рисунке 3.13 (F_k). Для этих зависимостей характерно то, что с увеличением константы генерации активных дефектов k_0 происходит приближение (при $C_0 = const$ и $k = const$) к зависимостям для функции экспоненциального распределения ($\alpha = 1$ для (3.21)). Этот факт позволяет предложить следующую трактовку: экспоненциальное распределение фиксируется для тех случаев, когда режим эксплуатации материала таков, что скорость генерации активных дефектов из неактивных зародышей достаточно велика.

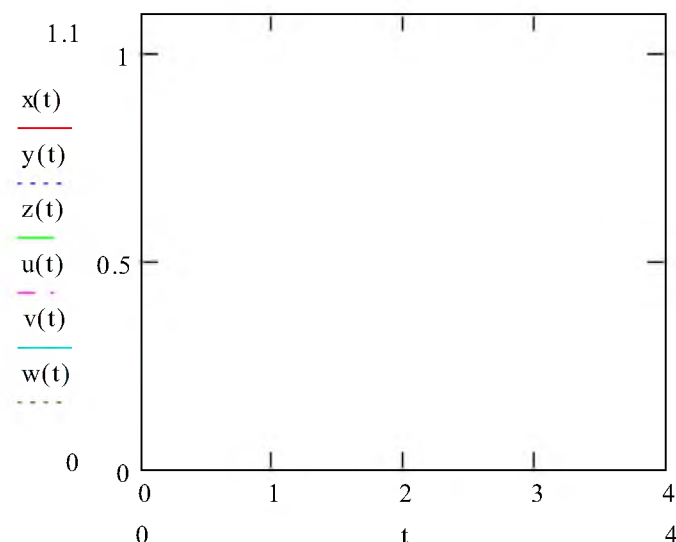


Рис. 3.13. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов: зависимости для функций распределения (3.22) при $C_0 k = 1$ и разных значениях константы генерации k_0 (0,5; 1,0; 2,0; 10; для зависимостей $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, $v(t)$ и $w(t)$ - справа налево, соответственно); для сравнения показана функция экспоненциального распределения ($x(t)$) при $\mu = 0$ и $\varepsilon = 1$

Зависимости (3.22) при разных значениях параметра $C_0 k$ и постоянном значении $k_0 = 1$ показаны на рисунке 3.14. Увеличение концентрации неактивных зародышей C_0 и константы скорости аккумуляирования активных дефектов k приводит к увеличению крутизны S-образных зависимостей. Эти зависимости демонстрируют следующие тенденции: что увеличение C_0 и k соответствует увеличению вероятности разрушения (при испытаниях на усталость и других видах испытаний).

Близкие по форме функции распределения $F(t)$ могут быть получены, как отмечалось выше, при разных значениях параметров распределения Вейбулла: α , μ , ε . Это положение ниже иллюстрируется сравнением $F(t)$, $f(t)$ и $\lambda(t)$ (рисунок 3.15).

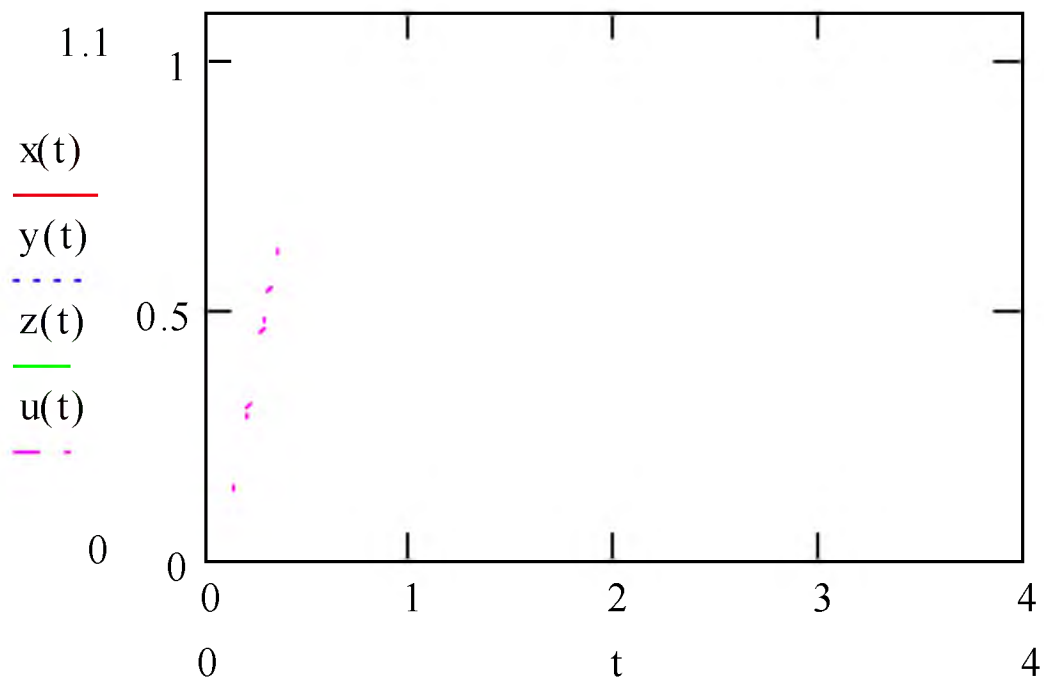


Рис. 3.14. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов: зависимости для функций распределения (3.22) при $k_0 = 1$ и разных значениях параметра $C_0 k$ (соответственно, 1; 2; 5; 10 для зависимостей, обозначенных $x(t)$; $y(t)$; $z(t)$; $u(t)$; расположение перечисленных зависимостей справа налево)

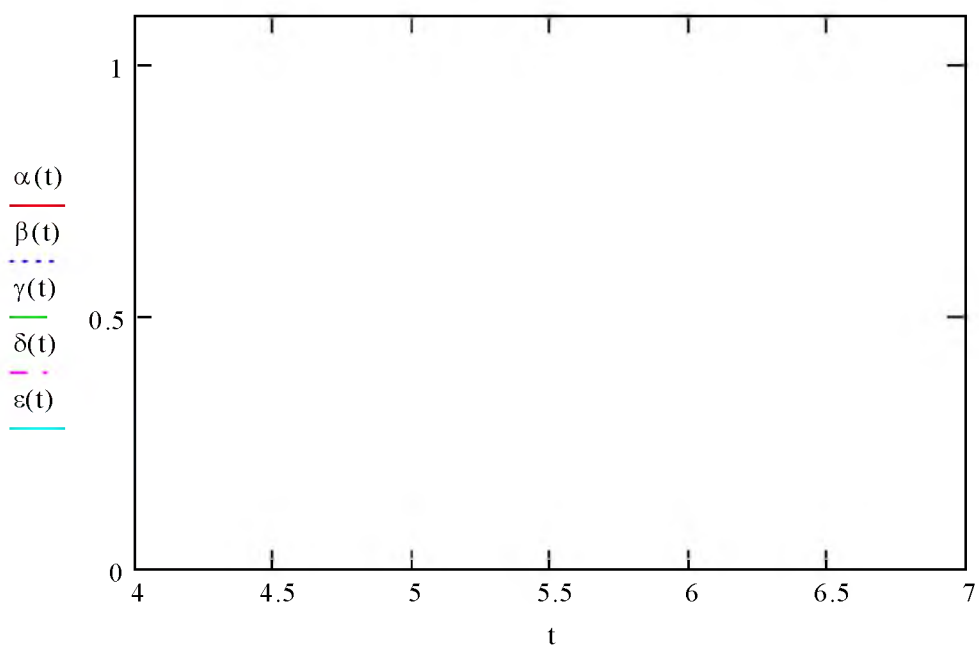


Рис. 3.15.а. Зависимости для функций распределения Вейбулла $F(t)$ (обозначены $\alpha(t)$.. $\varepsilon(t)$), параметры которых равны (α) 3, 6, 9, 12, 15; (μ) 5, 4, 3, 2, 1; (ε) 1, 2, 3, 4, 5

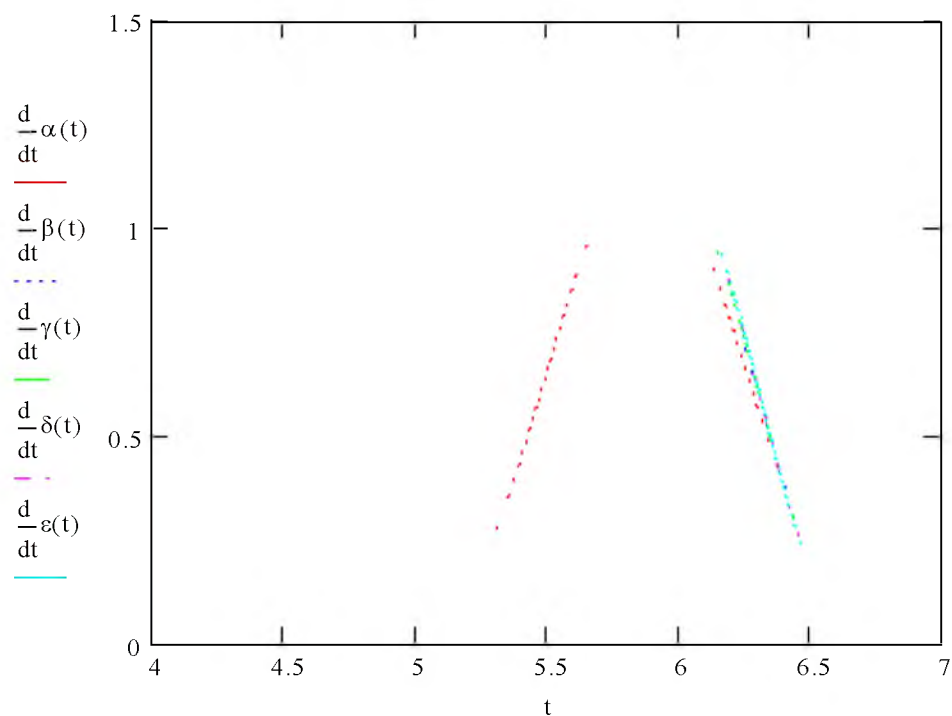


Рис. 3.15.б. Зависимости для плотностей распределения Вейбулла $f(t)$ (обозначенных $\alpha(t) \dots \varepsilon(t)$), параметры которых равны (α) 3, 6, 9, 12, 15; (μ) 5, 4, 3, 2, 1; (ε) 1, 2, 3, 4, 5

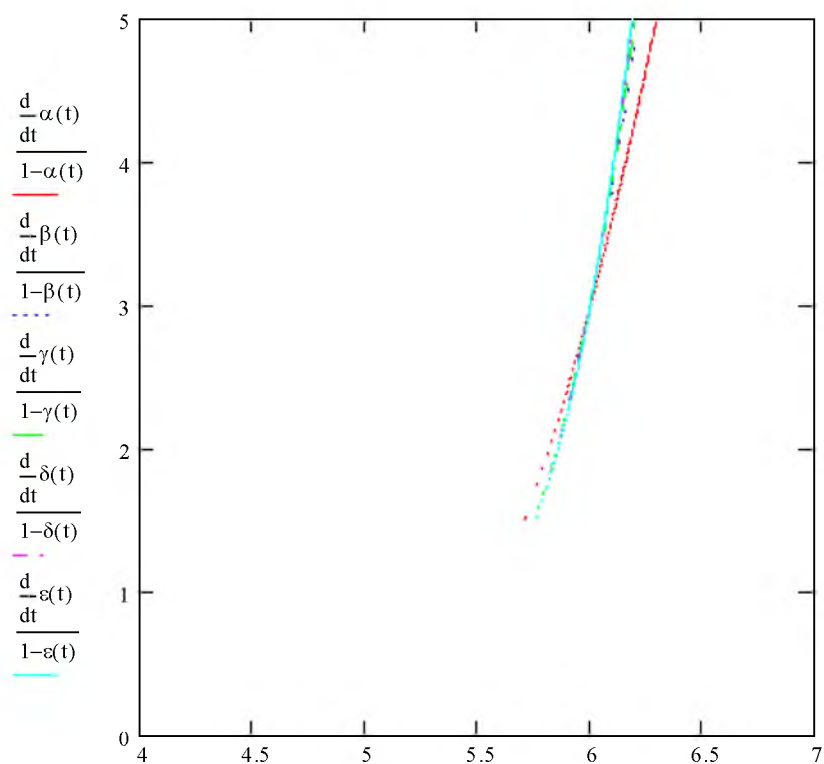


Рис. 3.15.в. Зависимости для интенсивностей потока отказов $\lambda(t)$ для распределения Вейбулла (обозначены $\alpha(t) \dots \varepsilon(t)$), параметры которых равны (α) 3, 6, 9, 12, 15; (μ) 5, 4, 3, 2, 1; (ε) 1, 2, 3, 4, 5

S-образные зависимости для распределений (3.21) и (3.22) качественно подобны; это показано на рисунках 3.16 и 3.17. Из рисунка 3.16 следует, что зависимость для функции распределения (3.22) при значениях $k_0 = 0,1$ и $C_0 k = 10,5$, практически совпадает с распределением Рэлея при $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и $\alpha = 2$. Но такого же совпадения не удастся добиться, если α в распределении Вейбулла больше 2, например равен 3; это проиллюстрировано на рисунке 3.17. При увеличении параметра распределения $C_0 k$ и уменьшении параметра k_0 происходит рост крутизны функции распределения (3.22); при этом происходит ее приближение к зависимости (3.21); однако она не достигается; зависимость (3.22) асимптотически стремится к предельной кривой.

Полученные результаты означают, что для описания такого типа экспериментальных распределений, т.е. таких, которые могут быть аппроксимированы распределением Вейбулла (при $\alpha \geq 3$), требуются другие модели кинетики генерации и аккумуляирования дефектов. Такие модели рассмотрены ниже – п.3.3.

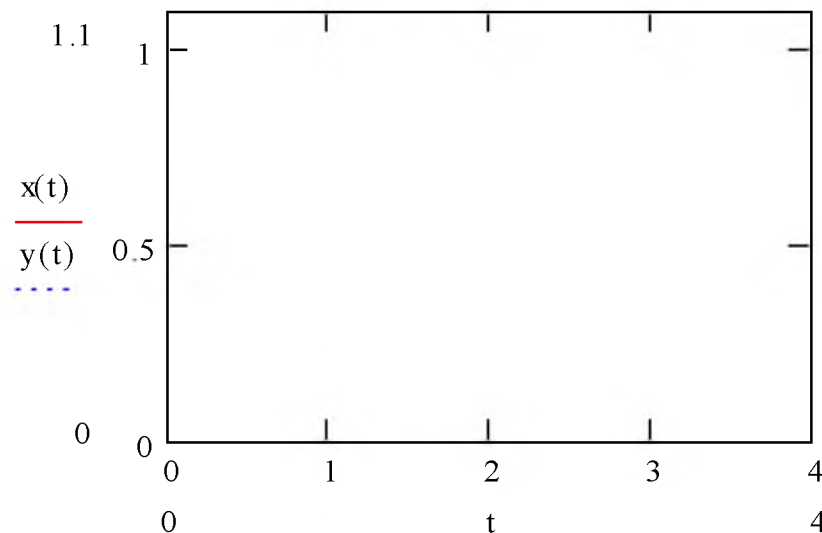


Рис. 3.16. Иллюстрация практически полного совпадения зависимостей для функций распределения Вейбулла ($x(t)$: $\alpha = 2$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и распределения, описывающего процессы генерации и аккумуляирования дефектов (3.22) ($y(t)$:

$$C_0 k = 10,5; k_0 = 1)$$

Кроме того, полученные результаты означают, что метод построения моделей кинетики генерирования и аккумуляирования дефектов в материале может служить методом теоретического анализа результатов статистического эксперимента.

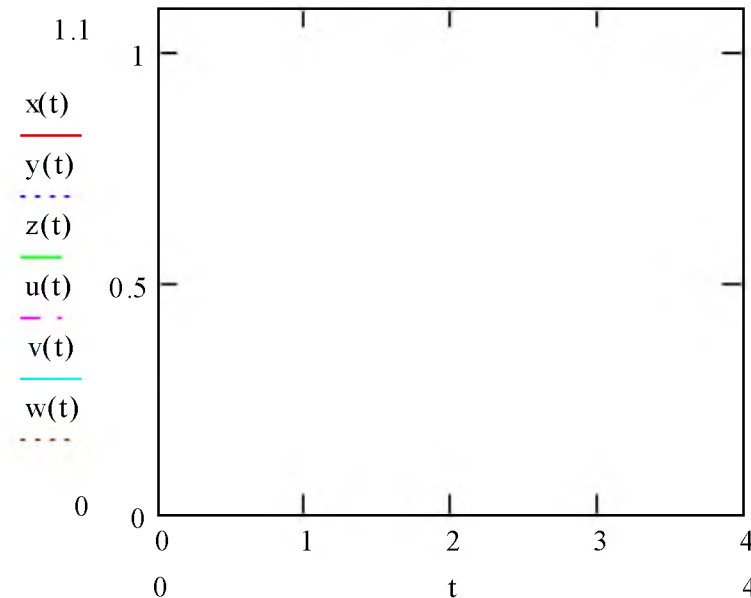


Рис. 3.17. Иллюстрация зависимостей для функции распределения Вейбулла ($x(t)$: $\alpha = 3$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и функций генерации и аккумуляирования дефектов (3.22) $y(t)$: $C_0 k = 1$, $k_0 = 1$; $z(t)$: $C_0 k = 10$, $k_0 = 0,1$; $u(t)$: $C_0 k = 100$, $k_0 = 0,01$; $v(t)$: $C_0 k = 1 \cdot 10^4$, $k_0 = 1 \cdot 10^{-4}$; $w(t)$: $C_0 k = 1 \cdot 10^{12}$, $k_0 = 1 \cdot 10^{-12}$; здесь $x(t)$ - зависимость с максимальной крутизной; $y(t)$ - зависимость с минимальной крутизной; пояснения к иллюстрации в тексте

Достаточно хорошего совмещения зависимостей сравниваемых распределений можно добиться, подбирая параметры распределения Вейбулла (3.21) и распределения генерации и аккумуляирования дефектов (3.22); это проиллюстрировано на рисунке 3.18. Однако такая процедура будет отвечать подходу имитационного моделирования, когда возможности прогноза даже качественного уровня будут ограничены рамками использованных экспериментальных данных.

Для сравнения плотностей функций распределения (3.21) и (3.22)

$$f_w = \frac{\alpha}{\varepsilon^\alpha} (t - \mu)^{\alpha-1} \exp\left\{-\left(\frac{t - \mu}{\varepsilon}\right)^\alpha\right\} \quad (3.23)$$

и

$$f_k = C_0 k \left(1 - (1 - k_0 t) \exp\{-k_0 t\}\right) \cdot \exp\{-C_0 k (1 - \exp\{-k_0 t\})\} \quad (3.24)$$

на рисунках 3.19 – 3.24 приведены зависимости (3.23) и (3.24); (эти иллюстрации соответствуют случаям, представленным на рисунках 3.12 – 3.14 и рисунках 3.16 – 3.18).

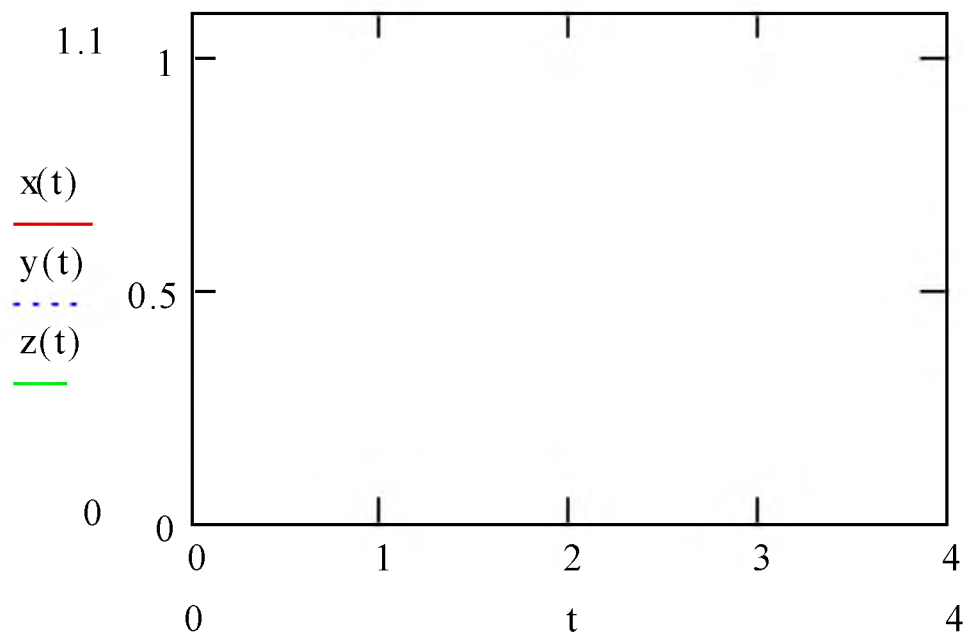


Рис. 3.18. Иллюстрация зависимостей для функции распределения Вейбулла ($x(t)$: $\mu = -0,3$, $\varepsilon = 1,35$, $\alpha = 3$) и функций генерации и аккумуляции дефектов ($y(t)$: $C_0 k = 10$, $k_0 = 0,1$; $z(t)$: $C_0 k = 100$, $k_0 = 0,01$); пояснения к иллюстрации в тексте

Зависимости для плотности вероятности распределения Вейбулла показаны на рисунке 3.19.

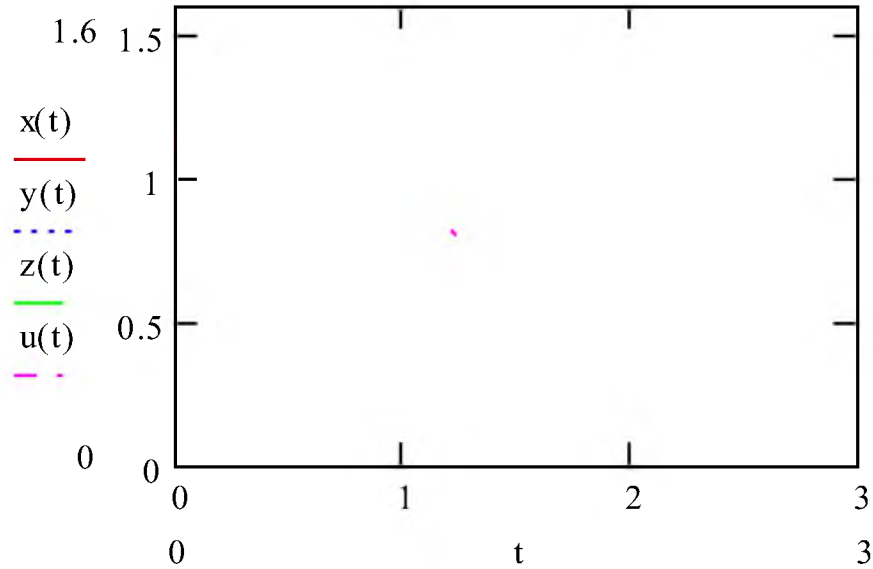


Рис. 3.19. Иллюстрация зависимостей для плотности обобщенного распределения Вейбулла (3.23) при $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и разных параметрах формы: $\alpha = 1$ - экспоненциальное распределение; $\alpha = 2$ - распределение Рэлея; $\alpha = 3$ и $\alpha = 4$ - распределение Вейбулла ($x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно; расположение зависимостей сверху вниз при $t < 0,5$); пояснения в тексте

Зависимость для экспоненциального распределения ($\mu = 0$, $\varepsilon = 1$: $f_w = \exp\{-t\}$, т.е. при $\alpha = 1$) при $t = 0$ дает значение равное 1. Зависимости при $\alpha > 1$ (распределение Рэлея: $\alpha = 2$, $f_w = 2t \exp\{-t^2\}$, и Вейбулла: $f_w = 3t^2 \exp\{-t^3\}$, $f_w = 4t^3 \exp\{-t^4\}$, $\alpha > 2$, при $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) при $t = 0$ дают значение равное 0. При малом отклонении параметра формы от 1: $\alpha = 1 + \delta$ (δ - малая величина), приводит к существенному отклонению зависимости от плотности экспоненциального распределения. Тогда зависимость $f_w = (1 + \delta)t^\delta \exp\{-t^{1+\delta}\}$ становится качественно подобной аналогичной зависимости для распределения Рэлея ($\alpha = 2$). Зависимости при $\alpha = 2$ и $\alpha > 2$ отличаются тем, что при $\alpha > 2$ плотность функции распределения становится качественно подобной зависимости для плотности нормального распределения, но имеющего не совсем симметричный вид.

Сравнение зависимостей для плотностей распределения (3.23) при $\alpha = 1$ и (3.24) при различных значениях параметров (рисунок 3.20) демонстрирует

следующие особенности: (1) плотность экспоненциального распределения близка к плотности распределения для кинетики генерации и аккумуляции дефектов (3.24) при $C_0 k = 10$, $k_0 = 1$ только на относительно больших временах; (2) на малых временах даже качественное подобие между этими зависимостями отсутствует. Такого рода ситуации проиллюстрированы на рисунке 3.21. На рисунке 3.22 показано, что зависимости для плотности распределения (3.23) при $\alpha = 2$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и для (3.24) при $C_0 k = 10,5$ и $k_0 = 0,1$ с хорошей точностью совпадают, что также имеет место и для самих функций распределения (рисунок 3.16).

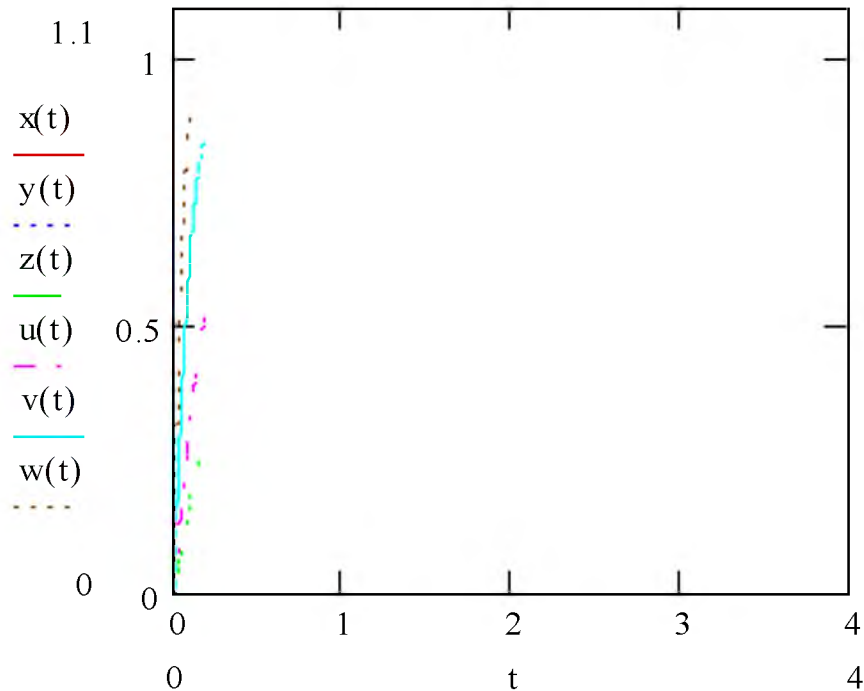


Рис. 3.20. Иллюстрация различий для зависимостей плотности экспоненциального распределения ($x(t)$: $\alpha = 1$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и плотности распределения (3.24) при $C_0 k = 1$ и значениях k_0 (0,5; 1,0; 2,0; 5,0; 10,0): обозначены $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, $v(t)$ и $w(t)$, соответственно (крутизна зависимостей на начальном участке в этом ряду возрастает); пояснения в тексте

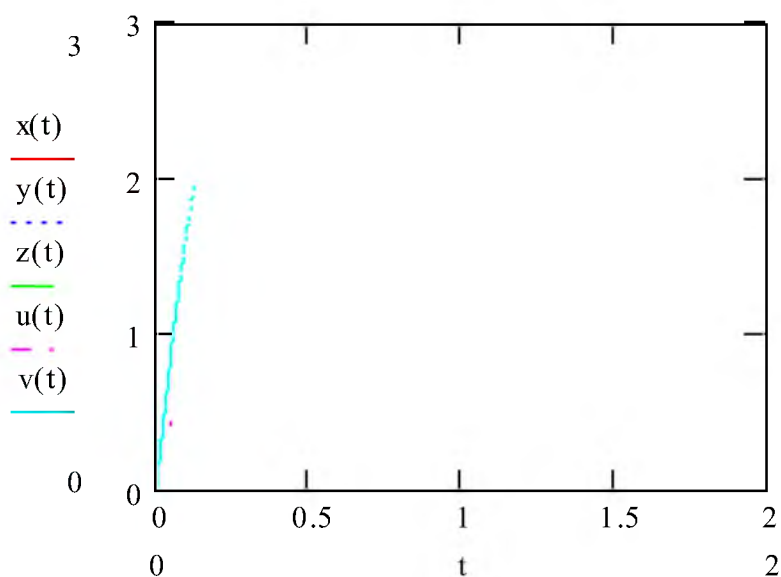


Рис. 3.21. Иллюстрация различий для зависимостей плотности экспоненциального распределения ($x(t)$: $\alpha = 1$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и плотности распределения (3.24) при $k_0 = 1$ и значениях $C_0 k$ (1,0; 2,0; 5,0; 10,0): обозначены $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$ и $v(t)$, соответственно, (в этом ряду крутизна кривых на начальном участке возрастает); пояснения в тексте

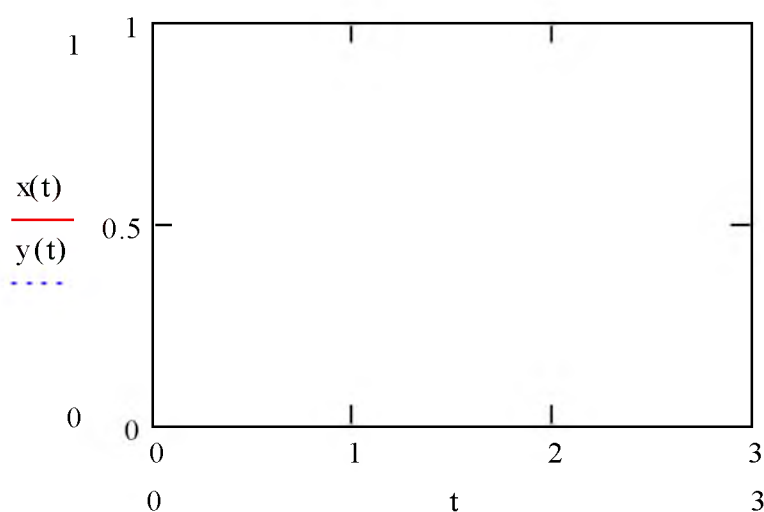


Рис. 3.22. Иллюстрация практически полного совпадения зависимостей для плотностей функции распределения Рэлея (3.23) ($x(t)$: $\alpha = 2$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и плотности распределения, описывающего процессы генерации и аккумуляции дефектов (3.24) ($y(t)$: $C_0 k = 10,5$; $k_0 = 1$)

На рисунке 3.23 для сравнения приведены зависимости для плотностей распределений (3.23) при $\alpha = 3$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$ и (3.24) при разных значениях $C_0 k$ и k_0 . Из сопоставления следует, что S-образные зависимости функций распределения (3.21) и (3.22) подобны (рисунок 3.17). Но в тоже время зависимости для плотностей распределений (3.23) (при $\alpha = 3$) и (3.24) даже на качественном уровне отличаются друг от друга. На рисунке 3.24 продемонстрирована следующая ситуация: функции (3.23) и (3.24) могут быть формально совмещены подбором параметров распределения Вейбулла; но это не будет справедливым относительно распределения (3.22).

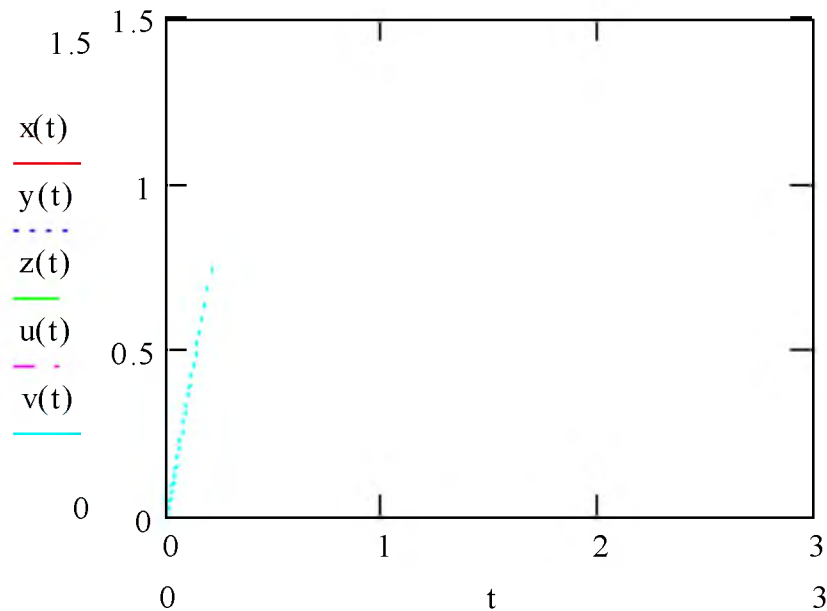


Рис. 3.23. Иллюстрация зависимостей для плотностей функций распределения Вейбулла (3.23) ($x(t)$: $\alpha = 3$, $\mu = 0$, $\varepsilon = 1$) и распределения генерации и аккумуляции дефектов (3.24) ($y(t)$: $C_0 k = 1$, $k_0 = 1$; $z(t)$: $C_0 k = 10$, $k_0 = 0,1$; $u(t)$: $C_0 k = 100$, $k_0 = 0,01$; $v(t)$: $C_0 k = 2 \cdot 10^3$, $k_0 = 1 \cdot 10^{-3}$; обозначение зависимостей в этом ряду соответствует увеличению крутизны на начальных временах); пояснения в тексте

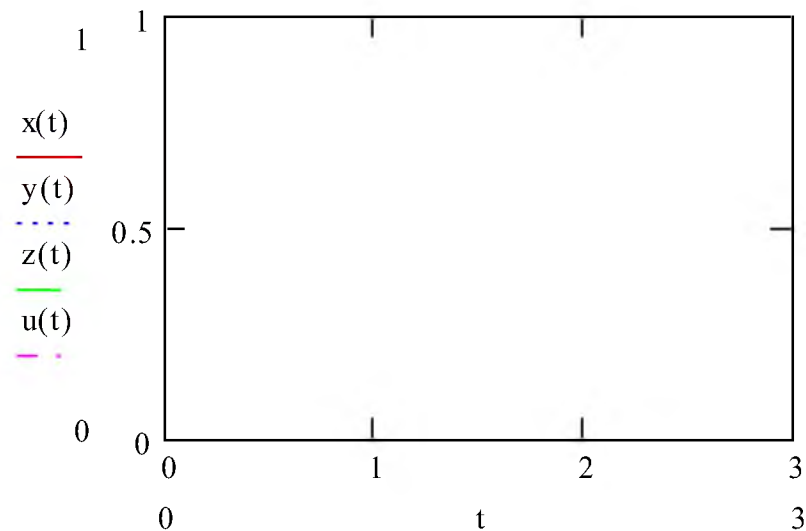


Рис. 3.24. Иллюстрация зависимостей для плотностей функций распределения Вейбулла со сдвигом (3.23) ($x(t)$: $\alpha = 3$, $\mu = -0,3$, $\varepsilon = 1,35$) и распределения генерации и аккумуляции дефектов (3.24) ($y(t)$: $C_0 k = 1$, $k_0 = 1$; $z(t)$: $C_0 k = 10$, $k_0 = 0,1$; $u(t)$: $C_0 k = 100$, $k_0 = 0,01$; обозначение зависимостей в этом ряду соответствует увеличению крутизны на начальных временах); пояснения в тексте

Подобным же образом можно провести сравнение зависимостей для интенсивности потока генерируемых и аккумуляруемых дефектов (интенсивности отказов - $\lambda(t)$): $\lambda(t) = f(t)/(1 - F(t))$.

Из сделанных сравнений следует вывод, что кинетическая схема, приводящая к функции распределения вида (3.22), адекватно представляет результаты, которые соответствуют распределению Рэлея ($1 < \alpha \leq 2$) [27]. Кроме того, представлением кинетических констант в виде функций от температуры, условий нагружения и т.п. (аналогично подходу, представленному в Главе 2), можно существенно расширить возможности данного подхода к математическому моделированию процессов механики разрушения. Этот подход [107-113] коррелируется с «вероятностными» положениями, рассмотренными в монографиях [21, 68]. Но отход от формально вероятностного и статистического описания расширяет приемы математического моделирования за счет построения сценариев совокупности процесса генерации и аккумуляции

дефектов в рамках процедур формальной кинетики, в частности твердофазных механохимических реакций.

Наиболее информативными в теории надежности считаются пять функций: функция распределения $F(t)$, функция надежности $R(t) = 1 - F(t)$, плотность распределения $f(t)$, интенсивность отказов $\lambda(t)$ и остаточная наработка $r(t)$; по одной из них определяются остальные [150]. Сравнение двух распределений путем сопоставления функций и плотностей распределения: Вейбулла и распределения, которое вытекает из кинетической схемой последовательности генерации активных дефектов и их аккумуляирования, представлено выше.

В продолжение этой работы выполнено сравнение функций $\lambda(t)$ (по принятой терминологии [21, 150, 151] $\lambda(t)$ - интенсивность отказов, [150] - опасность отказов, [21] - функция риска). Функцию $\lambda(t)$ для процесса генерации и аккумуляирования дефектов следует трактовать как интенсивность потока активных дефектов. Она представляет процесс аккумуляирования в виде графа элементарных процессов, в котором вероятность переходов при аккумуляировании дефектов трактуется как удельная скорость, т.е. скорость каждого отдельно взятого перехода. В данном случае функцию $\lambda(t)$ следует трактовать как интенсивность элементарных переходов; она определяется формулой [151]

$$\lambda(t) = \frac{f(t)}{1 - F(t)}. \quad (3.25)$$

Функции распределения (3.21) и (3.22), соответственно, дадут

$$\lambda_w(t) = \frac{\alpha}{\varepsilon^\alpha} (t - \mu)^{\alpha-1}; \quad (3.26)$$

$$\lambda_k(t) = C_0 k (1 - (1 - k_0 t) \exp\{-k_0 t\}). \quad (3.27)$$

Иллюстрация зависимостей (3.26) и (3.27) приведена на рисунках 3.25 – 3.28.

Эти иллюстрации позволяют сделать некоторые заключения. Функция $\lambda_k(t)$ (3.27), соответствующая (3.22), асимптотически приближается к $\lambda_e(t)$ для

экспоненциального распределения, как и плотность $f_e(t)$, только на больших временах, т.е. при $t \rightarrow \infty$ функция $\lambda_k(t) \rightarrow \lambda_e(t) = \text{const}$ (рисунки 3.25.а и 3.26.а). Для распределения Рэлея ($\alpha = 2$) ситуация обратная: на малых временах (рисунки 3.25.б и 3.26.б) функция $\lambda_k(t)$ для распределения (3.22) может быть аппроксимирована линейной зависимостью $\lambda_r(t) = A_R t$, $A_R = \text{const}$. Для сравнения на рисунках 3.25.а и 3.25.б приведены зависимости (3.26) - для экспоненциального распределения (3.21): $x(t)$ при $\alpha = 1$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda_e(t) = 1$), и (3.26) - для распределения Рэлея (3.21): $x(t)$ при $\alpha = 2$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda_r(t) = 2t$), соответственно.

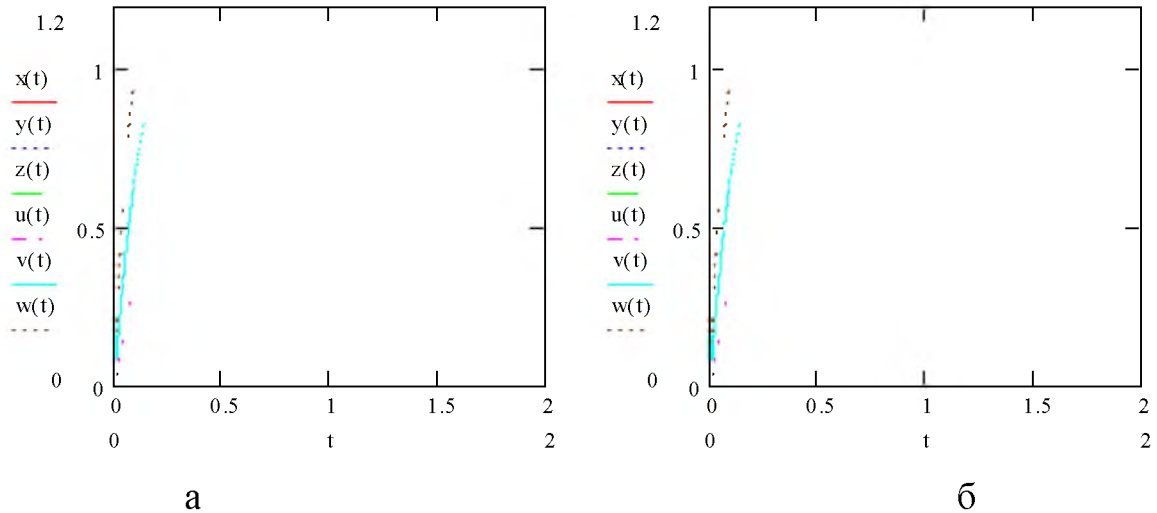


Рис. 3.25. Иллюстрация зависимостей $\lambda(t)$ (3.27) для распределения (3.22) при $C_0 k = 1$ и разных констант скорости генерации активных дефектов k_0 (0,5; 1,0; 2,0; 5,0; 10,0, соответственно, для зависимостей, обозначенных $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, $v(t)$ и $w(t)$: крутизна на начальном участке в этом ряду возрастает); пояснения в тексте

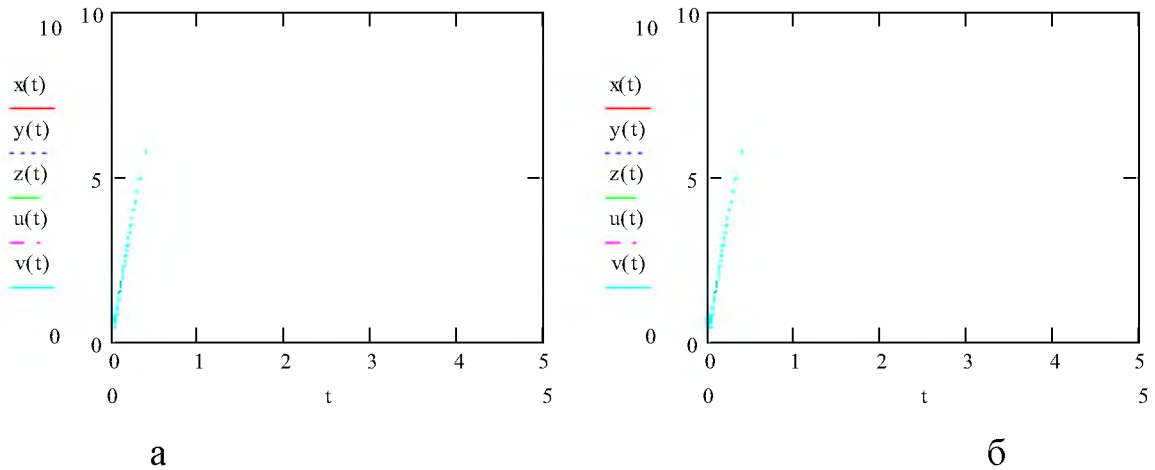


Рис. 3.26. Кинетика накопления повреждений: сравнение зависимостей $\lambda(t)$ (3.27) для распределения (3.22) при $k_0 = 1$ и различных значениях $C_0 k$ (1,0; 2,0; 5,0; 10,0, соответственно, для кривых $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$ и $v(t)$: крутизна на начальном участке и асимптотически достигаемое значение в этом ряду возрастают); для сравнения приведена кривая (а) – (3.26) - для экспоненциального распределения (1.38): $x(t)$ при $\alpha = 1$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda_e(t) = 1$); (б) – (3.26) - для распределения Рэлея (3.21): $x(t)$ при $\alpha = 2$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda_r(t) = 2t$)

Похожая ситуация показана на рис. 3.27. Величины $\lambda(t)$ для функций распределения (3.21) при $\alpha = 2$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ и (3.22) при $C_0 k = 10,5$, $k_0 = 0,1$ могут считаться равными только на малых временах, хотя для функций и плотностей этих распределений было зафиксировано хорошее совпадение [277].

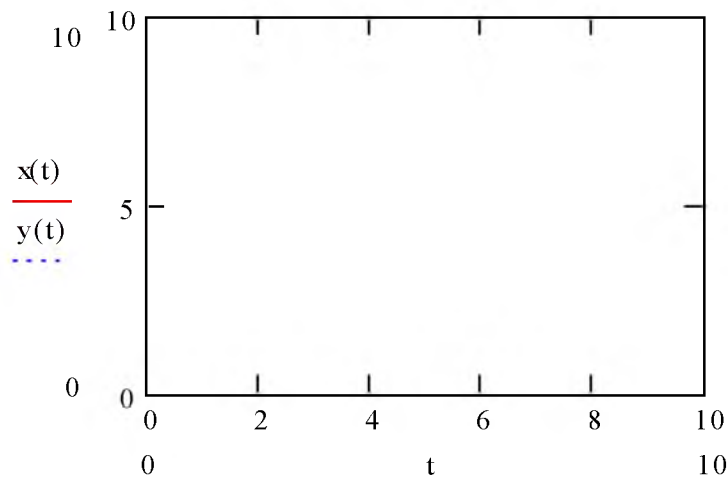


Рис. 3.27. Кинетика накопления повреждений: характер зависимостей $\lambda(t)$ для распределений (3.21) и (3.22) при значениях параметров, соответственно, $\alpha = 2$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda = 2t$) и $k_0 = 0,1$, $C_0 k = 10,5$

Эти результаты [90, 109, 110] констатируют, что для одних и тех же экспериментальных данных могут быть предложены различные аппроксимации $F(x)$ экспериментальной функции распределения, которые, однако, имеют различные плотности распределения $f(x)$ и различные интенсивности элементарных переходов $\lambda(x)$. В тоже время, если две аппроксимации в виде функций распределения совпадают на всем интервале изменения x с некоторой точностью, то это не означает, что тоже самое будет выполняться для соответствующих плотностей распределений и для интенсивности элементарных переходов $\lambda(x)$. Это положение проиллюстрировано на рис. 3.28, где функции $\lambda_k(t)$ и $\lambda_w(t)$ не являются даже качественно подобными и на малых, и на больших временах.

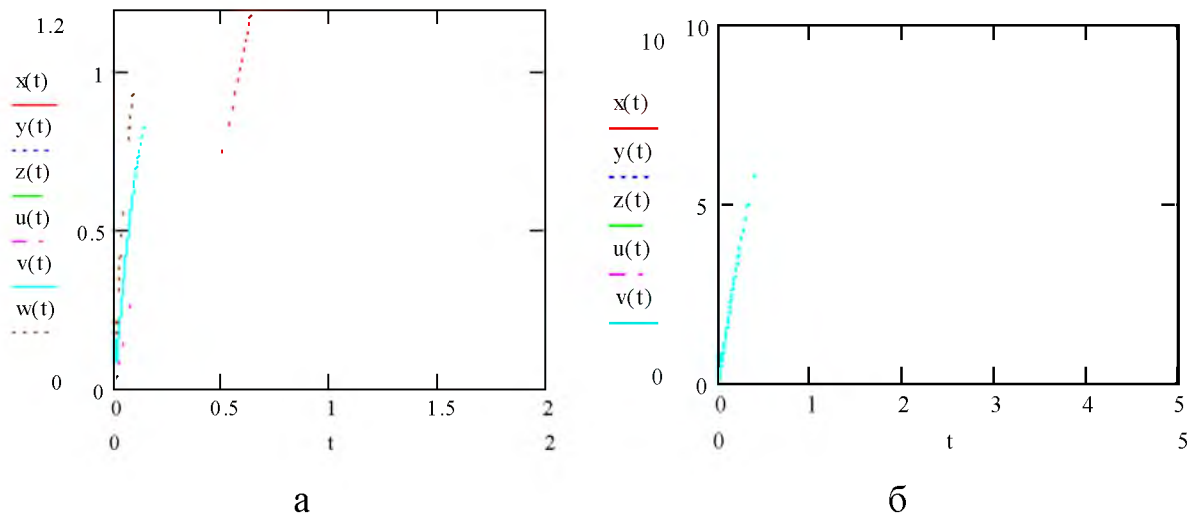


Рис. 3.28. Кинетика накопления повреждений: сравнение зависимостей $\lambda(t)$ (3.27) (а) - для распределения (3.22) при $C_0 k = 1$ и различных значениях k_0 (0,5; 1,0; 2,0; 5,0; 10,0, соответственно, для кривых $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, $v(t)$ и $w(t)$: крутизна на начальном участке в этом ряду возрастает); (б) - для распределения (3.22) при $k_0 = 1$ и различных значениях $C_0 k$ (1,0; 2,0; 5,0; 10,0, соответственно, для кривых $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$ и $v(t)$: крутизна на начальном участке и асимптотически достигаемое значение в этом ряду возрастают), и $\lambda(t)$ (3.26) для распределения Вейбулла (3.21) - $x(t)$ при $\alpha = 3$, $\varepsilon = 1$, $\mu = 0$ ($\lambda_w(t) = 3t^2$)

Полученные результаты приводят к выводу, что формально статистического подхода для решения задач теории надежности недостаточно. Совокупность методов, развиваемых в рамках «кинетического» подхода, можно

условно называть «математической составляющей» теории надежности. Этот подход должен быть дополнен инженерной интерпретацией наличия, образования, развития, укрупнения, накопления и т.п. повреждений в форме различного рода образований: дефектов, дислокаций, зародышевых микротрещин, усталостных трещин и т.д. Эти методы условно можно называть «физической составляющей» теории надежности. Взаимная дополняемость этих двух составляющих может достигаться путем построения кинетических схем процесса. Эти схемы фактически представляют графы переходов из одного состояния в другое, позволяющих использовать аппарат теории обыкновенных дифференциальных уравнений. Кинетические схемы на начальном этапе могут представлять инженерную феноменологию реконструируемого процесса. Гипотетические кинетические схемы в качестве рабочих гипотез в последующем могут проверяться результатами материаловедческих экспериментов при различных типах разрушения и износа.

3.2. КИНЕТИКА И СТАТИСТИКА ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА

Кинетическая схема процесса генерации и аккумуляирования дефектов в форме одномерных объединяющихся цепей при пересечении ими направлений роста друг друга, как было показано выше, дает распределения качественно подобные распределению Вейбулла только при параметре формы кривой $\alpha = 1$ (экспоненциальное распределение) и $\alpha = 2$ (или $1 < \alpha \leq 2$) (распределение Рэлея). Если $\alpha > 2$ (распределение Вейбулла), то качественного подобия нет. Это хорошо видно из сравнения зависимостей для плотностей распределений $f(t)$ и потока активных аккумулялируемых дефектов $\lambda(t)$. Поэтому использованная ранее кинетическая схема, не позволяющая достичь требуемого подобия, должна быть модернизирована. Исследования одной из таких схем -

кинетической схемы образования и роста двумерных (поверхностных) и трехмерных (объемных) объединяющихся при разрастании микротрещин представлены ниже.

Физическая сторона кинетической модели твердофазных реакций образования и роста двумерных трещин на поверхности кристаллитов (в межфазном слое) с дальнейшим увеличением объема структур деградации (микротрещин, микропор) дается следующим описанием [90, 111].

Твердофазные реакции формирования структур деградации на граничных поверхностях описываются, как правило, зависимостями топохимической кинетики. Поэтому, прежде всего, во внимание принимается то, что на межфазных поверхностях поликристаллических и композитных материалов существуют особые в энергетическом отношении точки - потенциальные центры, являющиеся зародышами структур деградации. Эти зародыши в процессе генерации активных дефектов в ходе механических, термических или химических воздействий являются центрами развития процесса аккумуляирования дефектов, который является процессом формирования первоначально двумерных деградационных структур, которые в геометрическом отношении могут быть приняты ядрами, имеющими форму двумерных сфер. Используя в качестве аналога, схему кристаллизации Колмогорова, можно положить, что поровая структура деградации начинает закладываться на межфазной поверхности кристаллитов в виде двумерной микротрещины.

Затем после того, как процесс аккумуляирования дефектов даст некоторое заполнение двумерного объема, начинается процесс дальнейшего аккумуляирования дефектов с формированием трехмерных деградационных структур, геометрия которых - полусферы. Дальнейшая эволюция происходит таким образом: двумерные и трехмерные ядра при «встрече» друг друга начинают срастаться; при этом они захватывают зародыши и «малые» ядра (схема А.Н. Колмогорова).

Предполагается, что в начальный момент времени ($t=0$) на межфазной поверхности присутствуют зародыши в концентрации N_0^* . Убывание зародышей в ходе генерации активных дефектов соответствует приросту концентрации ядер, растущих за счет их аккумуляирования. Этот процесс представляется кинетическим уравнением первого порядка

$$\frac{dN^*}{dt} = -k^* N^* ; \quad (3.28)$$

здесь N^* – текущая концентрация зародышей на межфазной поверхности, k^* – кинетическая константа реакции генерации активных дефектов, которые дают начало процессу аккумуляирования. Значение этой константы зависит от механических и термических условий эксплуатации материала. Интегрируя (3.28), получаем

$$N^* = N_0^* \exp(-k^* t) \quad (3.29)$$

$$t=0 \Rightarrow N^* = N_0^* ; \quad t \rightarrow \infty \Rightarrow N^* \rightarrow 0. \quad (3.30)$$

На начальных временах убыль одних – зародышей, соответствует росту концентрации других – ядер аккумуляирования дефектов, поэтому справедливо соотношение

$$N_0^* = N^* + N, \quad (3.31)$$

здесь N – текущая поверхностная концентрация ядер аккумуляирования дефектов; отсюда

$$N = N_0^* [1 - \exp(-k^* t)] \quad (3.32)$$

Дальнейшее построение формулы для описания роста двумерной трещины может быть представлено в форме двух задач.

Двумерные ядра - образование и рост. Активно растущие ядра аккумуляирования дефектов образуются в первые моменты времени ($k^* t \ll 1$), поэтому (3.32) можно приближенно заменить линейной зависимостью, что дает

$$N = N_0^* k^* t \quad (3.33)$$

При постоянной скорости роста двумерных сфер получаем

$$V_D = \pi R^2 = \pi k_R^{*2} t^2; \quad (3.34)$$

здесь V_D – двумерный объем одного ядра. Для двумерного объема всех ядер или площади покрытия поверхности получаем

$$S = V_D N \quad (3.35)$$

или

$$S = \pi N_0^* k^* k_R^{*2} t^3. \quad (3.36)$$

Степень превращения определяется следующим образом

$$\alpha = (S_0^* - S^*) / S_0^*; \quad (3.37)$$

здесь S_0^* , S^* – поверхности: свободная в начальный и текущий моменты времени, соответственно. Поскольку

$$S = S_0^* - S^*, \quad (3.38)$$

то (3.37) преобразуется в формулу

$$\alpha = S / S_0^* \quad (3.39.a)$$

или

$$\alpha = \pi N_0^* k^* k_R^{*2} t^3 / S_0^*. \quad (3.39.b)$$

Из (3.39) дифференцированием получаем уравнение для скорости топочимической реакции генерации и аккумуляирования дефектов в виде двумерных ядер

$$\frac{d\alpha}{dt} = 3\pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k^* k_R^{*2} t^2. \quad (3.40)$$

С учетом поглощения малых ядер большими получаем уравнение

$$\frac{d\alpha}{dt} = 3\pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k^* k_R^{*2} t^2 (1 - \alpha). \quad (3.41)$$

Интегрированием (3.41) получаем

$$\alpha = 1 - \exp(-\bar{k} t^2); \quad (3.42)$$

здесь $\bar{k} = \pi N_0^* k^* k_R^{*2} / S_0^*$; начальное условие

$$t = 0 \quad \Rightarrow \quad \alpha = 0. \quad (3.43)$$

В таком случае площадь поверхностной трещины определяется зависимостью

$$S = \alpha S_0^* \quad (3.44)$$

или

$$S = S_0^* \left[1 - \exp \left(- \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k^* k_R^{*2} t^3 \right) \right] \quad (3.45)$$

Если не прибегать к приближению (3.33), тогда $S = V_D N$ (3.35) будет иметь вид

$$S = \pi N_0^* k_R^{*2} t^2 [1 - \exp(-k^* t)] \quad (3.46)$$

Для полноты завершения реакции, определяемой степенью превращения, получаем

$$\alpha = \frac{S}{S_0^*} = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*2} t^2 [1 - \exp(-k^* t)] \quad (3.47)$$

Тогда для скорости роста двумерной трещины можем представить уравнение

$$\frac{d\alpha}{dt} = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*2} [2t + (k^* t^2 - 2t) \exp(-k^* t)] \quad (3.48)$$

Учет объединения ядер путем поглощения друг друга при разрастании дает уравнение

$$\frac{d\alpha}{dt} = A [2t + (k^* t^2 - 2t) \exp(-k^* t)] (1 - \alpha); \quad (3.49)$$

здесь $A = \pi N_0^* k_R^{*2} / S_0^*$. Таким образом, из (3.49) для изменения площади поверхности двумерной трещины получаем зависимость

$$\alpha = 1 - \exp \left\{ - A t^2 [1 - \exp(-k^* t)] \right\} \quad (3.50)$$

или

$$S = S_0^* \left\{ 1 - \exp \left[- A t^2 (1 - \exp(-k^* t)) \right] \right\} \quad (3.51)$$

Трехмерные ядра - образование и рост трехмерных пор и трещин. Образование трехмерного ядра, которое растет за счет аккумуляирования активных дефектов деградиционной структуры, начинается с «гиббсовского» зародыша,

имеющего определенный критический размер. В кинетическом отношении для достижения этого критического размера должно реализоваться несколько последовательных стадий процесса аккумулярования (P); после этого рост ядра (микротрещины), начиная со $P+1$ -стадии, становится устойчивым.

Затем на поверхности двумерных ядер аккумулярования дефектов начинается образование и рост аналогичных по структуре, но отличающихся геометрией ядер - трехмерных ядер. Это связано с тем, что на вновь образованной поверхности трещины потенциальные дефекты присутствуют в достаточно большом количестве. Кроме того, это связано также с тем, что процессы упорядочения кристаллической структуры имеют значительно большие времена релаксации.

Итак, предполагается: на двумерных ядрах аккумулярования присутствуют зародыши трехмерной деградиционной структуры в концентрации M_0 ; количество этих активных зародышей в объеме материала пропорционально площади поверхности, образованной двумерными ядрами. На начальной стадии формирования трехмерной деградиционной структуры концентрация зародышей M пропорциональна площади поверхности двумерных ядер. Процесс далее развивается так, что на поверхности трехмерных ядер начинаются формироваться такие трехмерные ядра. Таким образом, площадь поверхности растет на начальных временах за эти двух процессов. В формализованном виде эти процессы могут быть представлены следующим образом (в форме некоторого распределения): M_0 - остались зародышами; M_1 - стали активным дефектом в ходе генерации; M_2 - присоединили два дефекта; M_i - присоединили i дефектов и т.д. При $i = P$ «гиббсовские» зародыши становятся активными ядрами аккумулярования.

Описание этого распределения (в предположении первого кинетического порядка элементарного акта реакции аккумулярования) задается системой уравнений

$$\frac{dM_i}{dt} = k_{i-1}M_{i-1} - k_iM_i; \quad (3.52)$$

здесь k_iM_i - число дефектов, присоединившихся в единицу времени к ядрам аккумуляирования класса i (переход в класс $i+1$); $k_{i-1}M_{i-1}$ - скорость образования ядер аккумуляирования класса i из ядер класса $i-1$.

Таким образом, для системы генерации и аккумуляирования дефектов в описанную структуру имеем систему уравнений

$$\frac{dM_0}{dt} = -k_0M_0; \quad (3.53)$$

$$\frac{dM_i}{dt} = k_{i-1}M_{i-1} - k_iM_i; \quad (3.54)$$

здесь $i = 0, 1, 2, \dots$ Начальные условия и условия при $t \rightarrow \infty$ таковы

$$t = 0 \quad \Rightarrow \quad M_0 = 0, \quad M_i = 0; \quad (3.55)$$

$$t = 0 + \delta \quad \Rightarrow \quad M_0 = M_{00}, \quad M_{00} \propto S \quad (M_{00} = \beta S), \quad M_i = 0; \quad (3.56)$$

$$t \rightarrow \infty \quad \Rightarrow \quad M_0 \rightarrow 0, \quad M_i (i \neq \infty) \rightarrow 0. \quad (3.57)$$

Для построения кинетической модели этого процесса дополнительно сводятся следующее допущение: дефектность поверхности растущих ядер постоянна (релаксационные процессы типа старения поверхности микротрещины и перестройки деградиационной структуры являются более медленными, чем исходный процесс аккумуляирования активных дефектов). Это позволяет принять

$$k_0 = k_1 = \dots = k_i = \dots = \tilde{k}. \quad (3.58)$$

Последовательное решение уравнений (3.53), (3.54) дает выражения

$$M_0 = M_{00} \exp(-\tilde{k}t); \quad (3.59)$$

$$M_i = M_{00} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \exp(-\tilde{k}t); \quad (3.60)$$

здесь $M_{00} = M_0|_{t=0+\delta}$; $M_{00} = \beta S$. Суммирование трехмерных ядер аккумуляирования дает

$$M = M_{00} \exp(-\tilde{k}t) \sum_{i=P}^{\infty} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} . \quad (3.61)$$

Использование соотношения

$$\exp(\tilde{k}t) = \sum_{i=0}^{\infty} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} = \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} + \sum_{i=P}^{\infty} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \quad (3.62)$$

позволяет записать (3.61) в виде

$$M = M_{00} \left[1 - \exp(-\tilde{k}t) \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right] . \quad (3.63)$$

Далее построение модели возможно в двух вариантах: первый - линейный радиальный рост ядер аккумулярования на начальной стадии процесса; второй – рост ядер аккумулярования подчиняется исходному «экспоненциальному» уравнению.

В первом случае при разложении экспоненты в ряд (для упрощения принято $P=1$) (3.63) заменяется выражением

$$M = M_{00} \tilde{k}t . \quad (3.64)$$

При радиальном линейном росте трехмерных ядер аккумулярования заполнение объема одного ядра задается выражением

$$V_T = \frac{1}{2} \left(\frac{4}{3} \pi R^3 \right) = \frac{2}{3} \pi \tilde{k}_R^3 t^3 , \quad (3.65)$$

где $\tilde{k}_R$ - удельная скорость радиального роста трехмерного ядра аккумулярования. Суммарный объем описывается формулой

$$V_{\Sigma} = V_T M \quad (3.66)$$

или

$$V_{\Sigma} = \frac{2}{3} \pi M_{00} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^4 . \quad (3.67)$$

Определение степени превращения этого процесса:

$$\chi = V_{\Sigma} / V_0 ; \quad (3.68)$$

здесь V_0 - исходный объем - часть объема межфазного слоя поликристаллической структуры материала. Оценкой V_0 может быть суммарный объем межфазных граничных слоев.

Согласно (3.67) и (3.68) степень превращения для этого процесса аккумулярования дефектов можем представить в виде

$$\chi = \frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^4. \quad (3.69)$$

Скорость заполнения этого объема подчиняется уравнению

$$\frac{d\chi}{dt} = \frac{8}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^3. \quad (3.70)$$

а с учетом поглощения малых трехмерных ядер большими при их росте это уравнение видоизменяется

$$\frac{d\chi}{dt} = \frac{8}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^3 (1 - \chi). \quad (3.71)$$

Интегрирование (3.71) дает формулу для заполнения данного объема

$$\chi = 1 - \exp\left(-\frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^4\right) \quad (3.72)$$

или

$$V_\Sigma = V_0 \left[1 - \exp\left(-\frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k} \tilde{k}_R^3 t^4\right) \right]; \quad (3.73)$$

здесь для вычисления постоянной интегрирования использовано начальное условие

$$t = 0 \quad \Rightarrow \quad \chi = 0. \quad (3.74)$$

Если не использовать аппроксимацию (3.64), то для суммарного объема трехмерных ядер следует использовать соотношение

$$V_\Sigma = \frac{2}{3} \pi M_{00} \tilde{k}_R^3 t^3 \left[1 - \exp\left(-\tilde{k} t\right) \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k} t)^i}{i!} \right]. \quad (3.75)$$

Степень превращения на стадии отсутствия поглощения малых ядер большими задается формулой

$$\chi = \frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k}_R^3 t^3 \left[1 - \exp(-\tilde{k}t) \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right]. \quad (3.76)$$

В соответствии с представленным ранее «колмогоровским» алгоритмом, т.е. с учетом поглощения малых ядер большими, получим

$$\chi = 1 - \exp \left[-\frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k}_R^3 t^3 \left(1 - \exp \left\{ -\tilde{k}t \right\} \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right) \right] \quad (3.77)$$

или

$$V_\Sigma = V_0 \left\{ 1 - \exp \left[-\frac{2}{3} \pi \frac{M_{00}}{V_0} \tilde{k}_R^3 t^3 \left(1 - \exp \left\{ -\tilde{k}t \right\} \sum_{i=0}^{P-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right) \right] \right\}; \quad (3.78)$$

здесь

$$M_{00} = \beta S, \quad S = S_0^* \left[1 - \exp \left\{ -\pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*2} t^2 (1 - \exp \{ -k^* t \}) \right\} \right]. \quad (3.79)$$

В этой кинетической модели в единообразной форме могут быть представлены детали процесса нагружения, условия эксплуатации, режим испытаний, предыстория материала. Параметры обсуждаемой модели определяют статистику отказов – разрушения образцов. С другой стороны, экспериментальная статистика отказов является исходным материалом для расчета этих кинетических констант как параметров распределения, если ставится обратная задача кинетики. Этот методический подход позволяет использовать большой экспериментальный материал, наработанный при различных видах испытаний. Ниже проиллюстрированы два варианта этого методического подхода: первый – прямая задача кинетики (предполагается, что кинетические константы известны и позволяют построить конкретную функцию распределения отказов; второй – обратная задачи кинетики (имеется экспериментальный материал для выборки образцов при испытаниях на отказ (разрушение), и по нему в форме рассчитываются с использованием процедуры валидации значения кинетических констант, как параметров функции распределения).

Анализ закономерностей кинетики двумерных и трехмерных перекрывающихся трещин. Ниже иллюстрируется процедура построения кинетических статистических распределений двумерных и трехмерных ядер деградационной структуры, образующихся в ходе процесса аккумуляирования активных дефектов [90, 108-113] (рисунки 3.29 – 3.37). Функция распределения, описывающая степень завершенности процесса заполнения объема деградационной структуры микротрещин, исходя из (3.77), задается формулой

$$F(t) = 1 - \exp \left\{ -At^3 \left[1 - \exp \left\{ -Bt^2 \left(1 - \exp \left\{ -k^*t \right\} \right) \right\} \right] \cdot \left[1 - \exp \left\{ -\tilde{k}t \sum_{i=0}^{p-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right\} \right] \right\}; \quad (3.80)$$

здесь константы k^* , $\tilde{k}$ и p определены выше, а константы A и B явля-

ются составными: $A = \frac{2}{3} \pi \beta \frac{S_0^*}{V_0} \tilde{k}_R^3$; $B = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*3}$. Функция распределения отказов ($F(t)$), плотность распределения отказов ($f(t)$) и интенсивность потока активных дефектов на поверхность аккумуляирования ($\lambda(t)$) показаны на рисунках 3.29 – 3.37. Они представляют влияние констант как параметров распределения (3.80) на ход процесса генерации и аккумуляирования дефектов в форме двумерных и трехмерных элементов деградационной структуры материала.

Зависимости, показанные на рисунке 3.29 ($F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$), качественно соответствуют распределению Вейбулла. Уменьшение константы A (от 1 до 0,05) дает более пологий вид зависимости $F(t)$ (рисунок 3.29.а). Максимум зависимости плотности распределения $f(t)$ смещается вправо; кроме того, фиксируется «размывание» пика при смещении и уменьшение максимума (рисунок 3.29.б). Интенсивность потока активных аккумуляируемых дефектов $\lambda(t)$ экспоненциально растет во времени.

Константа A является составной, поэтому увеличение или уменьшение ее может определяться любым параметром, в нее входящим. Уменьшение константы A связано с уменьшением S_0^* и $\tilde{k}_R$. Увеличение V_0 приводит к умень-

шению A . Это говорит о том, что большему значению V_0 , соответствует больший объем трехмерных ядер поровой структуры деградации, который заполняется в процессе аккумуляирования активных дефектов до критического заполнения V_0 .

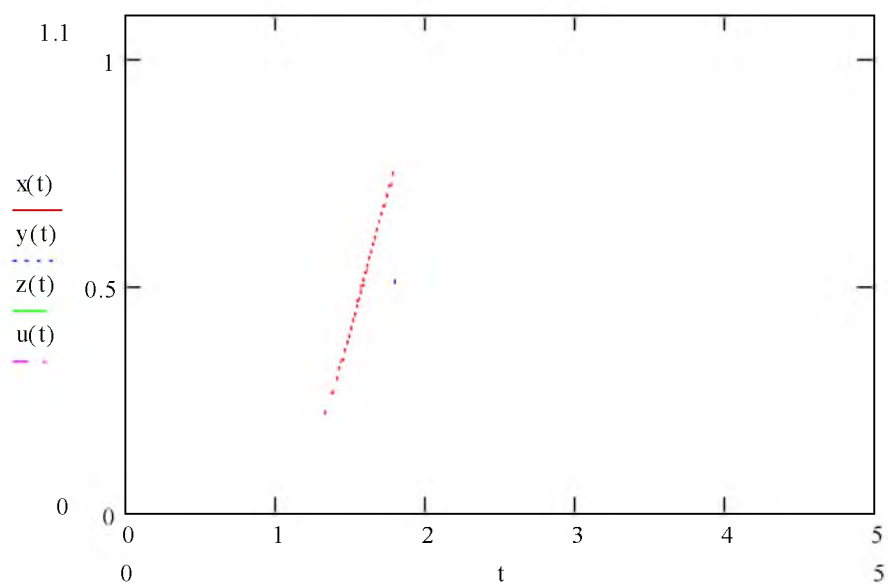


Рис. 3.29.а

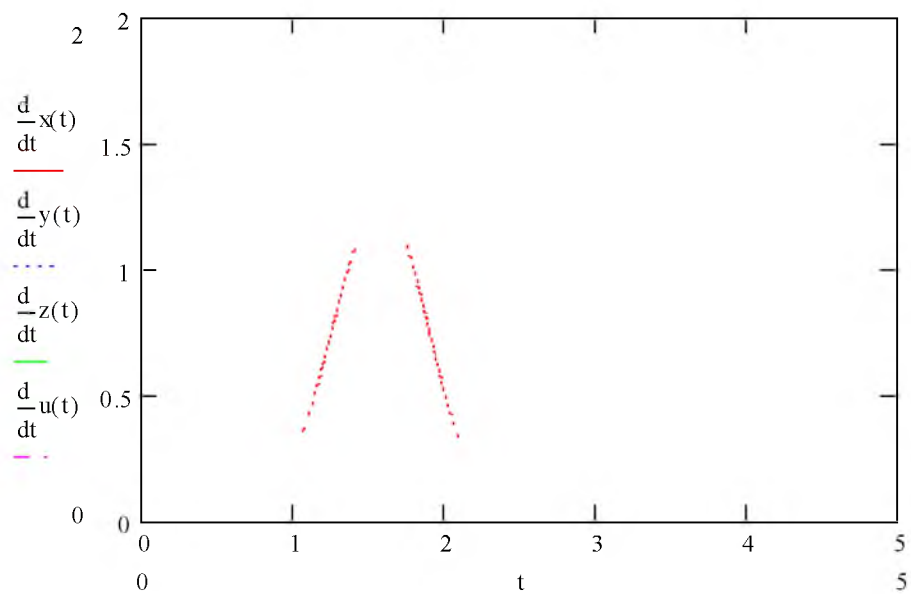


Рис. 3.29.б

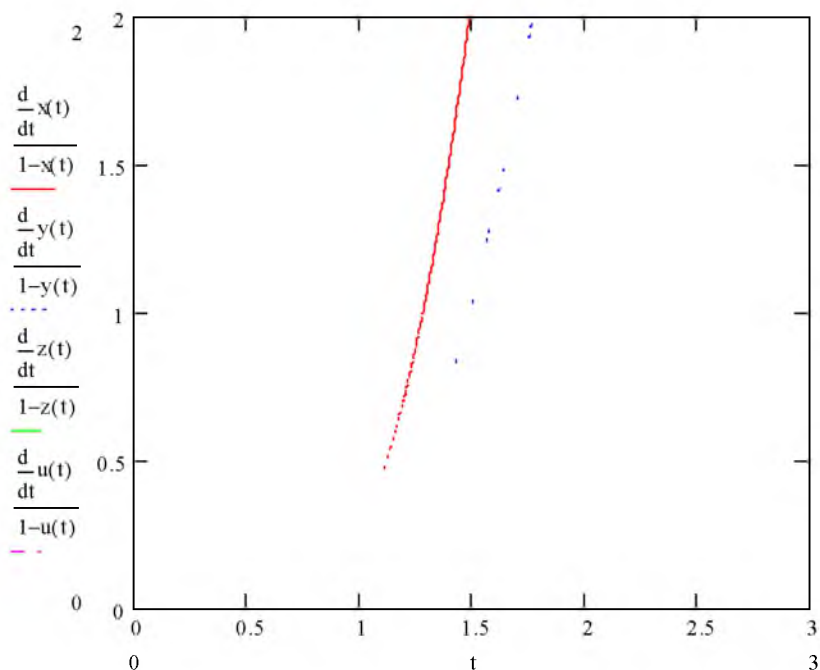


Рис. 3.29.в

Рис.3.29. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $B=1$, $k^*=1$, $\tilde{k}=1$, $p=2$ и переменных A (1; 0,5; 0,1; 0,05; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

Обратная закономерность в поведении исследуемых зависимостей наблюдается при увеличении константы A (рисунок 3.30).

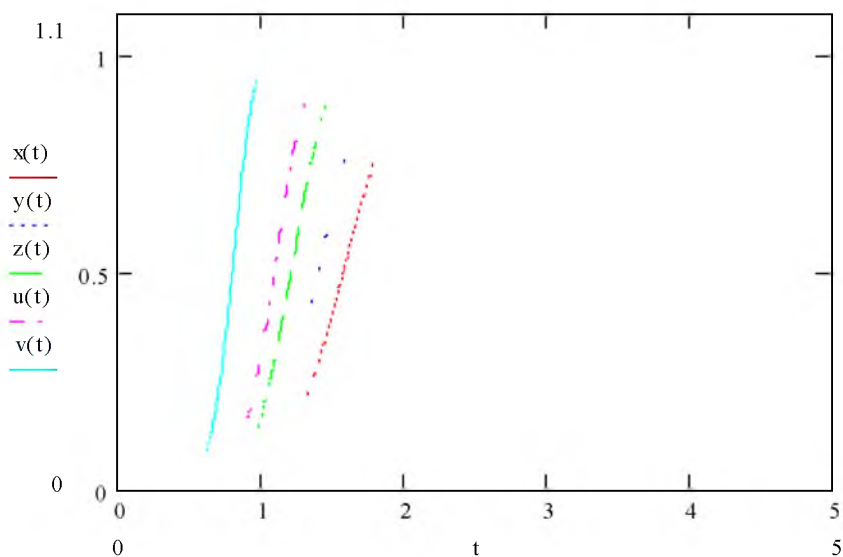


Рис. 3.30.а

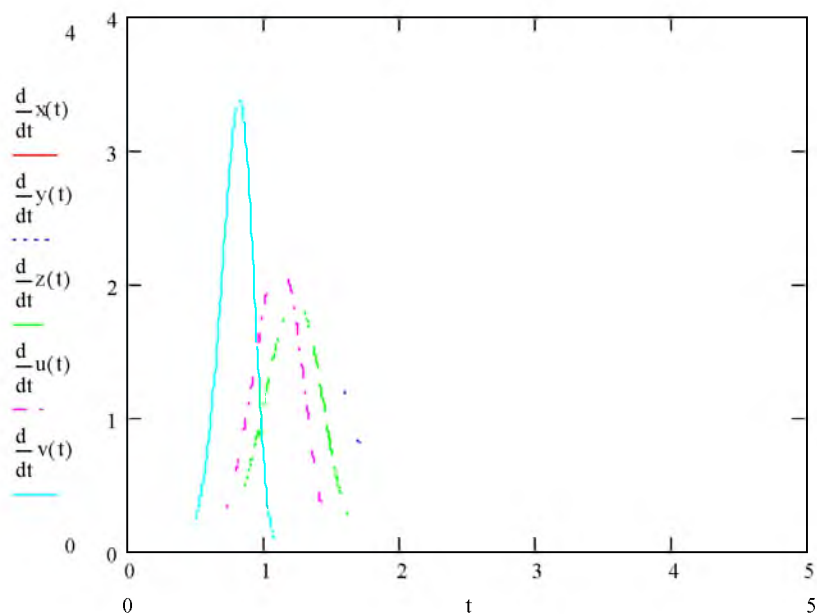


Рис. 3.30.б

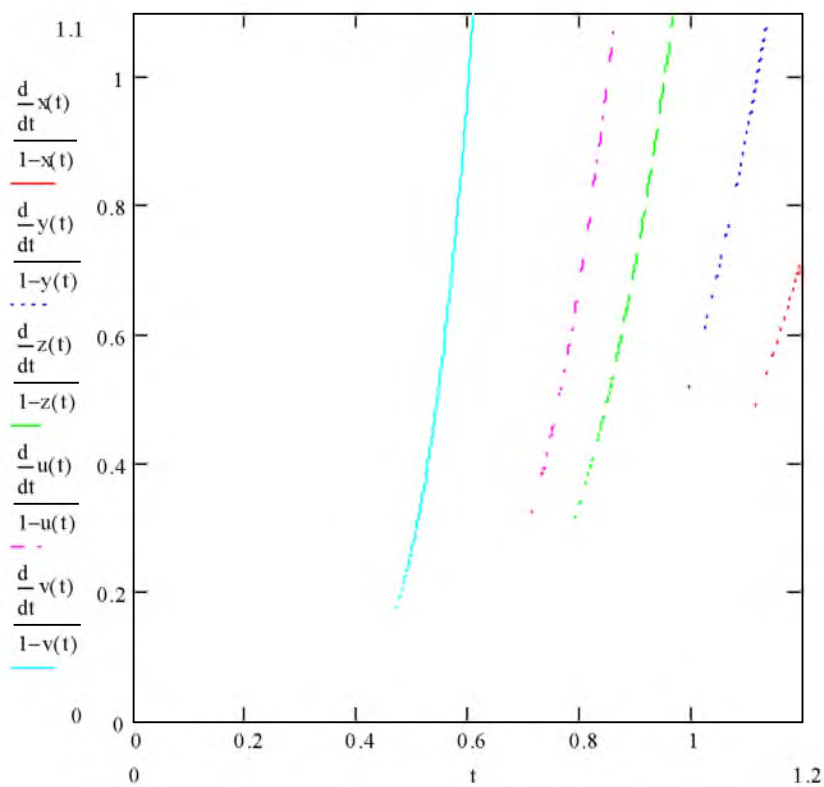


Рис. 3.30.в

Рис. 3.30. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградиационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $B=1$, $k^*=1$, $\tilde{k}=1$, $P=2$ и переменных A (1; 2; 5; 10; 100 зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, $v(t)$, соответственно)

Влияние изменения параметра B на ход зависимостей $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ продемонстрировано на рисунках 3.31 и 3.32. Уменьшение B приводит к смещению зависимостей $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ вправо (рисунок 3.31); генерация и аккумулярование дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур происходит медленнее. Максимум зависимости для плотности распределения смещается вправо. Кроме того, фиксируется одна особенность: максимум меняется не монотонно - сначала увеличивается, затем уменьшается. Фиксируется также, что при смещении вправо зависимость плотности распределения становится менее симметричной и «размывается».

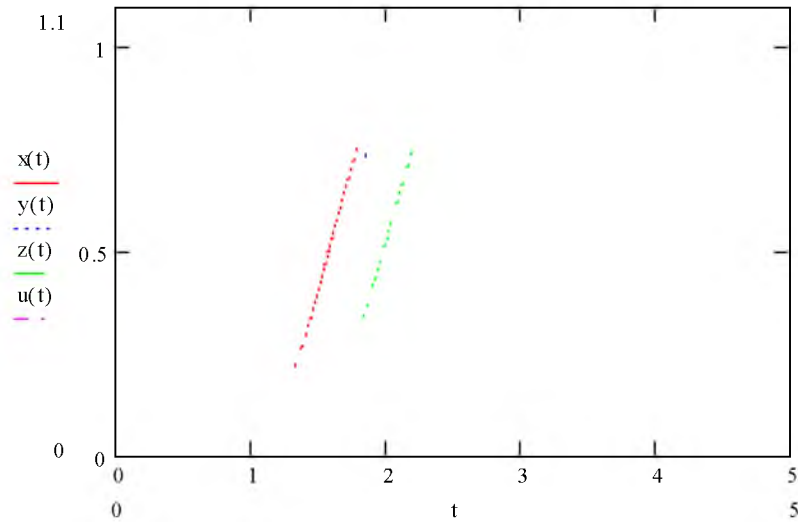


Рис. 3.31.а

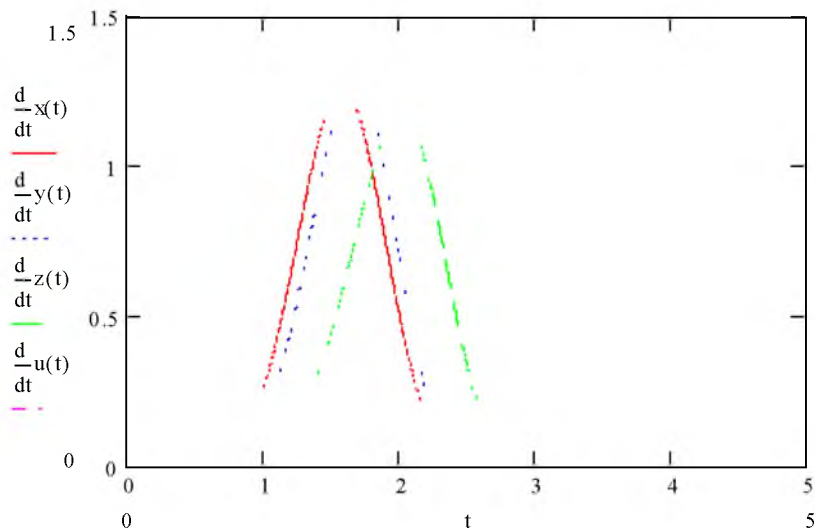


Рис. 3.31.б

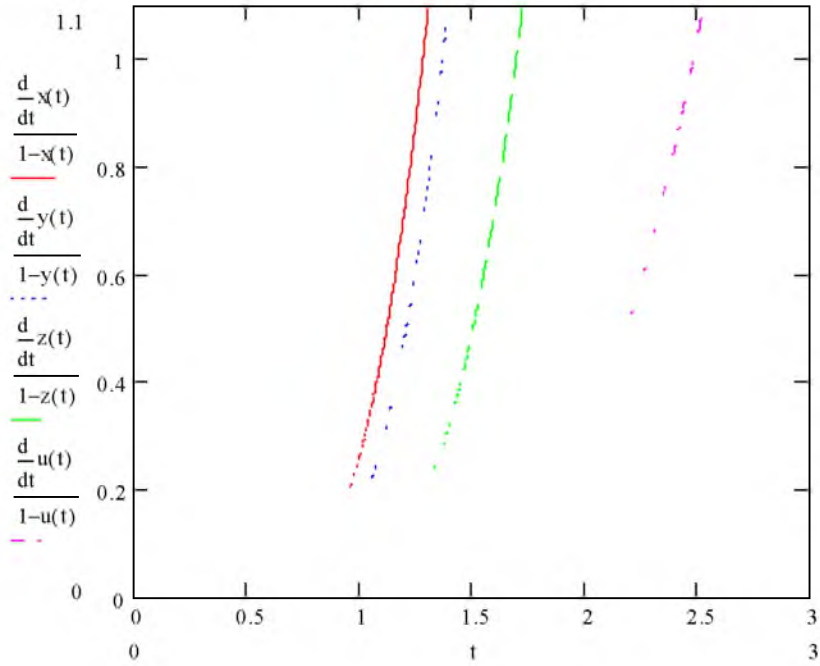


Рис. 3.31.в

Рис. 3.31. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $k^*=1$, $\tilde{k}=1$, $p=2$ и переменных B (1; 0,5; 0,1; 0,01; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

Параметр B является составной константой, включающей N_0^* , k_R^* и S_0^* . Увеличение N_0^* , k_R^* приводит к увеличению B ; это сопровождается смещением $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ влево, т.е. наблюдается увеличение интенсивности процессов генерации и аккумуляирования активных дефектов. Это подтверждается тем, что увеличение концентрации зародышей процессов деградации (N_0^*) в материале и увеличение скорости процесса аккумуляирования (k_R^*) в форме двумерных ядер микротрещин, должны обеспечивать быстрое завершение процесса заполнения «предельного» объема микротрещин. Константа S_0^* имеет обратное влияние на параметр B : увеличении S_0^* задает уменьшение B и, соответственно смещение $F(t)$ вправо.

Константа S_0^* по-разному влияет на параметры A и B : увеличение S_0^* дает увеличение A и смещение $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ влево; увеличение S_0^* задает

уменьшение B и смещение $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ вправо. Отношения S_o^*/V_o и N_o^*/S_o^* , входящие в параметры A и B можно рассматривать как удельные величины: N_o^*/S_o^* - концентрация одномерных дефектов на поверхности двумерных; S_o^*/V_o - концентрация двумерных ядер аккумуляирования в трехмерном объеме поровой деградиционной структуры. Таким образом, разработанная математическая модель кинетики процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов в форме двумерных и трехмерных ядер структур деградации констатирует следующее: влияние исходной структуры материала на процесс деградации конструкционного материала не является однозначным.

Влияние параметра B на ход зависимостей $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ демонстрируется на рисунке 3.32.

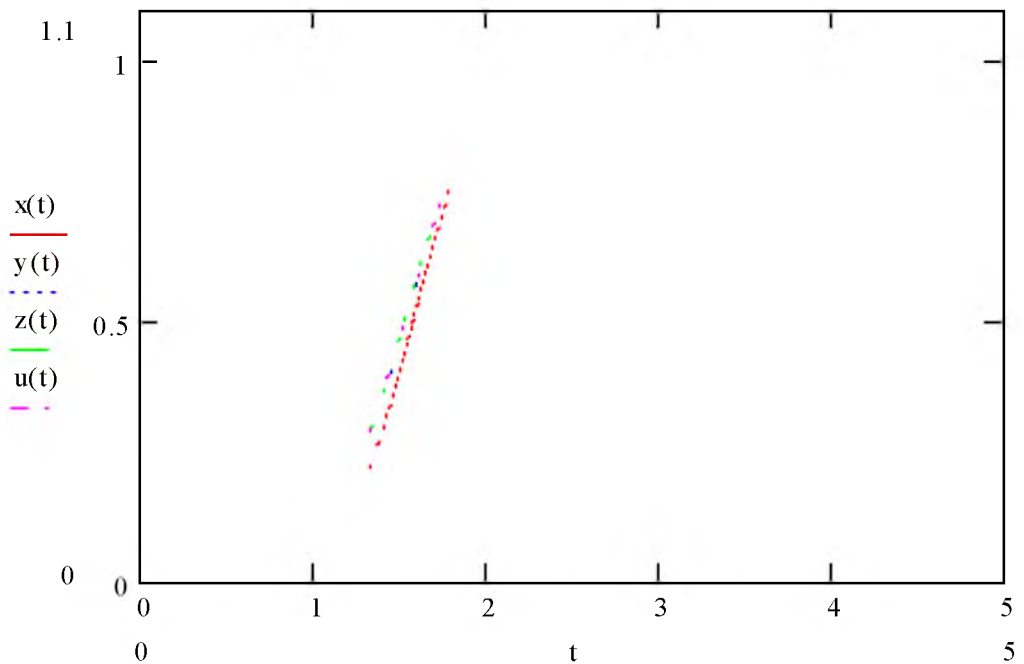


Рис. 3.32.а

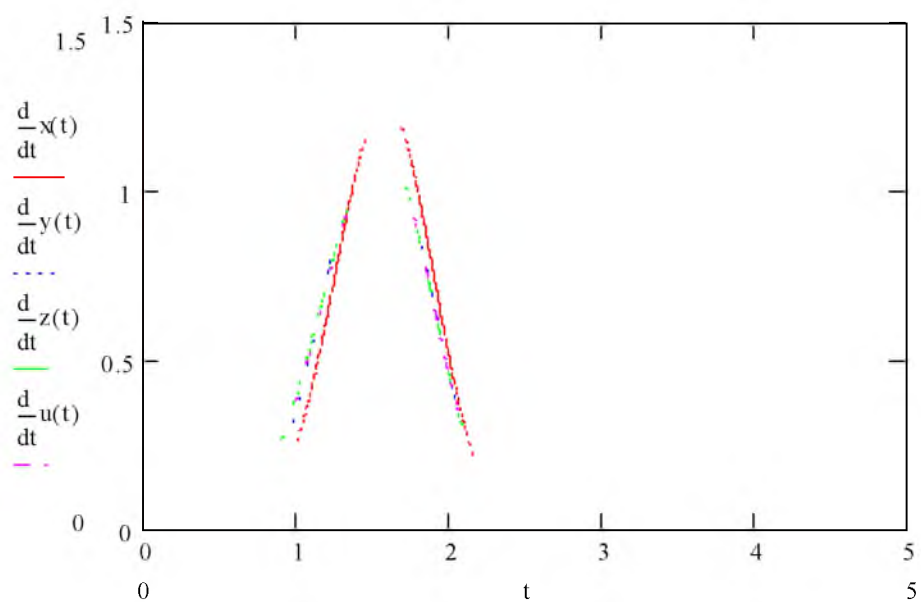


Рис. 3.32.б

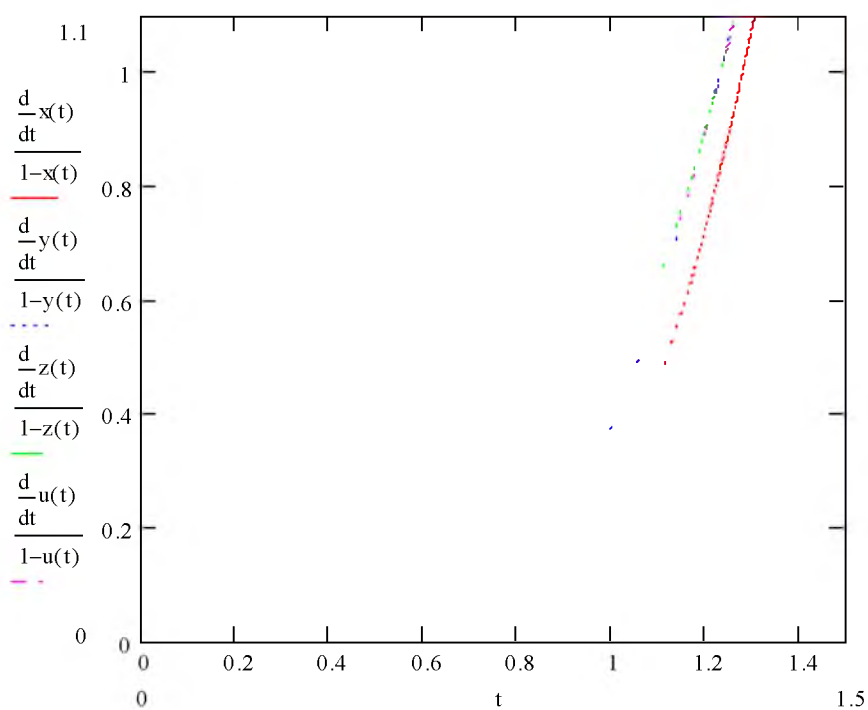


Рис. 3.32.в

Рис. 3.32. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $k^*=1$, $\tilde{k}=1$, $p=2$ и переменных B (1; 2; 5; 100; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

На совокупности зависимостей, приведенных рисунке 3.32, наблюдается интересная тенденция, которая заключается в приближении зависимостей к некоторой предельной при увеличении параметра B .

Общие тенденции таковы: при малой скорости генерации активных дефектов (k^* - мало) зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ лежат правее (рисунок 3.33); аккумуляция дефектов тогда начинается позже и происходит медленнее. Увеличение k^* задает стремление $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ к предельной кривой (рисунок 3.34). Это говорит о том, что даже если генерация активных точечных дефектов происходит быстро, но тогда скорость процесса деградации в целом будет определяться следующими стадиями.

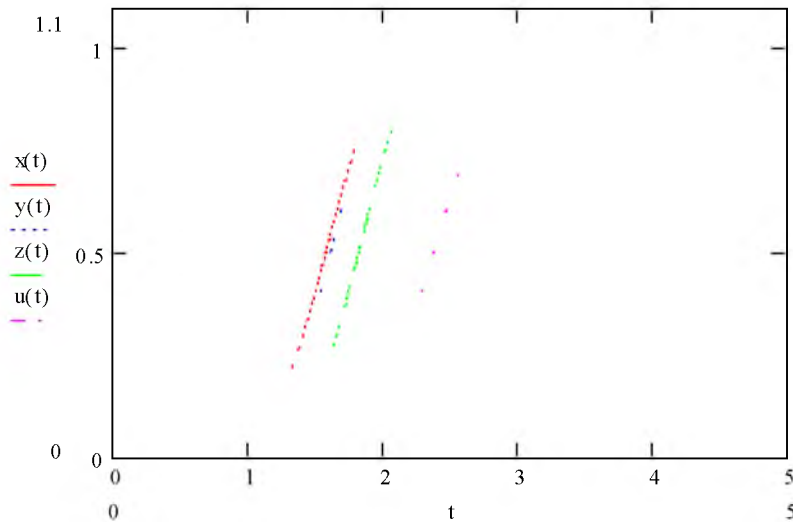


Рис. 3.33.а

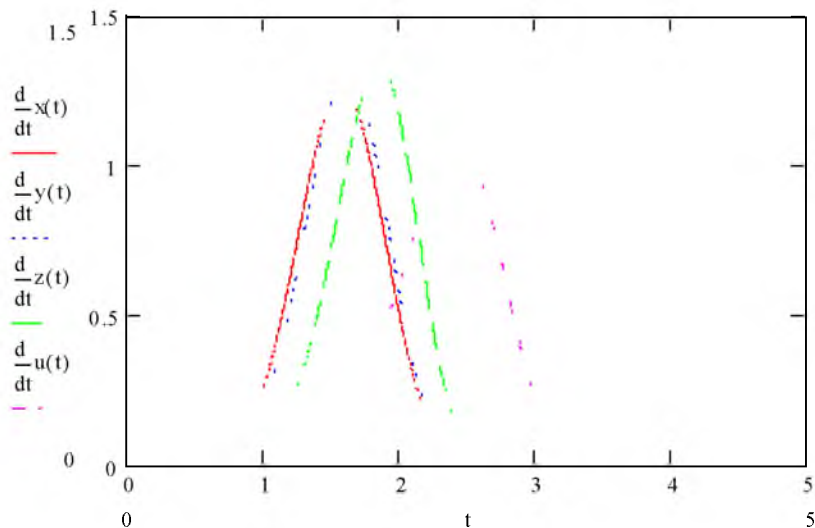


Рис. 3.33.б

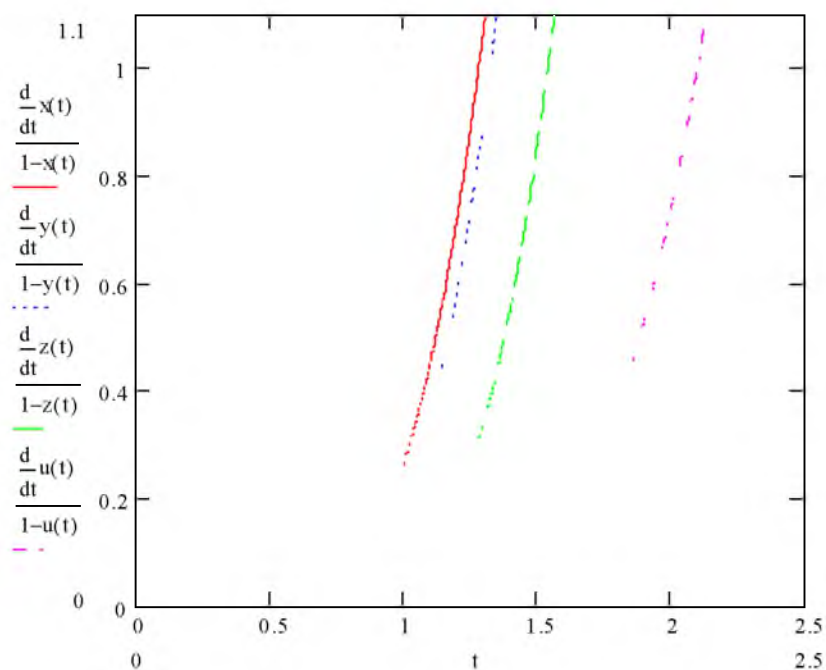


Рис. 3.33.в

Рис. 3.33. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $B=1$, $\tilde{k}=1$, $p=2$ и переменных k^* (1; 0,5; 0,1; 0,01; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

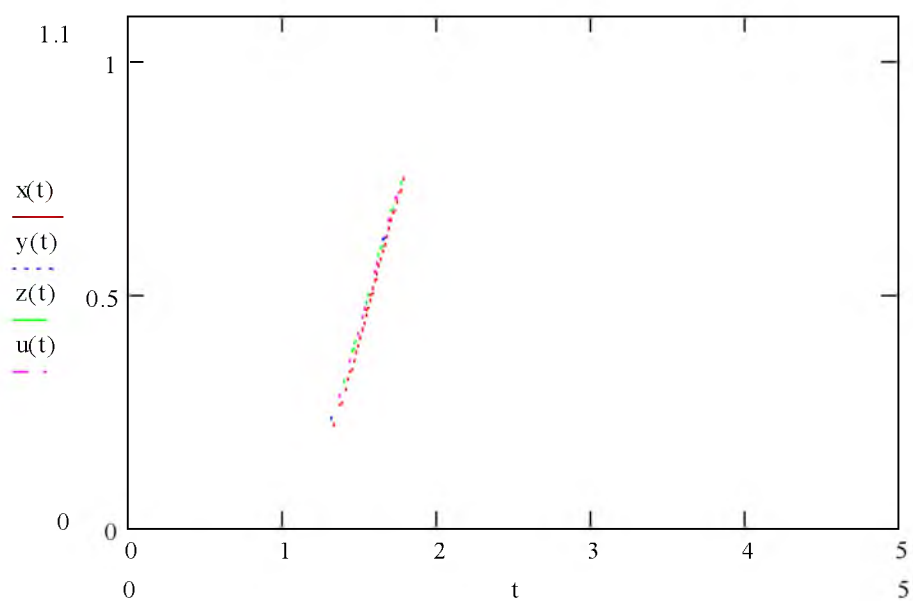


Рис. 3.34.а

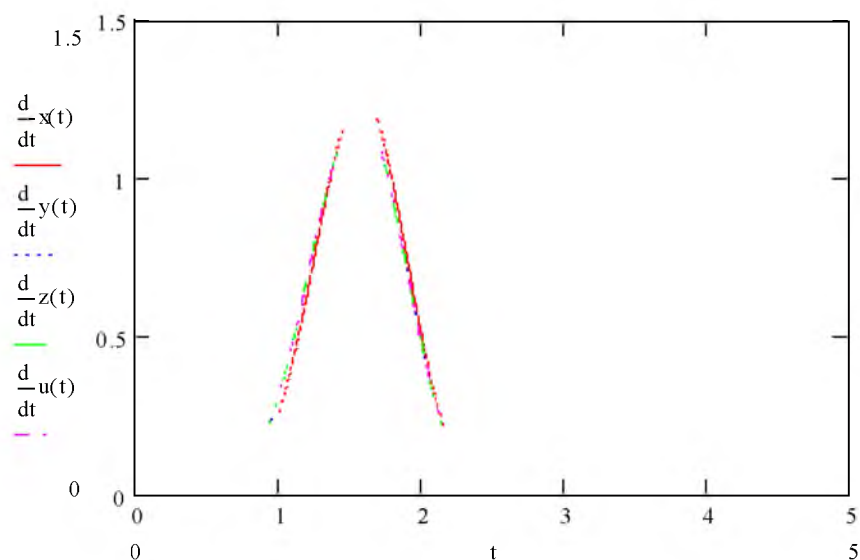


Рис. 3.34.б

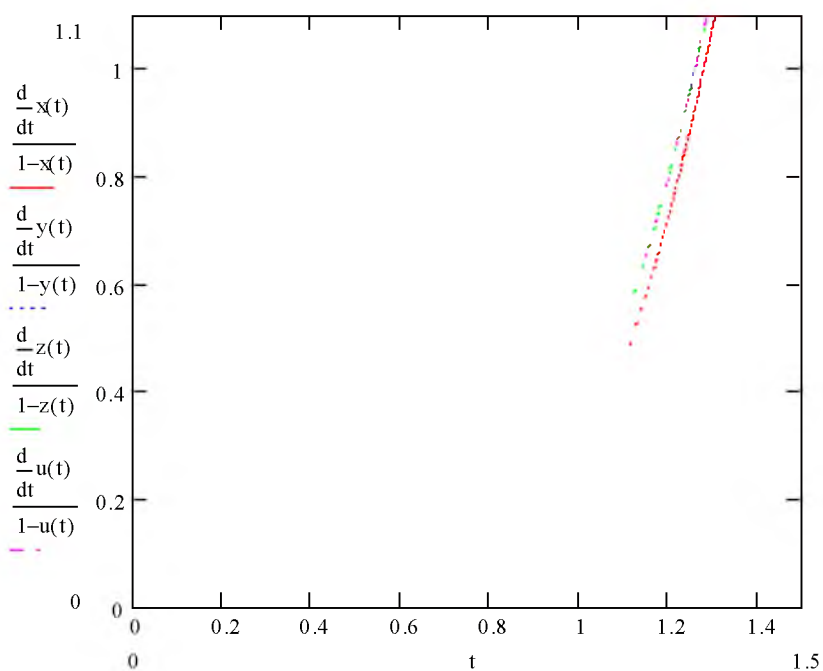


Рис. 3.34.в

Рис. 3.34. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградиационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $B=1$, $\tilde{k}=1$, $P=2$ и переменных k^* (1; 5; 10; 100; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

Меньшая величина $\tilde{k}$ задает меньшую скорость аккумуляирования активных дефектов в форме трехмерной деградационной структуры; при уменьшении $\tilde{k}$ зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ смещаются влево (рисунок 3.35). Кроме того, при этом максимум зависимости плотности распределения снижается, а пик «уширяется» (рисунок 3.35.б). Увеличение $\tilde{k}$ приводит к обратным изменениям (рисунок 3.36); с увеличением $\tilde{k}$, как и в предыдущих случаях, фиксируется стремление предельной зависимости. Существование предельной зависимости объясняется тем, что, хотя процесс роста трехмерных ядер за аккумуляирования активных дефектов является последним в последовательности процессов формирования деградационной структуры, но при его большой скорости, скорость всей последовательности будпт определяться наиболее медленными стадиями.

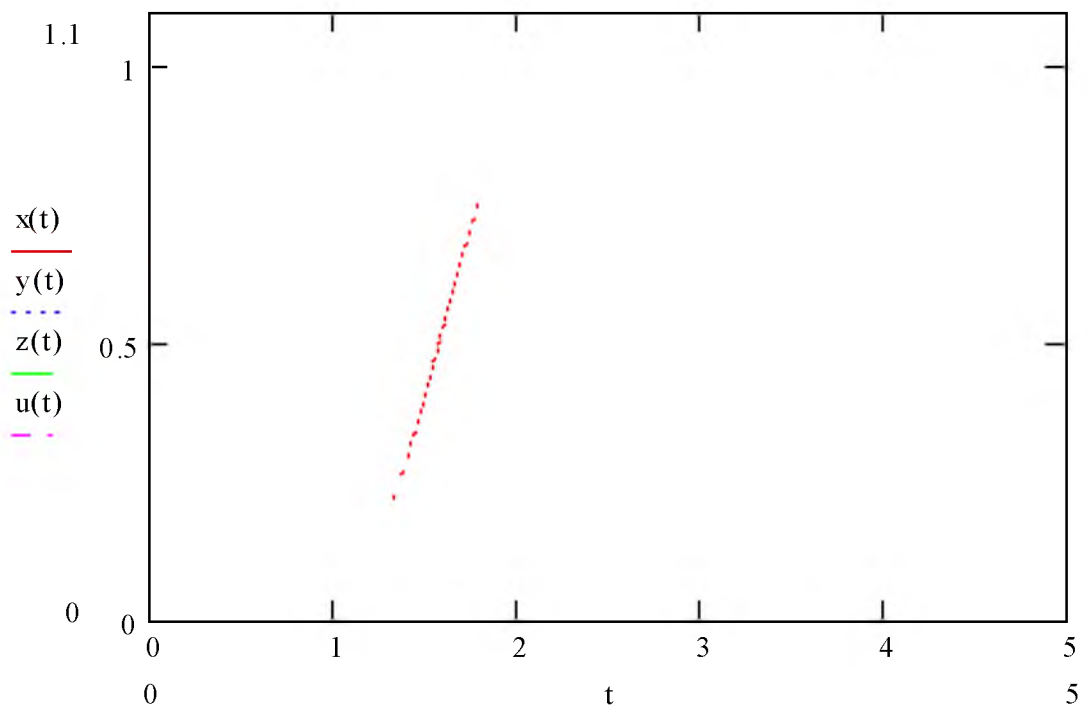


Рис. 3.35.а

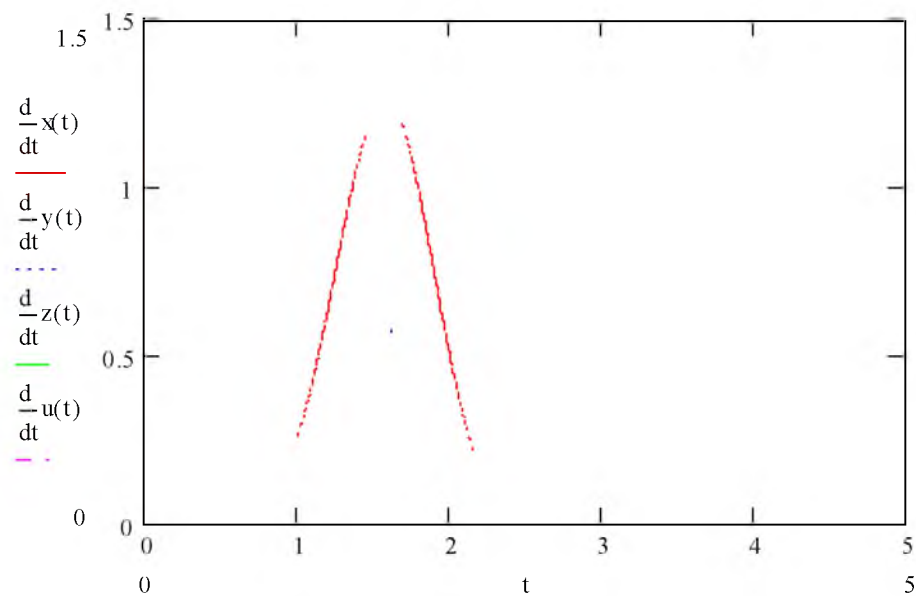


Рис. 3.35.б

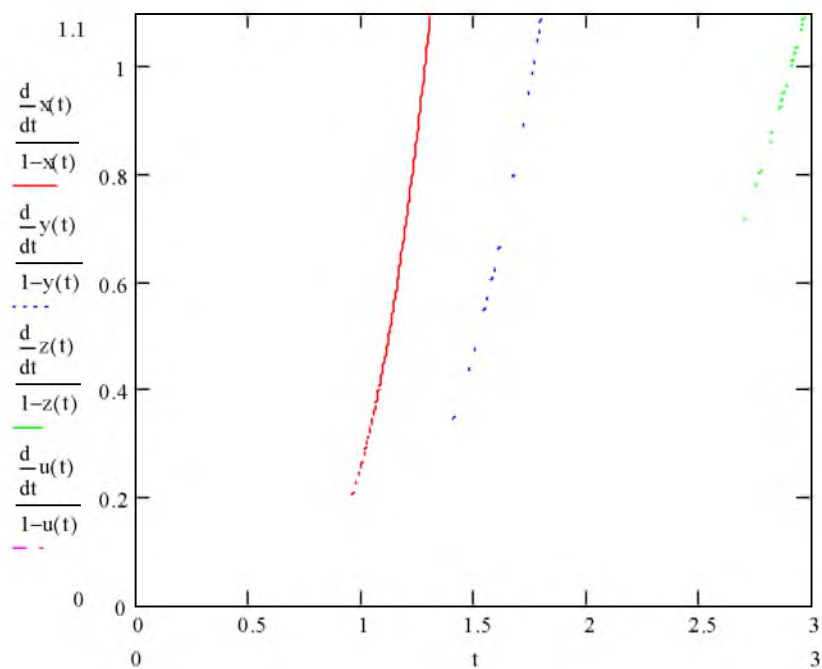


Рис. 3.35.в

Рис. 3.35. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $B=1$, $k^*=1$, $p=2$ и переменных $\tilde{k}$ (1; 0,5; 0,2; 0,1; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

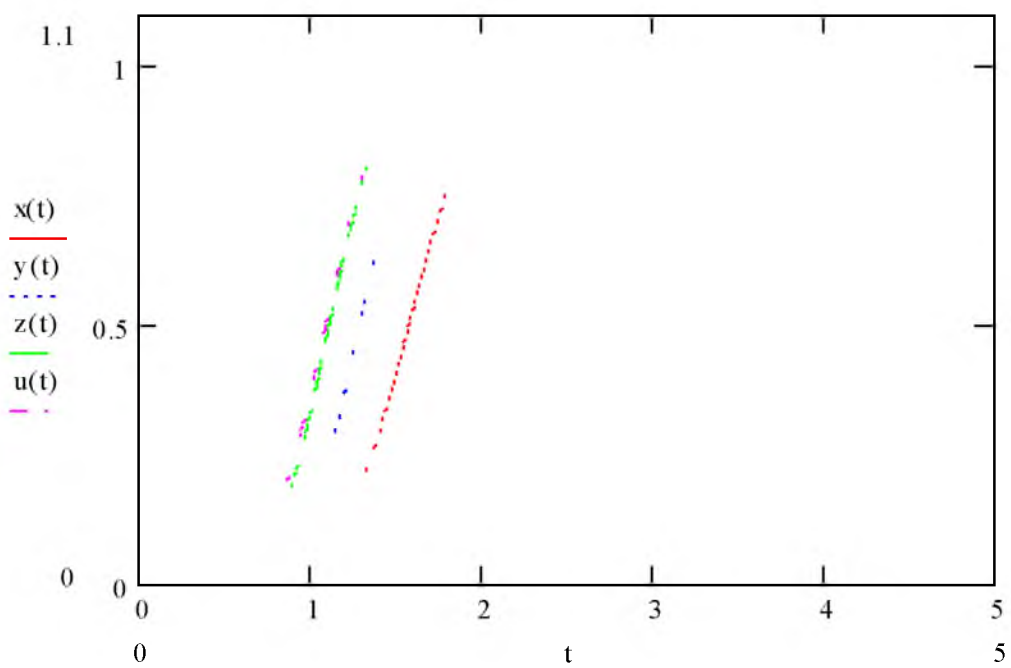


Рис. 3.36.а

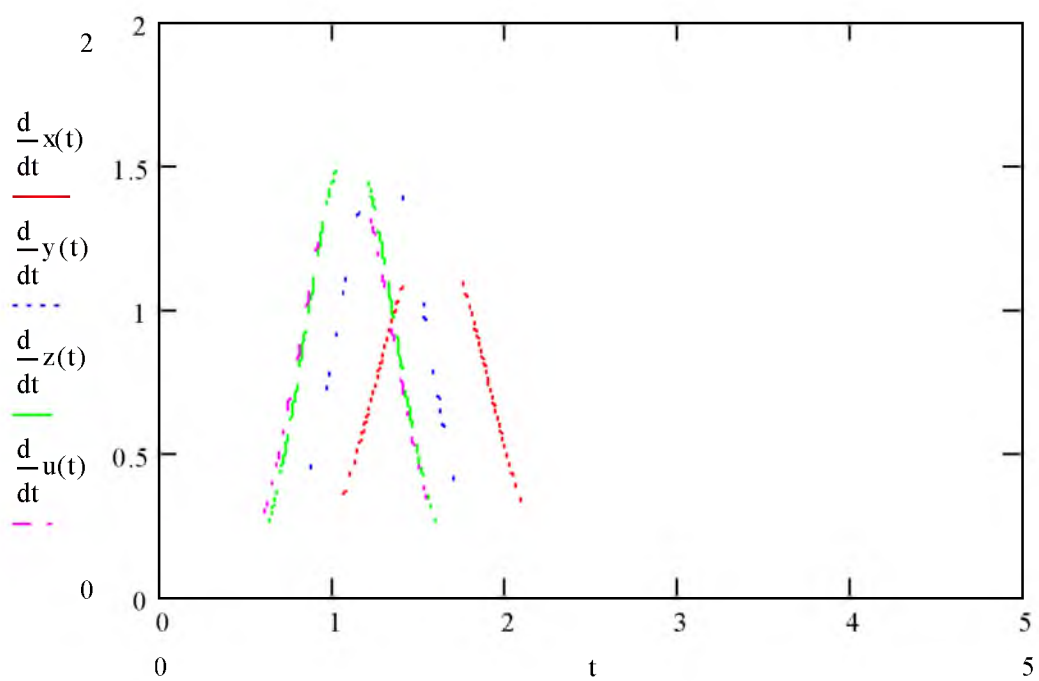


Рис. 3.36.б

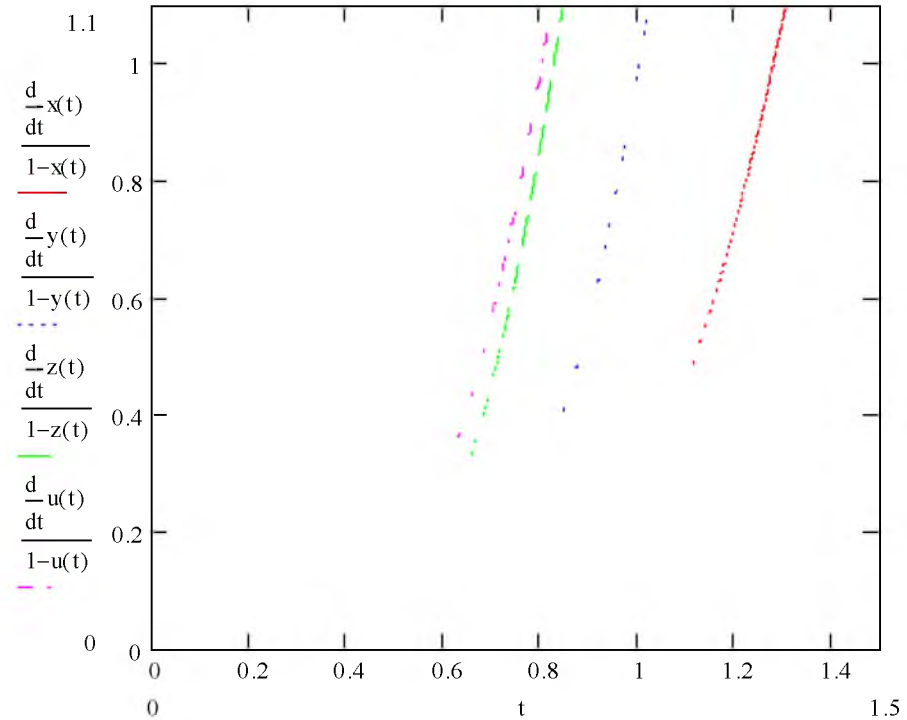


Рис. 3.36.в

Рис. 3.36. Кинетика генерации и аккумуляции дефектов в форме двумерных и трехмерных деградиационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $B=1$, $k^*=1$, $p=2$ и переменных $\tilde{k}$ (1; 2; 5; 10; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

Генерация активного дефекта из неактивного зародыша является с точки зрения термодинамики фазовых переходов процессом формирования «гиббсовского» зародыша, а с точки зрения кинетики она включает несколько последовательных стадий. Увеличение числа таких стадий на зависимостях $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ отражается смещением их вправо (рисунок 3.37). С точки зрения физико-химической механики это отвечает раскрытиям и закрытиям «ребиндеровской» трещины. Кроме смещения вправо, на зависимости для плотности распределения наблюдается меньший максимум, а пик при этом «уширяется» и становится менее симметричным (рисунок 3.37.б).

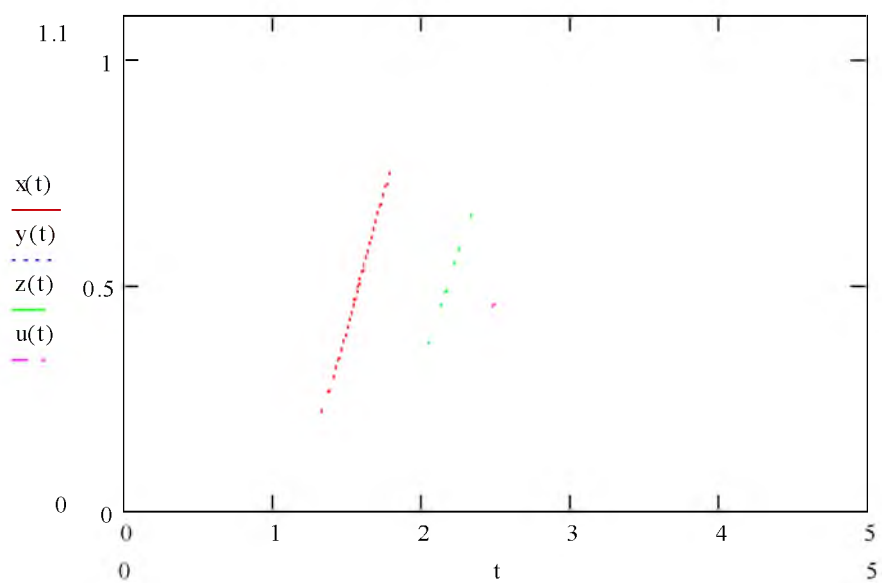


Рис. 3.37.а

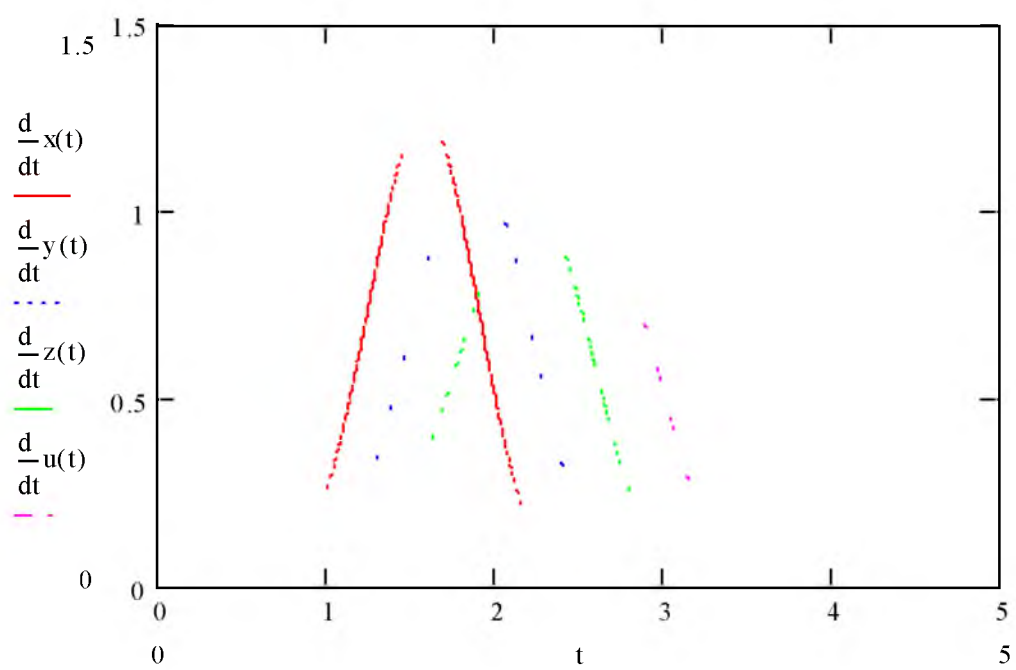


Рис. 3.37.б

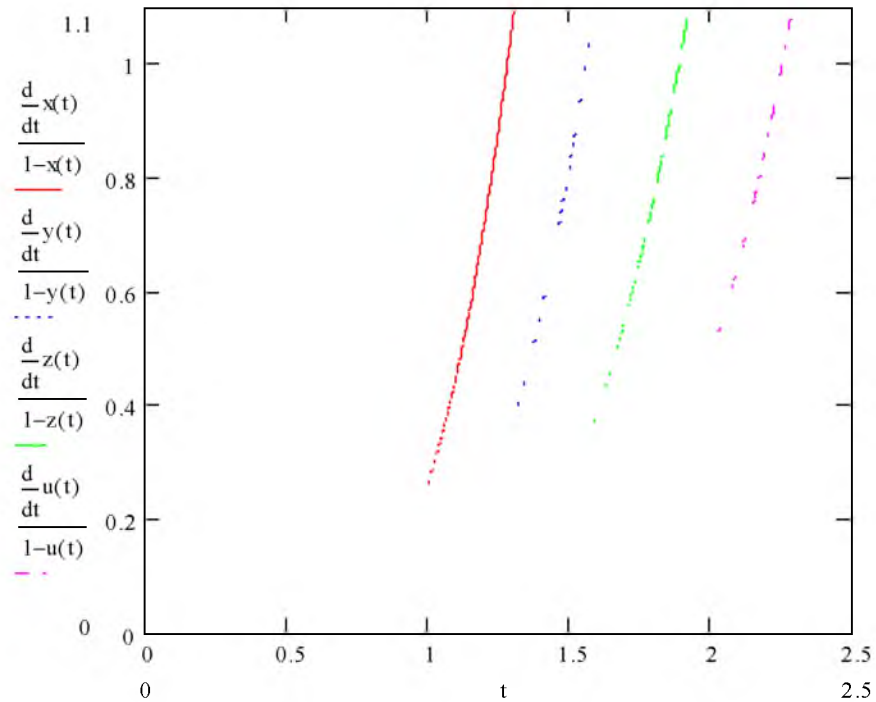


Рис. 3.37.в

Рис. 3.37. Кинетика генерации и аккумуляирования дефектов в форме двумерных и трехмерных деградационных структур материала: зависимости $F(t)$, $f(t)$, $\lambda(t)$ при постоянных $A=1$, $B=1$, $k^*=1$, $\tilde{k}=1$ и разных P (2; 3; 4; 5; зависимости обозначены $x(t)$, $y(t)$, $z(t)$, $u(t)$, соответственно)

Иллюстративный материал, представленный выше на рисунках 3.29 – 3.37, качественно отвечает тем экспериментальным статистическим результатам, для описания которых в механике разрушения используется распределение Вейбулла [21, 27]. Это означает, что тот экспериментальный материал, который накоплен к настоящему времени во многих отраслях машиностроения, может быть использован для решения задач математического моделирования для обоснования и развития представленного выше кинетического подхода.

3.3. КОМПЬЮТЕРНАЯ ВАЛИДАЦИЯ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧ ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ, ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА

В предыдущем разделе проиллюстрированы возможности решения прямых задач кинетики генерации и аккумуляирования активных дефектов с формированием деградационной структуры материала. В этом разделе приводятся результаты решения обратной задачи кинетики - результаты валидации [90, 197] одной из математических моделей механохимических процессов генерации и аккумуляирования активных дефектов, завершением которых является нарушение сплошности материала и, конечном счете, его разрушения. Экспериментальные результаты для этого были заимствованы из [21].

Для валидации использовалась функция распределения, построенная как описание процесса генерации и аккумуляирования дефектов,

$$F(t) = 1 - \exp \left\{ -At^3 \left[1 - \exp \left\{ -Bt^2 \left(1 - \exp \left\{ -k^*t \right\} \right) \right\} \right] \cdot \left[1 - \exp \left\{ -\tilde{k}t \sum_{i=0}^{p-1} \frac{(\tilde{k}t)^i}{i!} \right\} \right] \right\}; \quad (3.80)$$

параметры A и B являются составными: $A = \frac{2}{3} \pi \beta \frac{S_0^*}{V_0} \tilde{k}_R^3$; $B = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*3}$; k^* - константа генерации активных дефектов (реакция первого порядка), N_0^* - начальная концентрация неактивных дефектов ($t=0$), S_0^* - свободная от аккумуляированных дефектов межфазная граница в поликристаллическом материале в начальный момент времени, k_R^* - константа скорости процесса аккумуляирования активных дефектов в форме двумерных ядер деградационной структуры, $\tilde{k}$ - константа скорости аккумуляирования и «деаккумуляирования» трехмерного ядра (переход из класса i в класс $i+1$ при формировании «гиббсовского» зародыша), $\tilde{k}_R$ - константа скорости аккумуляирования после стадии формирования «гиббсовского» зародыша, p - число стадий формирования «гиббсов-

ского» зародыша, V_0 – часть объема межфазного граничного слоя между кристаллитами, который в ходе процесса деградации материала заполняется двумерными и трехмерными ядрами аккумулялирования «характеристический объем», β – доля поверхности двумерных ядер аккумулялированных дефектов, на которой формируются аналогичные трехмерные ядра.

Для валидации использовалась компьютерная программа подбора кинетических констант модели, представленная в главе 2. Апробация программы бала также проведена на результатах испытаний по разрушению (данные [21] и [213, 324]). Испытаниям подвергались листовые образцы алюминиевого сплава 6061-Т6 (толщина 1,55 мм, длина 114,3 мм, ширина 12,7 мм). Образцы закреплялись в шарнирных опорах и подвергались знакопеременному изгибу (частота 18 Гц); нагрузка передавалась тефлоновым зажимом. Испытания проводили до отказа: 101 образец при 144,79 МПа, 102 - 179,26 МПа, 101 - 213,74 МПа. Долговечность фиксировалась в блоках по 1000 циклов нагружения.

Константы модели (3.80) переобозначены для упрощения записи (таблица 3.1)

$$F(t) = 1 - \exp \left\{ -k_1 t^3 \left[1 - \exp \left\{ -k_2 t^2 (1 - \exp \{ -k_3 t \}) \right\} \right] \cdot \left[1 - \exp \{ -k_4 t \} \sum_{i=0}^{k_5} \frac{(k_4 t)^i}{i!} \right] \right\}. \quad (3.81)$$

Таблица 3.1

Соответствие параметров уравнений (3.80) и (3.81)

$A = \frac{2}{3} \pi \beta \frac{S_0^*}{V_0} \tilde{k}^3$	$B = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*3}$	k^*	$\tilde{k}$	$p - 1$
k_1	k_2	k_3	k_4	k_5

Векторы параметров модели (начальные и рассчитанные значения) для условий испытаний, представленных на рисунках 3.38 – 3.40, приведены в таблицах Пр.3.1 – Пр.3.3, соответственно (Приложение 3).

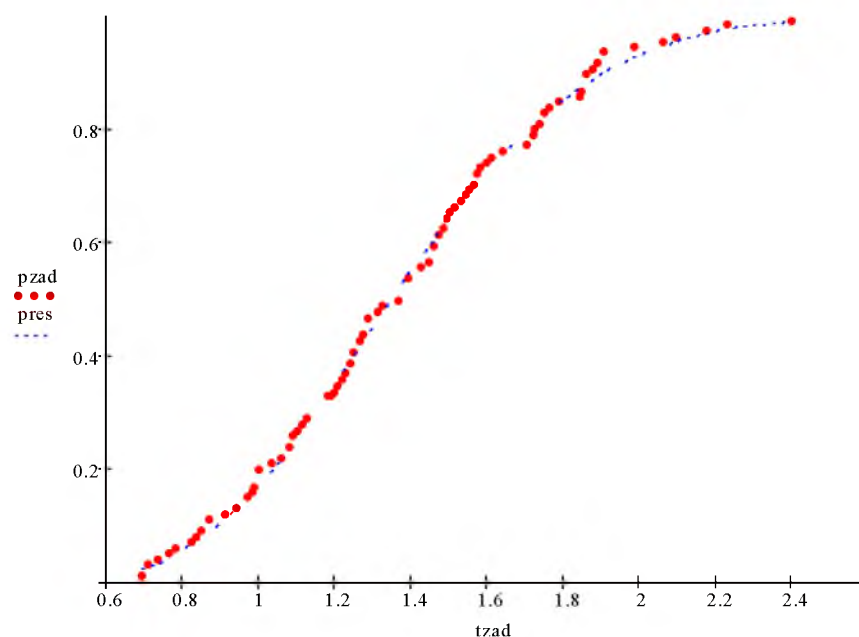


Рис.к 3.38. Функции распределения отказов (экспериментальная и теоретическая (3.81)); результаты испытаний знакопеременной нагрузкой $144,79 \text{ МПа}$ на изгиб образцов листового алюминия (ось абсцисс: 1 долговечности соответствует 1000 циклам нагрузки)

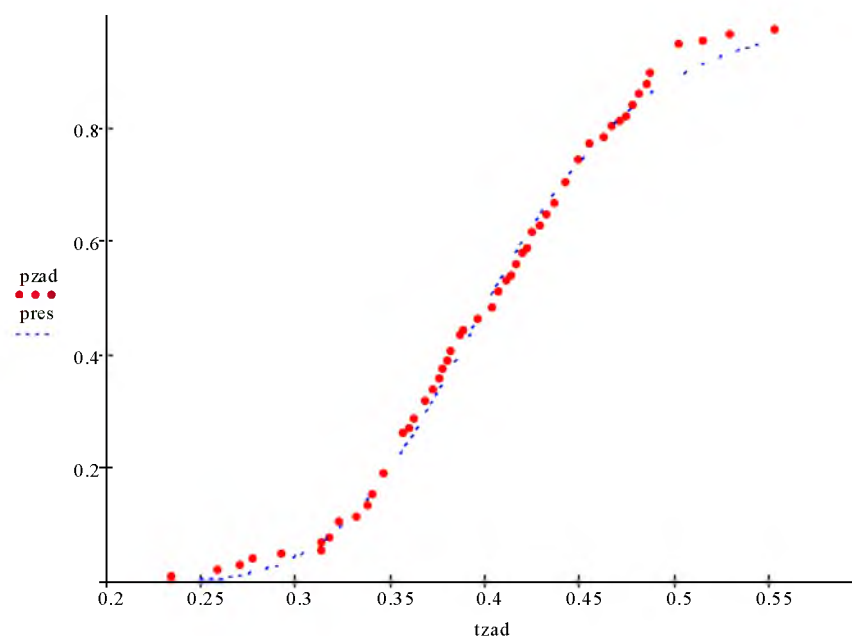


Рис. 3.39. Функции распределения отказов (экспериментальная и теоретическая (3.81)); результаты испытаний знакопеременной нагрузкой $179,26 \text{ МПа}$ на изгиб образцов листового алюминия (ось абсцисс: 1 долговечности соответствует 1000 циклам нагрузки)

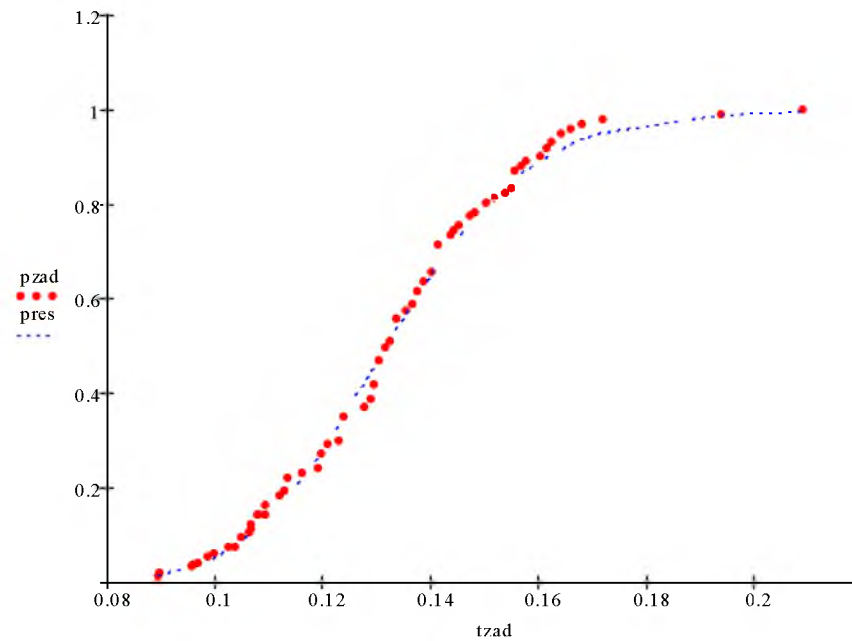


Рис. 3.40. Функции распределения отказов (экспериментальная и теоретическая (3.81)); результаты испытаний знакопеременной нагрузкой $213,74 \text{ МПа}$ на изгиб образцов листового алюминия (ось абсцисс: 1 долговечности соответствует 1000 циклам нагрузки)

Из представленных на рисунках 3.38 – 3.40 данных видно (таблицы Пр.3.1 – Пр.3.3), что для параметров модели k_1 , k_2 и k_4 обнаруживается рост при росте нагрузки. Параметры k_1 и k_2 являются составными и в них входят константы, отражающие приведенные свойства материала. В них входят константы – удельные скорости процессов генерации и аккумуляирования дефектов. В k_1 входит $\tilde{k}_R$ (константа скорости процесса аккумуляирования дефектов на стадии формирования «гиббсовского» зародыша, обеспечивающая линейный рост трехмерного ядра деградиционной структуры). Поэтому результаты валидации позволяют заключить, что с ростом нагрузки увеличивается скорость аккумуляирования дефектов на стадии генерации трехмерных микротрещин в виде поровой структуры деградации материала.

Аналогичная интерпретация справедлива и для константы k_2 , в которую входит k_R^* (представляет процесс аккумуляирования дефектов на стадии формирования двумерного ядра деградации межфазных слоев). Это говорит о том, что рост нагрузки заставляет дать прогноз большей скорости формирования

двумерных ядер аккумуляирования дефектов. С ростом нагрузки растет и константа k_4 (она же - $\tilde{k}$ - задает скорость генерации «гиббсовского» зародыша). Этот сценарий физически закономерен.

Для параметров k_3 и k_5 монотонность изменения при росте нагрузки отсутствует. Параметр k_3 (переобозначенная константа k^* реакции первого порядка генерации активных дефектов); можно констатировать, что влияние нагрузки на процесс генерации активных дефектов не является однозначным. Константа k_5 представляет число стадий формирования «гиббсовского» зародыша ($k_5 = p - 1$) первого активного элемента процесса аккумуляирования. Влияние нагрузки на значение константы k_5 : увеличение нагрузки приводит к увеличению числа стадий «захлопывания» микротрещины Ребиндера – числа стадий «растворения» зародыша Гиббса. Это могут объяснить большие деформации, с которыми связаны большие нагрузки. Последующее увеличение нагрузки может обеспечить меньший вклад в этот процесс, так как в него начинают вносить больший вклад другие процессы.

Анализ возможности валидации моделей кинетики разрушения конструкционных материалов, представленный выше, показал [90], что интерпретация рассчитанных значений кинетических констант может быть неоднозначной. Эта неоднозначность связана со сложностью модели кинетики твердофазных механохимических цепных реакций, составляющих основу процессов генерации и аккумуляирования активных дефектов с формированием различных деградационных структур.

Ниже рассмотрено несколько примеров использования программы валидации модели кинетики генерации и аккумуляирования активных дефектов, обеспечивающие разрушение конструкционного материала. В таблицах Пр.3.4 – Пр.3.6 (Приложение 3) приведены результаты расчета параметров модели для трех серий испытаний (удовлетворительные аппроксимации отмечены значком (*)).

На рисунках 3.41, 3.42 (первая серия вычислительных экспериментов) для примера демонстрируются две аппроксимации: удовлетворительная и неудовлетворительная. Как показали расчеты, вектор начальных значений параметров модели влияет на данные расчета. Но удовлетворительная аппроксимация соответствует значениям параметров, которые можно считать приближенно равными (с точностью до порядка). Параметр k_1 имеет значение порядка 0,4; k_2 : 2 – 3; k_3 : 2; k_4 : 1 -3; k_5 : 0 – 2.

Результаты удовлетворительной аппроксимации для 2 и 3 серий испытаний для примера представлены на рисунках 3.43 и 3.44, соответственно. В таблице Пр.3.7 (Приложение 3) приводятся удовлетворительные аппроксимации. Для 2 серии параметр k_1 имеет значение порядка 20; k_2 : 100; k_3 : 10 - 100; k_4 : 50; k_5 : 20 - 50. Для 3 серии параметр k_1 имеет значение порядка 1000; k_2 : 100; k_3 : 10 - 100; k_4 : 100; k_5 - 15.

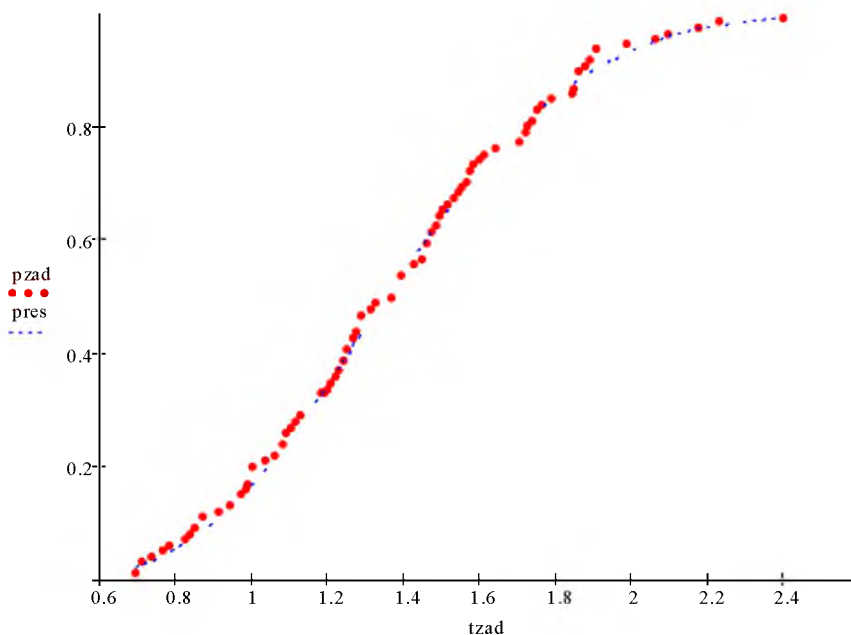


Рис. 3.41. Результаты валидации 1 серии испытаний (№ 5, таблица Пр.3.4 – Приложение 3)

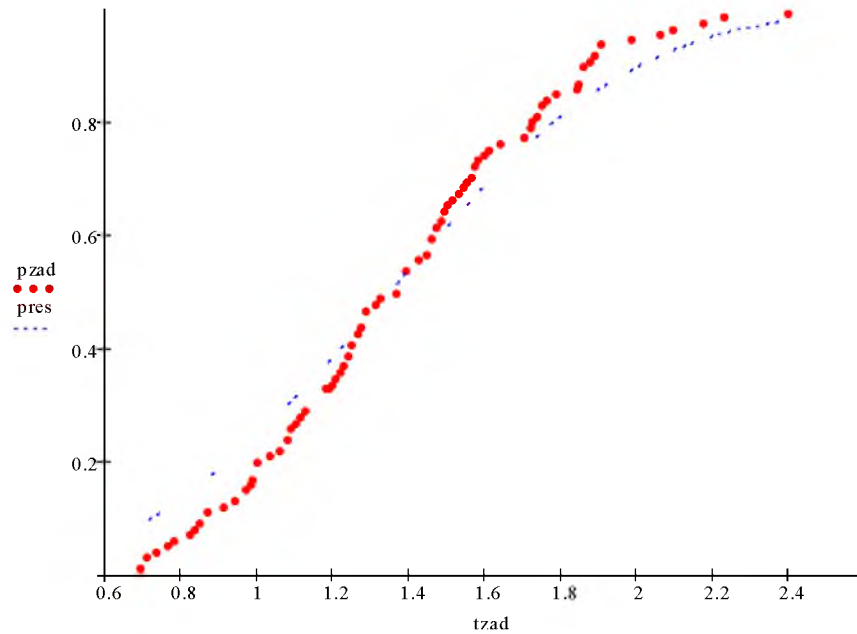


Рис. 3.42. Результаты валидации 1 серии испытаний (№ 12, таблица Пр.3.4 – Приложение 3)

По результатам валидации можно констатировать, что рост нагрузки при испытаниях на изгиб вызывает рост параметров модели $k_1 - k_4$. Это в рамках модели отвечает увеличению скорости процессов генерации и аккумулярования активных дефектов при формировании деградационной структуры материала. Немонотонное изменение при увеличении нагрузки наблюдается для параметра k_5 : сначала при переходе от 1 серии ко 2 наблюдается рост k_5 , затем при переходе от 2 серии к 3 – уменьшение k_5 . Такой характер изменения k_5 , как отмечалось уже выше, связан с формированием «гиббсовского» зародыша деградационной структуры («ребиндеровской» микротрещины), т.е. увеличение нагрузки может приводить к увеличению вероятности «растворения» «гиббсовского» зародыша или «залечиванию» «ребиндеровской» трещины. С точки зрения механики разрушения и физико-химической механики увеличение динамической нагрузки при изгибе приводит к росту числа рассеянных микродеформаций в материале, а это сначала обеспечивает увеличение вероятности «залечивания», а затем, когда эти микродеформации начинают превышать некоторый критический уровень, уменьшают вероятность «залечивания».

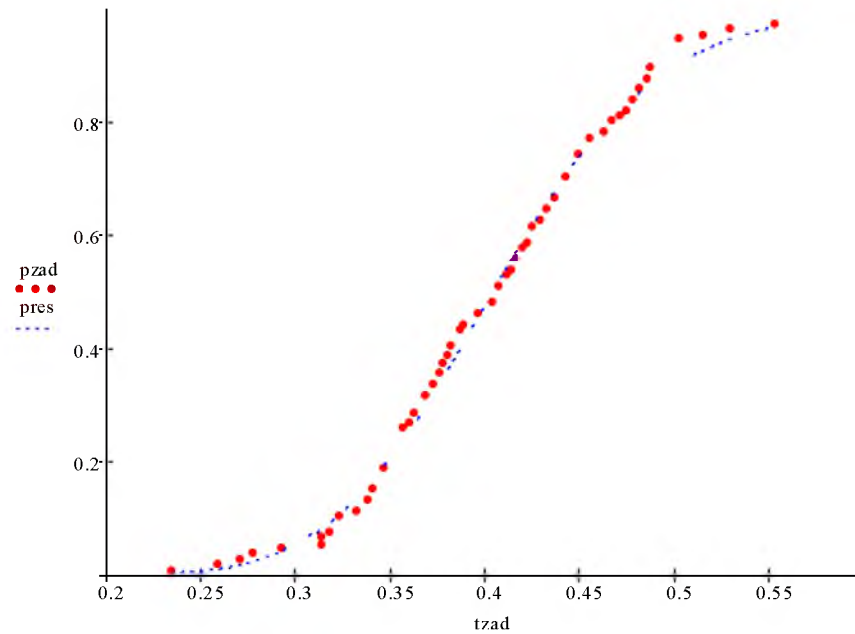


Рис. 3.43. Результаты валидации 2 серии испытаний (№ 32, таблица Пр.3.5 – Приложение 3)

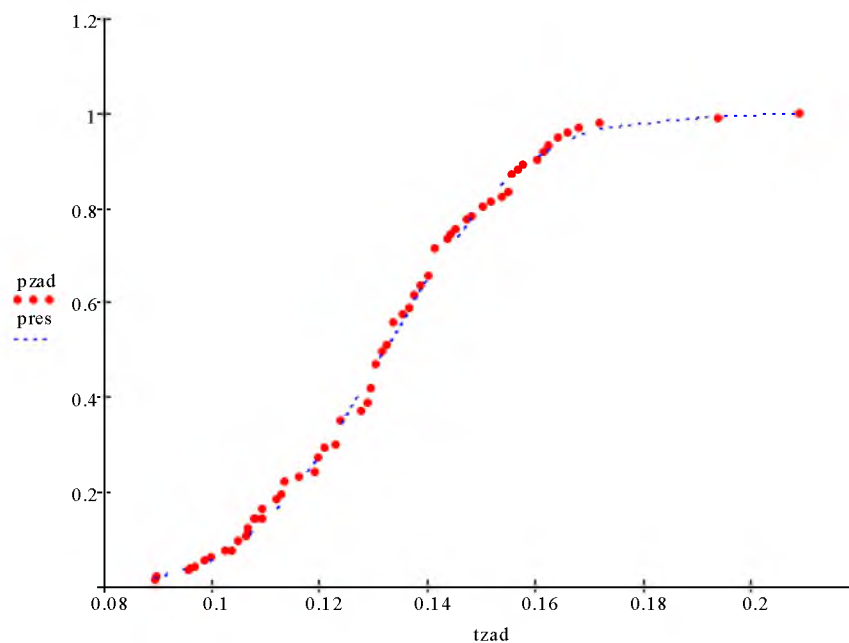


Рис. 3.44. Результаты валидации 3 серии испытаний (№ 7, таблица Пр.3.6 – Приложение 3)

При переходе от 1 ко 2 и 3 серии (увеличение нагрузки) фиксируется значительное увеличение параметра k_i (рост на два порядка). То есть эксперимент свидетельствует об увеличении интенсивности процесса аккумулярова-

ния активных центров в виде трехмерных ядер деградационной структуры материала. Рост значений параметров k_2 и k_3 на один – два порядка фиксируется при росте нагрузки при переходе от 1 ко 2 серии испытаний. Параметр k_2 является индикатором процесса аккумуляирования активных дефектов в виде двумерных ядер так, что его рост свидетельствует об увеличении этого процесса при росте изгибающей нагрузки. Но дальнейшее увеличение нагрузки – переход к 3 серии испытаний – не дает роста этого параметра, что можно объяснить конкуренцией двух процессов аккумуляирования активных дефектов: формирование двумерных и трехмерных ядер деградационной структуры.

Параметр k_3 испытывает аналогичную эволюцию при росте изгибающей динамической нагрузки: первоначально наблюдается рост, а затем - отсутствие изменений. Этот параметр ответственен за процесс генерации активных дефектов, поэтому до определенной величины нагрузки он может расти, а затем, когда скорость генерации активных дефектов достигла предела, увеличение нагрузки не может дать вклада в увеличение интенсивности этого процесса. Монотонный рост при увеличении нагрузки испытывает параметр k_4 . Это говорит об увеличении интенсивности обратимого кинетически процесса, который представляет в модели этот параметр.

В конечном счете можно заключить, что получаемая в ходе валидации математической модели кинетики генерации и аккумуляирования активных дефектов в виде формирования деградационной структуры материала, подвергшегося динамической нагрузке, по экспериментальным данным статистики испытаний может представлять определенный интерес для заинтересованных в такой информации специалистов.

3.4. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ВАЛИДАЦИИ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ КИНЕТИКИ ГЕНЕРАЦИИ И АККУМУЛИРОВАНИЯ АКТИВНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМЕ ОДНОМЕРНЫХ ЦЕПЕЙ, ДВУМЕРНЫХ И ТРЕХМЕРНЫХ ЯДЕР ДЕГРАДАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА

3.4.1. ВАЛИДАЦИЯ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ, ПОДЧИНЯЮЩИХСЯ ВЕЙБУЛЛОПОДОБНОМУ КИНЕТИЧЕСКОМУ РАСПРЕДЕЛЕНИЮ

Предварительное замечание: если экспериментальная функция распределения отказов на начальной стадии имеет участок экспоненциально увеличивающего роста, то такую функцию распределения буде называть «вейбуллоподобной».

Испытания растяжением пульсирующей нагрузкой при различных температурах. Для валидации модели механохимической кинетики процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов использовали данные испытаний образцов стали пруткового проката растяжением пульсирующей нагрузкой ([21], данные [308]). Условия испытаний: сталь ($0,17\% C$, $0,42\% Mn$, $0,05\% P$, $0,021\% S$); образцы – длина: $139,7$ мм, шейка диаметром $8,97$ мм; частота - 30 Гц; температура: $29^{\circ}C$, $97^{\circ}C$ и $168^{\circ}C$. Единица долговечности - 10^5 циклов.

Результаты валидации показаны на рисунках 3.45 – 3.47 (таблицы Пр.3.8 – Пр.3.10; Приложение 3; удовлетворительные аппроксимации отмечены (*)). Результаты валидации для экспериментов, проведенных при температуре $29^{\circ}C$, $97^{\circ}C$, $168^{\circ}C$ проиллюстрированы на рисунках 3.45 – 3.47, соответственно.

Температура $29^{\circ}C$. В вычислительном эксперименте получены следующие данные по значениям параметров модели: k_I - удельная скорость процесса

аккумуляции активных дефектов в форме трехмерного ядра после образования «гиббсовского» зародыша: разброс значений: 0,455 – 99,640; k_2 - удельная скорость процесса аккумуляции активных дефектов в форме двумерного ядра: разброс значений: 0,004 – 4,997; k_3 - параметр интенсивности процесса генерации активных дефектов: разброс значений: 1,374 – 3,340; k_4 - удельная скорость процесса аккумуляции активных дефектов на стадии образования «гиббсовского» зародыша трехмерного ядра: разброс значений: 0,935 – 7,148; k_5 - параметр, определяющий число кинетически обратимых стадий формирования трехмерного «гиббсовского» зародыша: разброс значений: 1 – 2,5.

Анализ результатов валидации (таблица Пр.3.8 – Приложение 3) показывает следующие тенденции. Наименьший разброс - параметры k_5 и k_3 , что может свидетельствовать об их определяющем вкладе в процесс разрушения. Кроме того, абсолютные значения (k_3) говорят о малом числе стадий (от 0 до 2), требуемых для формирования «гиббсовского» зародыша деградиционной структуры, т.е. свидетельствуют о незначительной кинетической обратимости этого процесса. Эффект «залечивания» проявляется очень незначительно.

Значения параметра k_4 имеют не очень значительный разброс (от 1 до 7; для параметров кинетики этот разброс не очень велик – в пределах одного порядка). Но параметр k_4 определяет скорость процесса аккумуляции активных дефектов до момента формирования «гиббсовского» зародыша, и поскольку число этих стадий мало (от 0 до 2), то можно предположить, что данный механизм дает малый вклад в процесс образования деградиционной структуры и, соответственно, в процесс разрушения в целом.

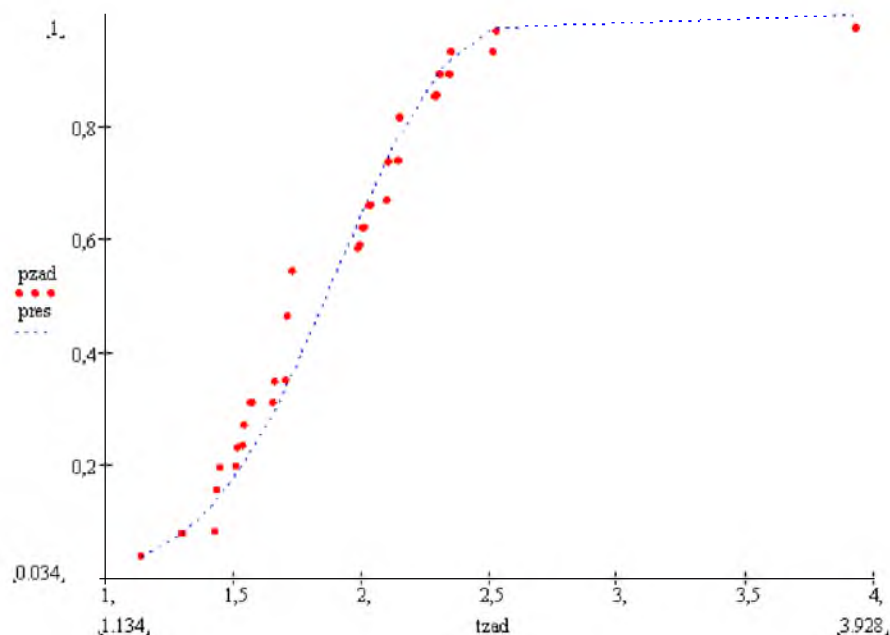


Рис. 3.45. Результаты хорошей аппроксимации № 11 (таблица Пр.3.8 – Приложение 3)

Параметры k_2 и k_1 имеют разброс приблизительно 2 порядка. Но кинетические константы k_R^* и $\tilde{k}_R^*$, которые они представляют, имеют разброс в 1 порядок ($k_2^{1/3}; k_1^{1/3}: 0 - 2; 1 - 10$); с точки зрения классической химической кинетики величины с таким разбросом могут считаться практически равными. Параметр k_1 на порядок превосходит k_2 , тогда из этого можно следовать вывод: разрушение образца определяется не процессом образования двумерными ядер, а является в основном результатом образования трехмерных ядер деградиционной структуры.

Температура 97°C . В этом эксперименте параметры модели имеют следующий разброс: $k_1 = 66,439 - 880,041$; $k_2 = 1,235 - 64,877$; $k_3 = 0,673 - 25,047$; $k_4 = 3,431 - 19,614$; $k_5 = 1 - 4,5$ (таблица Пр.3.9 – Приложение 3).

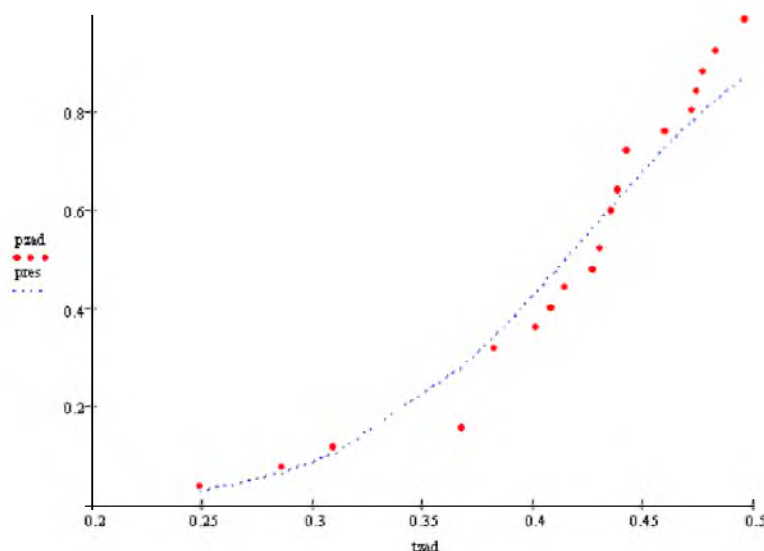


Рис. 3.46. Результаты аппроксимации 1 серии испытаний № 15 (табл. Пр.3.9 – Приложение 3)

Здесь наблюдается увеличение всех параметров модели в сравнении с 1 экспериментом при $T = 29^{\circ}C$. Рост температуры, таким образом, интенсифицирует все процессы последовательности формирования структуры деградации материала. Может быть отмечено небольшое увеличение числа стадий до образования «гиббсовского» трехмерного зародыша (k_5). Эта же тенденция фиксируется и в случае большего значения параметра k_4 .

Таким образом, увеличение температуры испытаний до $T = 97^{\circ}C$ приводит к ускорению процесса генерации активных дефектов (k_3). Другая аппроксимация фиксирует невысокую скорость этого процесса ($k_3 = 0,673$). Но такое развитие событий может быть скомпенсировано высокой скоростью процесса аккумуляирования активных дефектов, приводящего к росту трехмерных ядер. Это объяснение подтверждает то, что в данном случае небольшое число трехмерных ядер деградационной структуры может быть представлено большими единичными ядрами ($k_1 = 880,041$); объединение таких ядер при поглощении друг друга при разрастании также приведет к нарушению сплошности материала и его разрушению в областях скопления таких ядер (№ 9).

Другой сценарий (приводит к такому же конечному результату (№ 16) при $k_3 = 25,047$): высокая интенсивность процесса генерации активных дефектов задает высокую концентрацию образующихся на последующих стадиях двумерных и трехмерных ядер деградационной структуры; большое число ядер (по сравнению с предыдущей аппроксимацией) меньшего единичного объема, что отражает параметр $k_1 = 123,585$, приводит к тому конечному результату в отношении статистики разрушения образцов рассматриваемой выборки.

Поэтому можно заключить: увеличение температуры (от 29°C до 97°C), приводит к увеличению параметров k_3 , k_2 , k_1 в среднем на порядок, соответствующие процессы интенсифицируются. Незначительное увеличение параметров k_5 и k_4 говорит о том, что на размер и скорости процессов аккумулярования и «деаккумуляирования» активных дефектов на стадии «догиббсовского» зародыша трехмерных ядер деградационной структуры температура большого влияния не оказывает.

Температура 168°C . В ходе валидации в данном случае получены следующие данные по разбросу значений параметров: $k_1 = 178,604 - 1312,0$; $k_2 = 5,881 - 65,191$; $k_3 = 1,149 - 90,534$; $k_4 = 7,680 - 70,649$; $k_5 = 0 - 16,349$ (таблица Пр.3.10 – Приложение 3). Здесь можно, прежде всего, констатировать достаточно значительное увеличение параметра k_3 , т.е. увеличение интенсивности процесса генерации активных дефектов: $T = 29^{\circ}\text{C}$, $k_3 = 1,374 - 3,340$; $T = 97^{\circ}\text{C}$, $k_3 = 0,673 - 25,047$; $T = 168^{\circ}\text{C}$, $k_3 = 1,149 - 90,534$. В тоже время при малых k_3 малая скорость генерации может быть скомпенсирована высокими скоростями следующих стадий. Увеличение параметров k_5 и k_4 говорит о большей скорости кинетически обратимых процессов при формировании «догиббсовских» зародышей деградационной структуры.

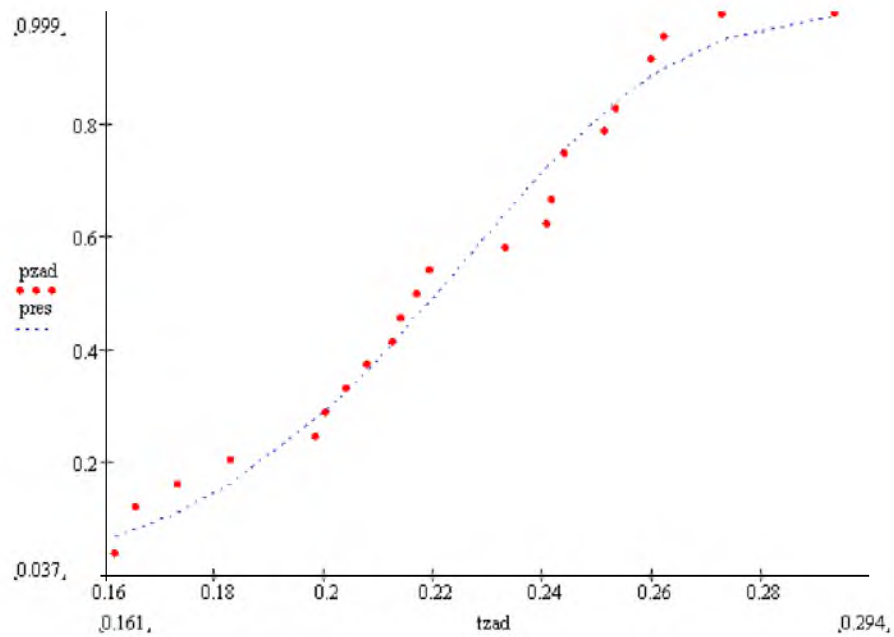


Рис. 3.47. Результаты аппроксимации №11 (таблица Пр.3.10 – Приложение 3)

При росте температуры 29°C к 97°C , а затем до 168°C , фиксируется особенность в изменении параметра k_2 . В интервале температур от 29°C до 97°C параметр k_2 растет, что говорит об интенсификации процесса аккумулярования активных дефектов на стадии формирования двумерных ядер. Но при дальнейшем росте температуры (от 97°C до 168°C) значение этого параметра изменяется слабо. Это говорит о том, что вероятность разрушения на стадии формирования двумерных ядер деградиционной структуры снижает, но зато повышается вероятность разрушения на следующей стадии – на стадии образования трехмерных ядер. Это подтверждается следующей последовательностью значения параметра k_1 : $T = 29^{\circ}\text{C}$, $k_1 = 0,455 - 99,640$; $T = 97^{\circ}\text{C}$, $k_1 = 66,435 - 880,041$; $T = 168^{\circ}\text{C}$, $k_1 = 178,604 - 1312,0$.

Однако если сравнить величины $k_1^{1/3}$, то этот рост не столь значительный. Так, для максимальных значений k_1 при $T = 29^{\circ}\text{C}$ имеем $k_1^{1/3} \sim 10$; $T = 97^{\circ}\text{C}$ - $k_1^{1/3} \sim 30$; при $T = 168^{\circ}\text{C}$ - $k_1^{1/3} \sim 40$.

Тем не менее, рост всех параметров предопределяет следующую тенденцию: высокая температура стимулирует снижение долговечности. Максимум плотности вероятности разрушения смещается от значения долговечности

$2 \cdot 10^5$ циклов при $29^\circ C$ до циклов при $168^\circ C$. Относительно результатов данных экспериментов можно заключить, что снижение долговечности происходит в основном за счет интенсификации процесса генерации активных дефектов.

Выполненные исследования, кроме того, показали, что конкретная экспериментальная функция распределения не является однозначной фиксацией некоторой совокупности процессов, приводящих к разрушению. Она может быть аппроксимирована теоретической функцией распределения с различающимися значениями параметров математической модели процесса в целом.

Износ резца. В данном случае для валидации модели механохимической кинетики генерации и аккумулярования активных дефектов и формирования структур деградации материала при разрушении и износе были использованы экспериментальные данные испытаний резца на износ ([21], данные [319]). Испытывались резцы из быстрорежущей стали типа Е1. Обработывался полый вращающийся цилиндр из стали AISI-1010 без смазки при постоянной осевой подачи инструмента (число оборотов цилиндра приведено как безразмерная величина). За 1 долговечности принято 10 циклов.

В вычислительном эксперименте разброс значений параметров модели составил (таблица Пр.3.11 – Приложение 3): $k_1 = 0,0090 - 0,0094$; $k_2 = 0,729 - 5,000$; $k_3 = 0,044 - 25,000$; $k_4 = 3,654 - 12,684$; $k_5 = 10,08 - 38,526$. При этом наибольшее число результатов расчета имеют следующие приблизительные значения: $k_1 \sim 0,009$; $k_2 \sim 1$; $k_3 \sim 0,3$; $k_4 \sim 4$; $k_5 \sim 10$.

Результаты валидации модели по данным эксперимента на износ показали: значение параметра k_5 указывает на то, что для формирования трехмерных ядер деградационной структуры требуется большое число стадий образования «гиббсовского» зародыша. Это говорит о том, что сдвиговые деформации стимулируют процессы «захлопывания» «догиббсовского» зародыша. Поэтому вероятность формирования трехмерных ядер на следующей стадии мала (эт отражает значение параметра k_1).

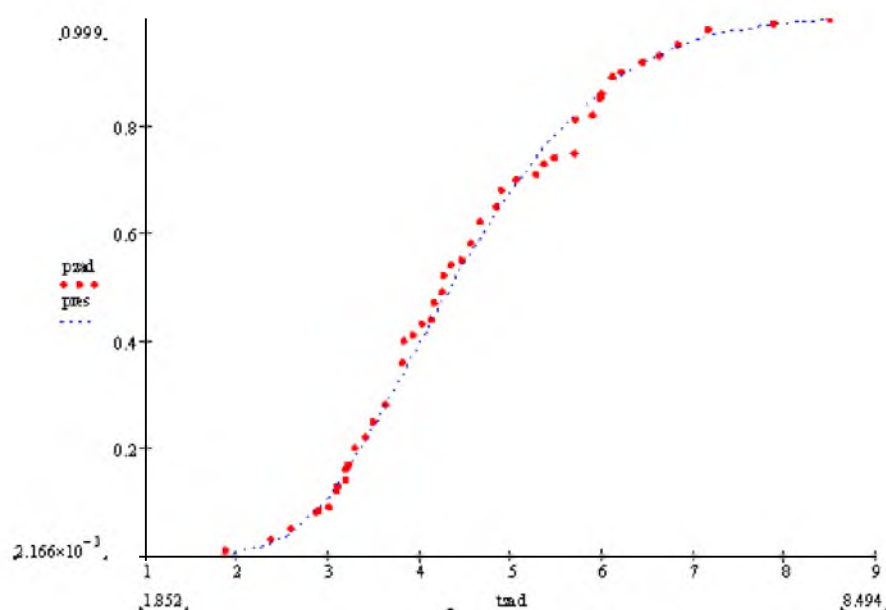


Рис. 3.48. Результаты аппроксимаций № 5, № 8, № 9, № 10, № 11, № 13 (таблица Пр.3.11 – Приложение 3)

Тем самым, процесс износа резца в данной трактовке определяется параметрами k_3 и k_2 , т.е. в основном генерацией активных дефектов и их аккумулярованием в форме двумерных ядер деградации. С другой стороны, валидация дает четыре группы данных: первая - $k_3 \sim 0,3$ и $k_2 \sim 0,7$; вторая - $k_3 \sim 0,1$ и $k_2 \sim 1$; третья - $k_3 \sim 2,5$ и $k_2 \sim 5$; четвертая - $k_3 \sim 25$ и $k_2 \sim 5$. Сравнение этих значений показывает, что износ при трении сопровождается в основном процессами генерации активных дефектов и их аккумулярованием в виде двумерных ядер структур деградации. Влияние сдвиговых нагрузок сводится к тому, что до формирования трехмерных ядер процесс деградации не развивается.

Описание данного эксперимента не содержит дополнительных данных (температура, температура на поверхности, нагрузка на резец и т.п.), что значительно повысило бы возможности интерпретации результатов валидации. Таким образом, следует отметить, что разрабатываемые вероятностно-кинетические модели и программы их валидации могут «подсказать» определенные возможности в организации эксперимента для получения более содержательных результатов испытаний.

Испытания на малоцикловую усталость. Для следующего вычислительного эксперимента по валидации модели кинетики генерации и аккумулярования активных дефектов с формированием структур деградации при разрушении использовались результаты испытаний на знакопеременный изгиб с надрезанными образцами листовой стали 24S-T площадью $130 \times 30 \text{ мм}^2$ и толщиной 5 мм. Вырезка полос была выполнена параллельно направлению прокатки ([21], данные [304, 324]). Единица долговечности - 10^2 циклов.

Для экспериментальных данных по малоцикловой усталости наилучшая аппроксимация представлена зависимостью под № 8. Как показывают результаты валидации, знакопеременный изгиб приводит к тому, что для формирования «гиббсовского» зародыша трехмерной деградационной структуры требуется малое число стадий: 1 – 2. Но процесс аккумулярования активных дефектов при росте трехмерного ядра протекает с небольшой скоростью ($k_1 = 0,251$). В целом процесс разрушения определяется процессами генерации активных дефектов ($k_3 = 2,484$) и их аккумулярования в форме двумерных ядер ($k_2 = 4,846$). К хорошим относятся аппроксимации № 9 и № 12.

Сравнение аппроксимаций № 8 и № 9 показывает, что меньшая скорость процессов, представляемых константами k_3 и k_2 , может быть скомпенсирована большей скоростью роста трехмерного ядра деградационной структуры на стадии образования «гиббсовского» зародыша (№ 8: $k_4 = 1,333$; № 9: $k_4 = 11,088$). Стадий, требующихся для образования «гиббсовского» зародыша, фиксируется небольшое число ($k_5 = 2 \div 3$), но большая скорость процесса аккумулярования активных дефектов при росте «предгиббсовского» зародыша обеспечивает достаточно большое число «гиббсовских» трехмерных зародышей (№ 9), даже если скорости генерации активных дефектов и их аккумулярование в форме двумерных ядер не велики (№ 8).

Сопоставление аппроксимаций № 8 и № 12 показало, что меньшая скорость аккумулярования активных дефектов на стадии формирования «пред-

гиббсовского» зародыша в случае № 12 ($k_4 = 0,254$) и меньшая скорость аккумуляирования этих дефектов на стадии роста двумерных ядер ($k_2 = 0,569$) может быть скомпенсирована небольшим увеличением скорости процесса генерации активных дефектов ($k_3 = 3,152$) и скорости процесса аккумуляирования активных дефектов на стадии роста трехмерного «гиббсовского» зародыша ($k_7 = 0,378$). Поэтому можно полагать, что при знакопеременном изгибе (№ 12) малое число стадий аккумуляирования дефектов, требующихся на стадии формирования «гиббсовского» трехмерного зародыша, приводит к тому, что число этих зародышей является достаточно большим, что и приводит к разрушению.

Таким образом, можно констатировать, что может существовать несколько сценариев развития событий, которыми сопровождается разрушение в виде последовательности чередующихся в определенном порядке стадий; эти сценарии будут давать подобные распределения отказов. Но следует отметить, что структура поверхности излома при разных сценариях будет различной.

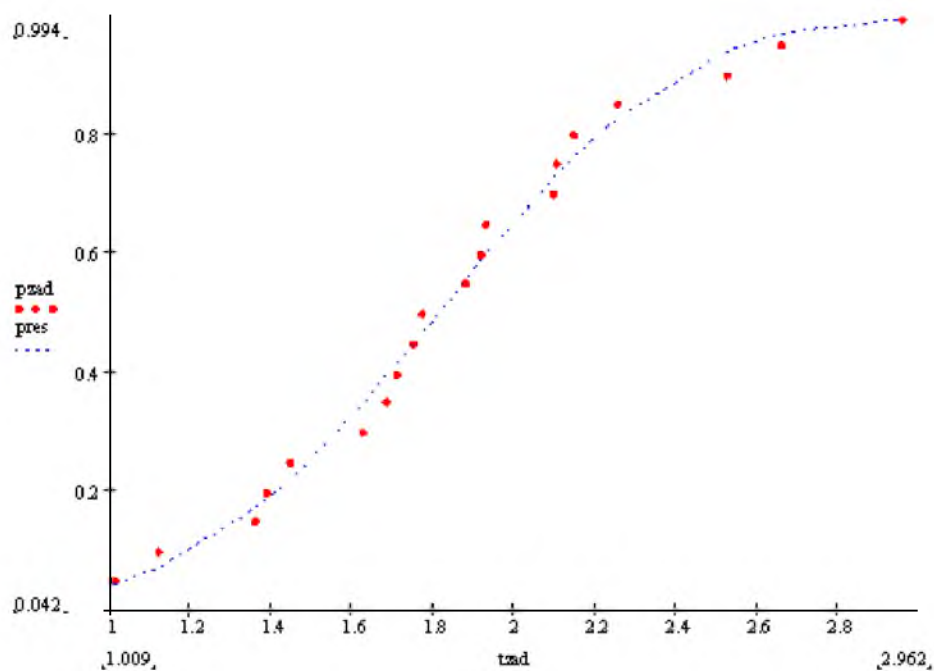


Рис. 3.49. Результаты аппроксимации № 8 (табл. Пр.3.12 – Приложение 3)

Аппроксимация № 4 является менее удовлетворительной, чем № 9 - № 12. Однако средние участки функций распределения отказов аппроксимаций № 4 и № 8 близки. Аппроксимация № 4 дает неудовлетворительное совпадение с экспериментальными данными в начале и конце распределения, чем аппроксимация № 8. Из сопоставления параметров модели видно, что это связано со следующими параметрами k_5 , k_2 , k_3 и k_4 . Меньшее значение параметра k_3 (начало процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов) в случае аппроксимации № 4 приводит к тому, что вероятность разрушения образцов на малых временах ниже, чем для аппроксимации № 8. Кривая № 4 в целом идет круче по сравнению с кривой № 8, т.е. и на заключительном участке распределения.

Этот же вывод подтверждает сравнение аппроксимации № 8 с аппроксимациями № 7 и № 13. Большее значение параметра k_3 для № 7 и № 12, т.е. большая скорость генерации активных дефектов дает более пологую функцию распределения, хотя и эти аппроксимации «лежат» в разных локальных минимумах, рассмотренных выше.

Таким образом, здесь мы видим подтверждение концепции построения кинетических распределений на базе механохимических реакций генерации активных дефектов и их аккумуляирования при разрушении конструкционных материалов. В соответствии с концепцией Вейбулла $P = P(N)$ при $\sigma = const$, т.е. вероятность разрушения образца есть функция длительности испытания при нагружении, характеризуемом постоянными параметрами. В этих распределениях кинетические параметры есть вероятности определенных процессов, например, чем больше концентрация дефектов в образце, тем больше вероятность всех последующих событий, возникающих вслед за генерацией активных дефектов. В тоже время высокая концентрация дефектов в отдельных образцах партии приводит и к высокой вероятности разрушения этих образцов.

Тем самым, в кинетической модели каждый параметр (концентрация или константа скорости одного из процессов) имеет смысл вероятности, т.е. если значение этой константы велико, то велика и вероятность этого процесса.

Но процесс генерации активных дефектов и их аккумуляирования в кинетической модели представляется в форме «цепной реакции» как последовательность процессов, поэтому вероятность предшествующего процесса только «потенциально» участвует в окончательном результате, т.е. в потере сплошности и разрушении. Низкая вероятность последующего процесса может привести к незначительному вкладу предшествующего процесса в последующий результат, т.е. компенсировать его отрицательное влияние на долговечность образца. Тем не менее, низкая вероятность последующего процесса полностью не исключает предшествующего процесса, т.е. процесс накопления повреждений идет, но по другому сценарию развития событий. Например, может образоваться большое число зародышей трехмерной деградиационной структуры, но которые будут в последующем расти медленно. Но может образоваться и малое число этих зародышей, которые затем будут расти быстро. Отсюда можно предположить, что объединение ядер и поглощение одних другими при их росте и в том, и в другом случае может наступить в одно и то же время, т.е. образец может потерять сплошность (несущую способность) в одно и то же время при различных сценариях развития совокупности событий, связанных кинетическими правилами перехода от одного события к другому. Здесь под событием понимается не единичное событие, а совокупность элементарных событий, дающих статистическую реализацию квазихимической «цепной» реакции.

Рост макротрещины. В вычислительном эксперименте, рассматриваемом ниже, использованы данные, представляющие собой распределение времени достижения макротрещиной заданной длины ([21], данные [318]). Единица долговечности - 10^5 циклов (таблица Пр.3.13 – Приложение 3).

Образование и развитие макротрещин, приводящих к разрушению сосуда, работающего под давлением, трубопровода, детали, имеющей места концентрации напряжений и т.п., может рассматриваться как цепная механохимическая реакция генерации активных дефектов и их аккумуляирования в виде двумерных и трехмерных ядер структур деградации в некоторой локализованной области, реализуемая на каждом шаге с некоторой вероятностью. Ранее рассматривалась партия образцов, которые имеют различные долговечности. Этот же случай представляет собою изменения в совокупности областей, где процесс разрушения может развиваться по различным сценариям. Макротрещина представляет в таком случае область, где вероятность генерации активных дефектов и их аккумуляирования, определяемая совокупностью поочередных событий, реализуемых статистически, наибольшая.

Результаты валидации модели кинетики по эксперименту, в котором фиксировалось время достижения трещиной заданной длины, показали, что наилучшая аппроксимация соответствует функциям распределения, имеющим № 21, № 22 и № 23 (таблица 2.14 (Приложение 3)).

Сравнение этих функций показало, что параметры модели близки: k_3 - k_2 имеют порядок ~ 100 , а $k_1 \sim 1$. Следует отметить, что параметр k_3 , ответственный за число стадий аккумуляирования активных дефектов при формировании трехмерного «гиббсовского» зародыша деградационной структуры достаточно велик $k_3 \sim 100$ (по сравнению с ранее рассмотренными экспериментальными данными). В этом случае вероятность «захлопывания» «предгиббсовского» зародыша очень велика, что может быть связано как с материалом, так и с режимом нагружения. В тоже время при большой вероятности «захлопывания» «предгиббсовского» зародыша фиксируется большая вероятность его развития на стадии формирования. Это может давать большое число «гиббсовских» трехмерных зародышей структуры деградации. При этом скорость процесса аккумуляирования активных дефектов при росте трехмерных ядер до-

статочна низка: $k_1 \sim 1$. Поэтому результаты валидации позволяют предположить, что рост макротрещины в данном эксперименте в основном определяется процессом аккумуляирования активных дефектов, приводящим к росту двумерных ядер, которые локализуются в области развития макротрещины (в «голове» роста).

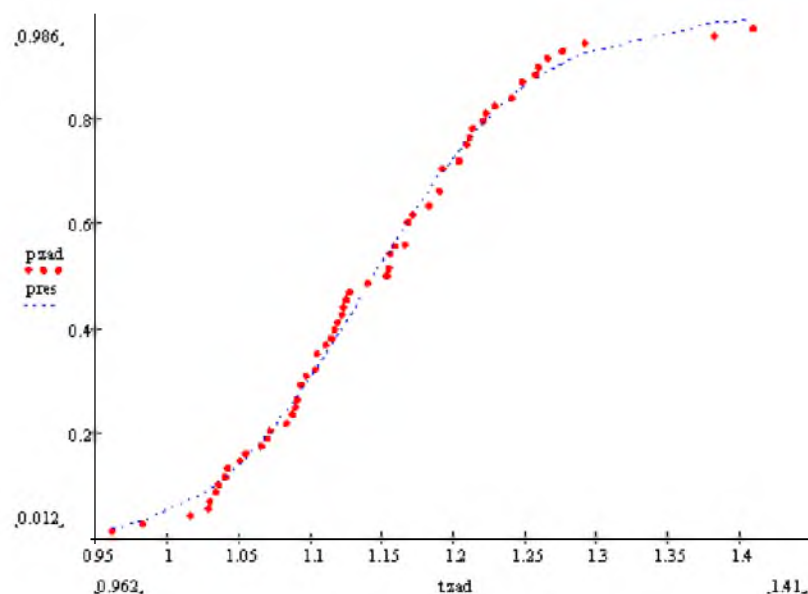


Рис. 3.50. Результаты аппроксимации № 23 (таблица Пр.3.13 - Приложение 3)

Эту трактовку подтверждает сравнение аппроксимаций № 21 - № 23 с № 11. Хотя для функции распределения под № 11 параметры $k_5 - k_2$ по порядку величины те же, что и для № 21 - № 23, в то же время при $k_1 \sim 100$ (№ 11) кривая распределения имеет более узкий пик плотности вероятности, т.е. начинается более круто, а также более круто заканчивается. В этом случае аппроксимацию № 11 следует считать неудовлетворительной. Из этого следует, что процесс, за который ответственен параметр k_1 - пскорость процесса аккумуляирования активных дефектов при формировании трехмерных ядер структур деградции материала, развивается так, как дают аппроксимации № 21 - № 23 (т.е. со скоростью на 2 порядка ниже, чем предполагается при аппроксимации № 11).

Нарушение однородности в выборке образцов. В [21] представлены результаты испытаний инструмента на долговечность (данные [319]), свидетельствующие, что экспериментальная функция распределения построена по выборке, которая явным образом содержит неоднородные образцы. При проведении вычислительного эксперимента по валидации в данном случае за единицу долговечности принято 10^5 циклов.

По результатам испытаний видно (рис. 3.51), что все образцы могут быть отнесены как минимум к двум группам по долговечности. В связи с этим аппроксимацию экспериментальных данных проводили в предположении бимодального распределения. На первом шаге предполагалось, что каждое из экспериментальных распределений может быть представлено вейбуллоподобным распределением. Предполагалось, что существует весовая пара из компонент (3.81); нумерация коэффициентов для второй весовой пары аналогична первой: k_6 - удельная скорость процесса аккумуляирования активных дефектов на стадии трехмерного ядра после образования «гиббсовского» зародыша; k_7 - удельная скорость процесса аккумуляирования активных дефектов на стадии двумерного ядра; k_8 - удельная скорость процесса генерации активных дефектов из неактивных; k_9 - удельная скорость процесса аккумуляирования активных дефектов на стадии роста трехмерного ядра до образования «гиббсовского» зародыша; k_{10} - число стадий формирования трехмерного «гиббсовского» зародыша; k_{11} - весовой коэффициент.

Результаты валидации представлены в таблице Пр.3.14 (Приложение 3). Достаточно хорошие аппроксимации получены в случае № 1, № 2 и № 4 (пример - рисунок 3.51). Зависимости под № 1 и № 3 имеют практически идентичные значения констант, а также весовой коэффициент (k_{11}). Зависимость № 4 имеет другие значения констант и весового коэффициента. Это означает, что процесс генерации и аккумуляирования активных дефектов в образцах представленной выборки может иметь два сценария, отличающихся скоростью тех процессов, за которые ответственны соответствующие параметры модели.

Соответствие параметров уравнений (3.80) и (3.81)
для бимодальной композиции

Первый элемент композиции				
$A = \frac{2}{3} \pi \beta \frac{S_0^*}{V_0} \tilde{k}_R^3$	$B = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*2}$	k^*	$\tilde{k}$	$p - l$
k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
Второй элемент композиции				
$A = \frac{2}{3} \pi \beta \frac{S_0^*}{V_0} \tilde{k}_R^3$	$B = \pi \frac{N_0^*}{S_0^*} k_R^{*2}$	k^*	$\tilde{k}$	$p - l$
k_6	k_7	k_8	k_9	k_{10}

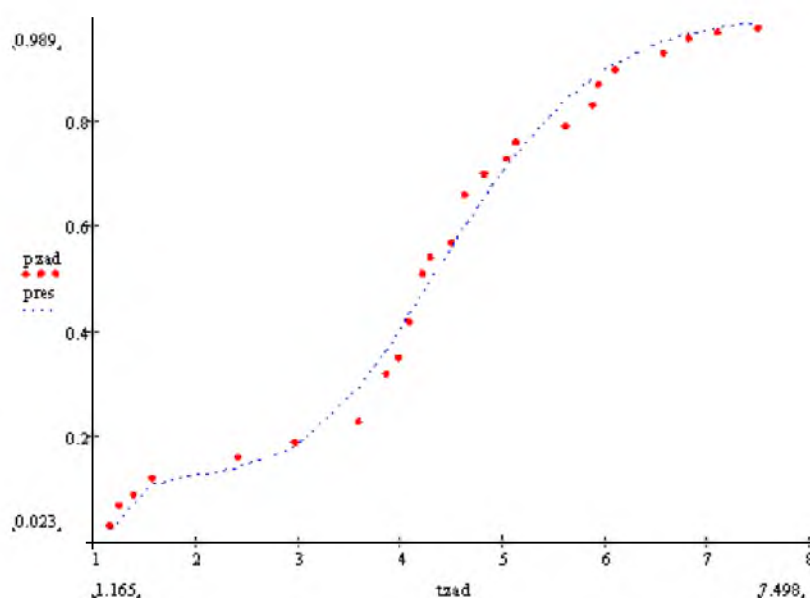


Рис. 3.51. Результаты аппроксимации № 1 (табл. 3.14 – Приложение 3)

Анализ результатов валидации показал, что вполне справедливо разбиение этой выборки образцов на три группы. Это могло бы повысить точность аппроксимации. Но в связи с тем, что в [21] не приводятся подробные данные о методике испытаний и характере повреждений испытываемых образцов, информацию, которую даст такая валидация не может быть должным образом интерпретирована. Поэтому вычислительный эксперимент ограничивался тем, что была показана возможность обработки экспериментальных данных для неоднородных выборок с помощью разработанной программы валидации.

3.4.2. ВАЛИДАЦИЯ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ, ПОДЧИ- НЯЮЩИХСЯ РЭЛЕЕПОДОБНОМУ КИНЕТИЧЕСКОМУ РАСПРЕДЕЛЕНИЮ

Испытания вала на изгиб при вращении. Для данного вычислительного эксперимента были использованы данные по испытаниям цилиндрических образцов из стали (0,41%С) с пределом текучести 435 МПа при частоте вращения 2000 об/мин ([21], данные [333, 334]). Единица долговечности - 10^5 циклов.

Валидация модели кинетики генерации активных дефектов и их аккумулярование в виде двумерных и трехмерных ядер (3.81) дала неудовлетворительные результаты, поскольку не удастся аппроксимировать экспериментальные данные этого эксперимента.

В связи с отрицательным результатом вычислительного эксперимента были сделаны следующие предположения. Первое – возможно образцы в партии были разнородными; в таком случае экспериментальная функция распределения может представлять собою сумму как минимум двух групп различающихся образцов. Тогда различие будет заключаться не в механизме генерации и аккумуляровании активных дефектов, а в различных скоростях процессов. Второе – возможно, имеет место другой механизм генерации и аккумулярования активных дефектов, тогда следует экспериментальные результаты аппроксимировать другой зависимостью. В этом случае также нельзя исключить неоднородность образцов.

Первое предположение проверялось аппроксимацией экспериментальных данных бимодальной композицией. При этом варьировались не только «стартовые» значения параметров модели, но и значение весового коэффициента (k_{11}). Как показали результаты валидации удовлетворительную аппроксимацию и в этом случае получить не удастся. Попытка исправить ситуацию введением параметров сдвига (здесь параметры сдвига: k_{11} и k_{12} ; k_{13} - весовой коэффициент бимодальной композиции квазивейбулловского распределения) также не дала удовлетворительного результата.

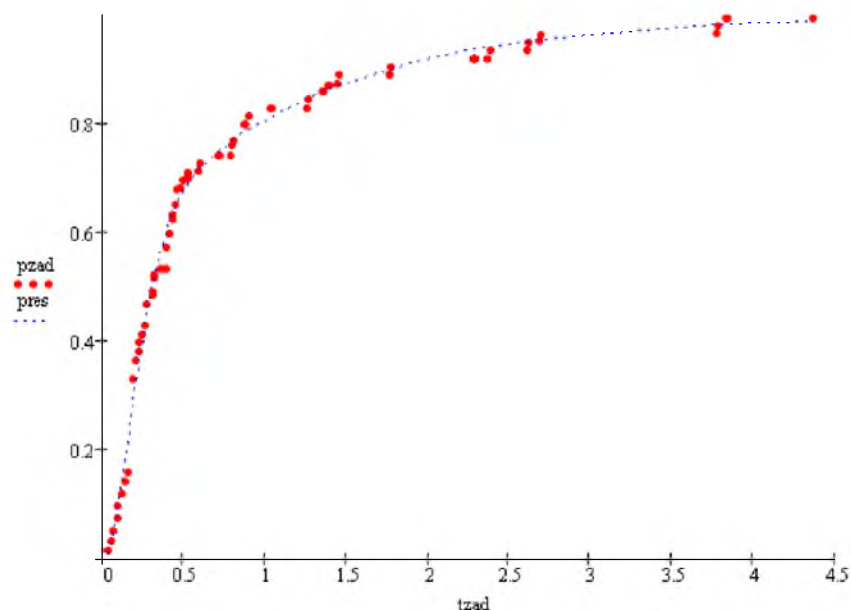


Рис. 3.52. Результаты аппроксимаций № 2, № 4
(таблица Пр.3.15 - Приложение 3)

Полученные результаты позволили заключить, что первое предположение не оправдывается. Затем было изучено второе предположение. Аппроксимация экспериментального распределения кинетическим распределением, которое было названо рэлееподобным, показала, что эта модель лучше описывает экспериментальные данные (рис. 3.52). Это позволило предположить, что в этих экспериментах реализован тот механизм генерации и аккумуляции активных дефектов, который соответствует этой кинетической модели.

Однако полученная аппроксимация является не вполне удовлетворительной. Визуальный анализ данных показал, что велика вероятность бимодального распределения. Проверка этого предположения (таблица Пр.3.15 – Приложение 3) показана как бимодальное рэлееподобное распределение при двух значениях весового коэффициента k_6 : 0,2 – 0,3 и 0,6 – 0,7 (k_5 - здесь параметр сдвига); пример - рис. 3.52.

В этих расчетах экспериментальная функция распределения хорошо аппроксимируется теоретической зависимостью рэлееподобного распределения. Это дает основания полагать, что выполненная валидация показывает, что в случае изгиба при вращении процесс генерации и аккумуляции активных

дефектов происходит в виде одномерных «полимерных» цепей, которые, образуя сетку объединенных при встрече друг друга одномерных цепей, вызывают разрушение образца. Можно полагать, что условия эксперимента таковы, что двумерные и трехмерные ядра дают малый вклад в нарушение сплошности так, что не они являются причиной разрушения.

Таким образом, можно констатировать, что накопление повреждений при изгибе с вращением принципиально отличается по механизму от рассмотренных ранее экспериментальных результатов, связанных с растяжением, износом при трении, при испытаниях на малоцикловую усталость и др.

Испытания шариков подшипников качения. Результаты испытаний на усталостную долговечность стальных шариков подшипника качения приведены в [21] (данные [293]); испытания проводились с постоянной угловой скоростью и контактным давлением.

Функция распределения разрушения шариков подшипников при испытаниях на усталостную долговечность показана на рисунке 3.53. Вид этой зависимости свидетельствует, что она должна лучше аппроксимироваться функцией распределения, которая названа рэллеподобной, чем вейбуллоподобной, поскольку последняя имеет явный S-образный вид. Но данное предположение требует проверки. Здесь единица долговечности - 10^7 циклов.

Аппроксимации экспериментальных данных функцией вейбуллоподобного распределения не дала положительных результатов. Результаты аппроксимаций рассматриваемых экспериментальных данных бимодальным вейбуллоподобным распределением с параметром сдвига для каждой из весовых компонент k_{12} и k_{13} даны в таблице 3.16 (Приложение 3) и проиллюстрированы на рисунке 3.53. Лучшие аппроксимации под № 9 и № 15 (пример - рисунок 3.53) достаточно хорошо описывают экспериментальные данные почти на всем интервале варьирования, кроме начала распределения. Другие – менее удовлетворительные аппроксимации – также показали, что трудность представляет начало и конец распределения даже в случае принятия допущения о бимодальном квазивейбулловском распределении.

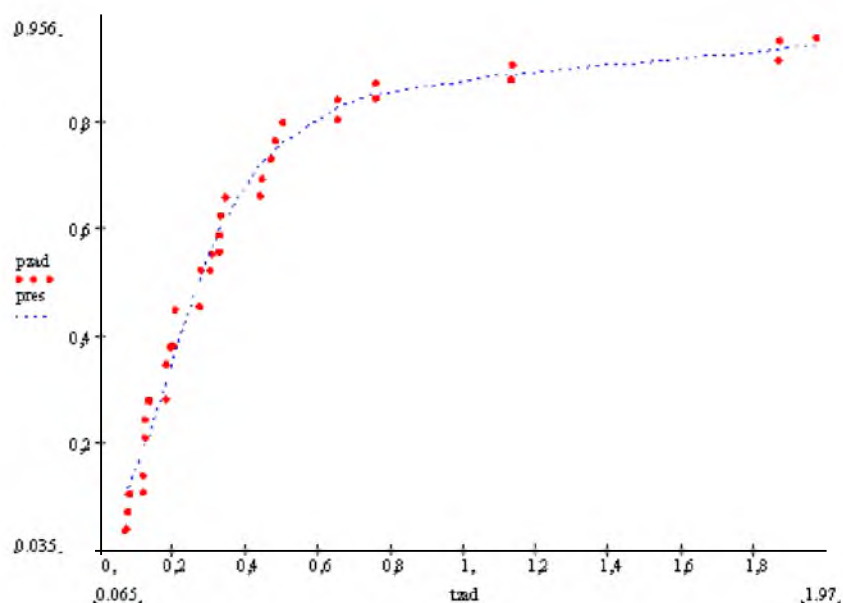


Рис. 3.53. Результаты аппроксимации № 9 (таблица Пр.3.16 – Приложение 3)

Проверка предположения о рэлееподобном мономодальном распределении экспериментальных данных показала, что характер аппроксимирующей зависимости в данном случае подобен тем, которые представлены на рисунке 3.53. Это подобие сводится к тому, что не удается получить удовлетворительной аппроксимации в начале и конце распределения; если хорошо аппроксимируется начало, то плохо конец распределения и наоборот.

Проверка предположения о бимодальном рэлееподобном распределении (таблица Пр.3.17 – Приложение 3) рассматриваемых экспериментальных данных проиллюстрирована на рисунке 3.54. Хорошие аппроксимации являются близкими по значениям констант и весового коэффициента k_6 .

Из проведенного анализа следует, что для экспериментальных результатов испытаний на усталостную долговечность шариков подшипников качения в большей степени подходит рэлееподобная функция распределения вероятности разрушения и, соответственно, механизм генерации и аккумуляирования активных дефектов, дающий кинетическую схему, приводящую к этому уравнению.

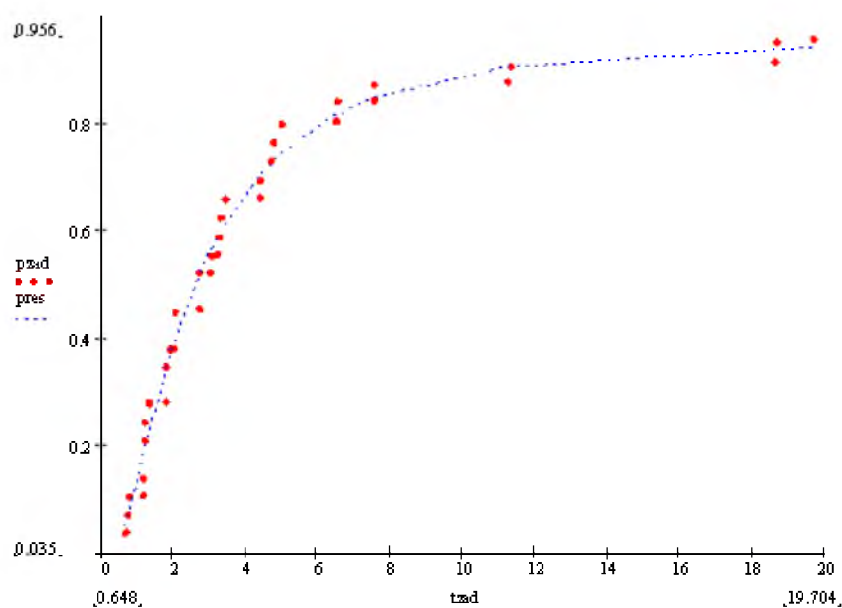


Рис. 3.54. Результаты аппроксимации № 1, № 2
(таблица Пр.3.17 - Приложение 3)

Аналогичные результаты получены для других экспериментальных данных испытаний на усталостную долговечность шариков подшипников качения, представленных в [21] (данные [293]): таблица Пр.3.18 (Приложение 3), рисунок 3.55 (бимодальное квазивейбулловское распределение); таблица Пр.3.19 (Приложение 3), рисунок 3.56 (бимодальное квазирэлеевское распределение). В этих экспериментах испытывались на усталость при вращении стальные шары диаметром 12,7 мм из стали AISIM-1. Максимальное контактное напряжение 5520 МПа, частота вращения вала 10300 об/мин, $t = 51,3^{\circ}\text{C}$. Здесь единица долговечности - 10^3 циклов.

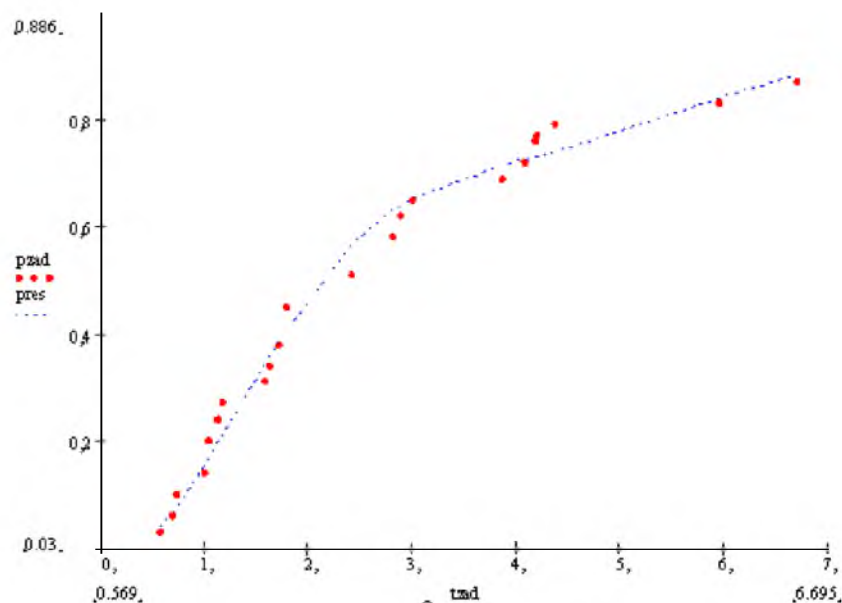


Рис. 3.55. Результаты аппроксимации № 5 (таблица Пр.3.18 – Приложение 3)

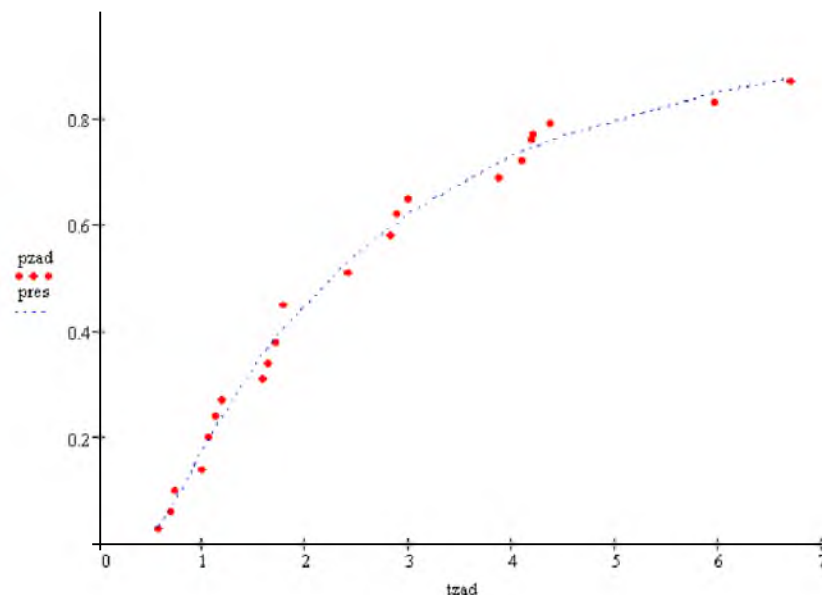


Рис. 3.56. Результат аппроксимации № 11 (таблица Пр.3.19 – Приложение 3)

Таким образом, в рамках формализма кинетических моделей генерации и аккумуляирования активных дефектов шарики подшипников качения разрушаются по механизму, с соответствующему рэлееподобному распределению. Это означает, что нарушение сплошности материала шарика происходит в результате образования сетки объединяющихся при росте одномерных «полимерных» цепей аккумулялируемых дефектов.

3.5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ВАЛИДАЦИИ И ОБСУЖДЕНИЕ ПРОБЛЕМЫ ИХ ИНТЕРПРЕТАЦИИ

В данном исследовании рассмотрены различные условия разрушения: растяжение, знакопеременный изгиб, рост магистральной макротрещины под статической нагрузкой, изгиб при вращении, перемежающаяся (локально пульсирующая) нагрузка при вращении шариков подшипников. Интересно отметить, что данные для растяжения, знакопеременного изгиба, роста магистральной макротрещины под статической нагрузкой хорошо аппроксимируются вейбуллоподобным распределением, в котором генерация и аккумулярование активных дефектов происходит в виде формирования структуры поглощающих друг друга и объединяющихся двумерных ядер структуры деградации материала, а на заключительной стадии образования аналогичных трехмерных ядер и нарушения сплошности материала.

В случае износа при трении экспериментальные данные также хорошо аппроксимируются вейбуллоподобным распределением, однако в отличие от предыдущих, здесь основную роль в разрушении играют двумерные ядра аккумуляруемых активных дефектов. По-видимому, это следует считать соответствующим действительному механизму разрушения, поскольку при относительном перемещении поверхностей при трении формируются значительные касательные напряжения. В предыдущих же случаях внутри материала преобладали нормальные напряжения.

Для случаев вращения (вала, шариков), когда материал образца испытывает и значительные нормальные, и значительные касательные напряжения, прикладываемые на отдельные участки материала в режиме пульсаций, характерно разрушение по механизму потери сплошности образцом за счет образования сетки объединенных одномерных «полимерных» цепей.

Таким образом, выполненные исследования показали, что использование представления о нарушении сплошности материала в форме объединяю-

щихся при росте одномерных, двумерных и трехмерных ядер структур деградации позволяет построить кинетические распределения, которые качественно подобны рэлеевскому и вейбулловскому распределениям.

Результаты валидации математических моделей кинетики процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов, приводящих к статистическим распределениям для разрушения образцов при различных режимах нагружения, показали, что существует возможность оценивать вклад отдельных стадий кинетики цепных реакций в общий процесс генерации и аккумуляирования активных дефектов в форме развития системы объединяющихся и поглощающих друг друга при росте одномерных, двумерных и трехмерных ядер структур деградации материала.

Установлено, что ряд экспериментальных данных удается аппроксимировать кинетическим вейбуллоподобным распределением, но не удается кинетическим рэлееподобным, и наоборот, что в рамках построенных математических моделей связывается с различными механизмами и скоростями процессов генерации и аккумуляирования активных дефектов.

Показано, что одни и те же экспериментальные функции распределения отказов могут быть аппроксимированы уравнениями математической модели кинетики процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов с различными значениями параметров, что говорит о возможности различных сценариев развития процесса разрушения.

3.6. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 3

1. Апробация научно-технического задела в области статистического описания процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов структур деградации материалов, приводящего к разрушению конструкционных материалов, показала, что кинетический подход, в котором описываемый процесс представляется в виде генерации активных точечных дефектов и их последующего аккумуляирования в виде одномерных цепей и двумерных и трехмерных ядер,

позволяет строить функции распределения хорошо согласующиеся с эмпирическими распределениями Вейбулла и Рэлея.

2. Эта апробация показала, что согласование экспериментальных распределений отказов, описываемых обычно распределениями Вейбулла и Рэлея, и распределений, полученных теоретически с использованием механизмов генерации и аккумуляирования активных дефектов, может быть достигнуто в виде нескольких сценариев процесса разрушения конструкционного материала.

3. Эта апробация также показала, что расчетные значения кинетических параметров позволяют дать интерпретацию развития процесса разрушения по нескольким сценариям процесса генерации и аккумуляирования активных дефектов в материале под нагрузкой.

4. Выполненный анализ кинетических распределений показал, что полученные зависимости могут быть использованы для расчета основных характеристик теории надежности: функций распределения отказов, функций надежности, интенсивность отказов - поток отказов, ресурс, остаточный ресурс.

5. Разработанные математические модели кинетики генерации и аккумуляирования активных дефектов после их валидации по экспериментальным данным, полученным при полигонных испытаниях на настрел, могут быть использованы для оценки живучести (ресурса) артиллерийских стволов.

6. Вычислительный эксперимент по валидации на разных объектах испытаний показал, что такие же приемы могут быть реализованы для артиллерийских стволов, что может значительно повысить информативность полигонных испытаний стволов на живучесть.

ГЛАВА 4. РЕШЕНИЕ ЗАДАЧ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДАМИ НЕЛИНЕЙНОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ

Большой опыт исследования проблем живучести артиллерийских стволов накоплен в ходе полигонных испытаний в предыдущие годы, результаты которых хранятся в форме отчетов по НИОКР. Как показано на небольшом количестве примеров в главе 1 (литературный обзор), эти результаты могут быть востребованы при разработке артиллерийских систем следующего поколения. Однако, несмотря на использование современных методов экспериментальных исследований канала ствола, например, с помощью метода компьютерного контрастирования фотоснимков, а также использования современного математического обеспечения проектирования артиллерийских стволов, остается нерешенной проблема оценки энергетического состояния поверхностного слоя канала ствола.

Для решения этой проблемы в рамках данной работы было предложено использовать методы теории неравновесных фазовых переходов, разработанные в [87, 88, 198, 199, 275] в приложении к технологии производства изделий из жаропрочных сплавов, а в [91, 146] – к другим критическим явлениям. Эти методы в рамках данной работы были опробованы на задачах механики разрушения конструкционных материалов [92, 274] в приложении к износу артиллерийских стволов. При формулировке этих задач было использовано качественное описание энергетического состояния поверхностного слоя канала ствола, приведенное в [47].

4.1. ИСХОДНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ФОРМУЛИРОВКА ЗАДАЧИ

Понимание того, что процесс разрушения конструкционного материала можно представить, как неравновесный фазовый переход, имеет длительную историю. Так, в [61] глава 3 посвящена именно этому вопросу (Разрушение

как неравновесный фазовый переход). В тоже время можно отметить, что в силу своей практической важности литература, посвященная вопросам разрушения конструкционных материалов, практически «безбрежна». Кроме того, существуют различные подходы к теоретическому описанию данного явления, различающиеся уровнем обобщения и детализации. В механике разрушения принято различать два методологически разных подхода [121]: один акцентирует внимание на напряженно-деформированном состоянии в окрестности особых сечений; второй основное внимание уделяет различным непрерывным распределениям дефектов и функциям, определяющим степень поврежденности конструкции или детали в целом. Согласование этих подходов в рамках одной дисциплины – механики разрушения – является непростой задачей. В связи с этим представление процесса разрушения, как неравновесного фазового перехода, может дать такое согласование, поскольку математические модели неравновесных фазовых переходов (или критических явлений, которые могут быть представлены в виде неравновесного фазового перехода) строятся, прежде всего, на принципах термодинамики с учетом геометрии пространства, в котором процесс физически реализуется. принципы термодинамики позволяют оставаться на позициях обобщающего подхода, а учет геометрии реализации – рассмотреть детали конкретного процесса.

Теория неравновесных фазовых переходов, предложенная Каном и Хиллардом, относится к термодинамическим теориям, которые кроме традиционных интенсивных и экстенсивных переменных, имеют в своем арсенале «градиентные» переменные. Это сближает ее с механикой сплошной среды. В этой теории фиксируются три возможных термодинамических состояния: равновесные, метастабильные и лабильные, в которых может оказаться система и которые диктуются параметрами внешней среды. Как отмечается в [164], на взаимосвязь деформирования и разрушения впервые обратил внимание Степанов А.В. [176], который полагал, что причиной разрушения материала является возникновение искажений кристаллической решетки при пластической деформации. Современная версия этой идеи состоит в том, что разрушение

кристаллических материалов связывают не с концентрацией приложенных напряжений на исходных дефектах субмикроскопических и микроскопических масштабов, а с развитием неоднородной пластической деформации, приводящей к локализации упругой энергии в областях, в которых накапливается высокая плотность дислокаций. Эта точка зрения позволяет поставить вопрос о причинах такой локализации, а ответ получить в виде формализма теории неравновесных фазовых переходов, как расслоение на фазы, которые первоначально формируются по механизму спинодального распада и имеющие в силу этого размытую межфазную границу. Как и при спинодальном распаде, дальнейшая эволюция системы приводит к формированию все более четкой границы между этими «спинодальными» фазами. В конечном счете области высоких напряжений (или деформаций) этот процесс заканчивается формированием микротрещин и микропор, что и приводит при их «коагуляции» (или точнее «коалесценции») к разрушению конструкционного материала.

В [164] этот сценарий представлен следующим образом: «Энергия дислокаций, локализованная в относительно небольших областях деформированного кристалла, способна релаксировать с образованием микронесплошностей, на свободные поверхности которых выходят скопившиеся дислокации. Последующее деформирование вызывает рост и объединение микронесплошностей вплоть до образования магистральной трещины, способной разрушить макроскопическое твердое тело. Факт образования многочисленных субмикроскопических трещин в процессе деформирования получил экспериментальное подтверждение [62]».

В связи с этим, как отмечается в [164], особый интерес представляют математические модели, которые позволяют от «словесного» и «рисуночного» представлений перейти к конструированию зависимостей, являющихся «теоретическим образом» объекта (материала) и процесса его эволюции в различных внешних условиях – условиях технологического процесса и эксплуатации. В [164] отмечается, что пластическую деформацию разрушения матери-

ала до недавнего времени представляли или с позиций механики деформируемого твердого тела с учетом определенных для конкретной модели реологических его свойств, или с позиций физики прочности на основе дислокационных и дисклинационных моделей, рассматривающих элементарные акты или этапы процессов пластической деформации разрушения. Эти подходы оказались достаточно эффективными при решении определенного круга задач. Однако для понимания всего процесса разрушения – от начальных стадий деформации, накопления повреждений и до его разрушения, а также причин перехода от стадии повреждения к стадии разрушения – эти подходы оказались недостаточными.

Наиболее общим подходом к описанию эволюционных процессов деградации и разрушения конструкционных материалов является «энергетический» подход, который, не привлекая информации о механизмах протекающих процессов, основное внимание концентрирует на перераспределении избыточной энергии с формированием другой структуры материала, отличной от исходной. Если предполагать, что на макроуровне материал обладает квазиоднородной структурой, то в ходе деформирования эта структура искажается, оставаясь первоначально однородной на мезоуровне, а затем «искаженная» структура претерпевает «фазовый переход», распадаясь на фазы с высокой и низкой плотностью локальных областей (концентрацией квазичастиц), имеющих избыточную энергию. Эта начальная стадия процесса имеет своим продолжением то, что в областях с высокой плотностью упругой энергии (или с высоким уровнем микродеформирования) происходит формирование микронесплошностей, как возмущений «энергетического» состояния, с последующим их концентрированием вплоть до образования пор и трещин. При этом исходная квазиоднородная фаза распадается на две квазифазы: сначала с высокой и низкой плотностью упругой энергии, а затем фаза с высокой концентрацией упругой энергии претерпевает переход в поровую или трещинную структуру, т.е. релаксирует со сбросом «избыточной» энергии во внешнюю среду в форме теплоты и частично, аккумулируя эту энергию в виде поверхностной энергии.

Таким образом, первичным процессом, инициирующим разрушение материала, является «расслоение» его на области с высокой и низкой плотностью упругой энергии, которое может протекать либо по механизму нуклеации, либо по механизму спинодального распада. Как правило, образцы, используемые для испытаний материалов, например, на разрыв, имеют исходный «дефект» - надрез; это соответствует присутствию исходного возмущения, т.е. «затравки» процесса разрушения. Эти экспериментальные методики реализуют режим деления на фазы по механизму нуклеации, т.е. нагруженный образец изначально находится в метастабильном состоянии. Но при эксплуатации материала он, как бы сам, «находит» слабое место, которое становится отправной точкой последующего разрушения (например, роста магистральной трещины). Этот сценарий также будет соответствовать механизму нуклеации, когда наиболее «активный» дефект становится аналогом «гиббсовского зародыша» для процесса разрушения.

Однако многие процессы разрушения происходят тогда, когда материал практически не имеет одного «слабого» места («слабое» место распределено, рассеяно по объему материала). В этом случае реализуется сценарий деградации материала в форме его старения или усталости, т.е. по мере нахождения материала под нагрузкой первоначально сравнительно равномерно распределенные по объему области с высокой избыточной энергией в некоторых зонах концентрируются, в других же зонах происходит обеднение ими. Этот сценарий соответствует спинодальному распаду – жидкостному расслоению на фазы.

Для иллюстрации этих положений приведем пример, описанный Работновым Ю.Н. [145] (Глава 3. Ползучесть и разрушение металлов при высоких температурах. § 13. Разрушение при растяжении). «Деформация в момент разрушения может быть как большой, так и малой – это зависит от материала, условий эксперимента, температуры, величины нагрузки. Отбросив в сторону эти аспекты (мало изученные в общей постановке), рассмотрим экспериментальную программу исследования величины сопротивления материала как

функции времени. Пусть некоторое число идентичных образцов подвергается в течение длительного времени нагружению напряжениями растяжения различной величины, и в каждом случае измеряется время до разрушения. На плоскости (t_*, σ_0) (рис. 4.1 из [145]) можно, таким образом, построить кривую, называемую кривой длительной прочности».

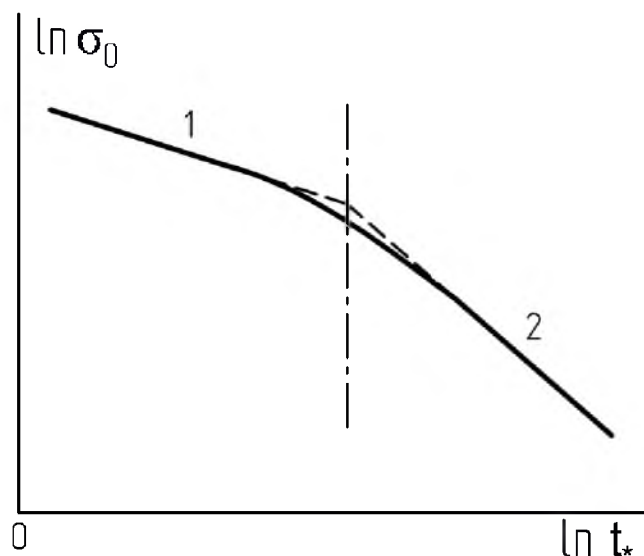


Рис. 4.1. Описание в тексте

«Эта кривая состоит из двух почти линейных участков: первый из них (участок 1) соответствует явлению вязкого разрушения, а второй (участок 2) - хрупкого. Измерив полную деформацию после разрушения, можно видеть, что при вязком разрушении удлинение довольно существенно, а при хрупком оно мало. Разумеется, на реальных диаграммах угловая точка должна быть заменена участком плавного перехода.

Интересные результаты дают опыты на свинцовых образцах при лабораторной температуре. При приложении существенной нагрузки образец ломался за несколько секунд с деформацией порядка 100 %. Снижение величины нагрузки в два раза приводило к разрушению за несколько дней, причем к хрупкому, с полной деформацией 1 - 2 %. Это ясно показывает, что в каждом из случаев внутренние механизмы явления различны.»

Предварительно выделим следующее замечание автора [145]: «Отбросив в сторону эти аспекты (мало изученные в общей постановке)». Здесь констатируется, что многие аспекты процесса разрушения в обобщенной постановке отсутствуют, т.е. каждый рассматриваемый процесс имеет свою детализацию. Отсюда становится понятным обилие классификаций, механизмов и сценариев процессов разрушения.

Выделим еще одно замечание: «Это ясно показывает, что в каждом из случаев внутренние механизмы явления различны». Однако результаты эксперимента, к которому относится это замечание, а также результаты, которые суммирует рисунок, могут иметь и другую интерпретацию. Относительно хрупкого разрушения образца из свинца при длительном нагружении малой нагрузкой можно сказать следующее. С точки зрения теории фазовых переходов этот процесс близок к равновесному фазовому переходу, который протекает длительное время; здесь «примесных (энергоемких) частиц» мало, их концентрирование с образованием фазы, где их концентрация высока, идет медленно, граница между фазами четко выражена - хрупкий скол. Это - то, что можно сказать о процессах на участке 2 (рис. 4.1).

На участке 1 (рис. 4.1) высокое значение напряжений приводит к тому, что в объеме образца велика концентрация «энергоемких частиц» и распад системы на фазы с их высокой и низкой концентрациями идет относительно быстро. Можно предположить, что к моменту разрушения этот распад не проходит до конца, концентрация «энергоемких частиц» во многих зонах достигает предельных значений, но при этом граница между фазами является размытой. Такой процесс будет отвечать спинодальному распаду и фиксироваться как вязкое разрушение.

Таким образом, результаты экспериментов для обоих участков кривой (рис. 4.1) с точки зрения теории неравновесных фазовых переходов могут трактоваться как реализация одного общего механизма, приводящего к распаду на фазы с высокой и низкой концентрацией «энергоемких частиц».

Можно предположить, что на обоих участках процесс стартует в форме спинодального расслоения на фазы. Для участка 1 исходная концентрация этих частиц велика и механизм спинодального распада на начальных своих стадиях дает достаточную для разрушения концентрацию «энергоемких» частиц. Для участка 2 механизм спинодального распада на начальных своих стадиях дает низкую, т.е. недостаточную для разрушения концентрацию «энергоемких» частиц. В этом случае при дальнейшем развитии процесса расслоения на фазы механизм спинодального распада приводит к тому, что некоторые области образца переходят в режим нуклеации с формированием все более четких границ между фазами «энергоемких» частиц с высокой и низкой концентрацией, который завершается разрушением по типу хрупкого скола.

Также можно предполагать, что процесс на участке 1 также завершается по нуклеационному механизму, но только в отдельных (малых) областях. В целом же такой вид «рассеянного» разрушения относят к вязкому типу. Вязкое разрушение, поэтому можно отнести либо к неравновесному фазовому переходу нуклеационного типа, который начинается и развивается как нуклеационный, когда малые участки хрупкого скола распределены по области макро-разрушения - магистральной трещине, либо к спинодальному типу, когда фазовый переход начинается как спинодальный, но затем переходит в нуклеационный с большим числом центров нуклеации.

Высокая деформация образца (пример со свинцовым образцом) перед разрушением на участке вязкого разрушения (участок 1 кривой) свидетельствует о высокой концентрации «энергоемких» частиц, т.е. в процессе расслоения материала на «энергетически различные фазы» произошла трансформация избыточной упругой энергии, характеризуемой энтальпией и обусловленную напряжениями, в рассеянную форму энергии, аккумулируемую в форме избыточной энтропии, коррелирующей с изменением структуры (объема) образца, т.е. с высоким значением деформации при разрушении (100 - 200 %).

Стремление к минимуму упругой энергии (Γ) может быть реализовано за счет суммарного уменьшения интенсивной переменной (здесь - напряжение), а также за счет суммарного уменьшения экстенсивной переменной (здесь - деформация), т.е.

$$d\Gamma = d(\sigma \cdot \varepsilon) = \sigma d\varepsilon + \varepsilon d\sigma. \quad (4.1)$$

Выделим в объеме образца область, где σ и ε равномерно распределены. Стремление к минимуму ε при $\sigma = \text{const}$ будет означать «группировку» областей с деформацией ε в одном месте (по типу собирания «рассеянной» по объему поверхности капель в одну плоскую поверхность между макрофазами), т.е. это будет означать разрушение в виде хрупкого скола.

Теперь пусть стремление к минимуму упругой энергии реализуется за счет снижения σ при $\varepsilon \approx \text{const}$; здесь, как и в случае коагуляции, фиксируется размытая межфазная граница. Для коагуляции условно принимается постоянство площади поверхности; площадь межфазной поверхности в данном случае велика; принимается также, что поверхностное натяжение снижается в местах контакта частиц. В случае коагуляции дисперсная фаза очень размыта и занимает большой объем, так как различия в плотностях фаз незначительны. Для процесса разрушения (участок 1 кривой; рис. 4.1) можно, по-видимому, предположить следующий сценарий: достижение предельных «концентраций» (плотностей) ε и σ приводит к тому, что снижение упругой энергии происходит при росте ε , но при преобладающем падении σ в отдельных областях, где был превышен предел текучести.

Таким образом, снижение упругой энергии происходит как фазовый переход типа плавления или испарения, когда повышение энтальпии (нагрев при подводе теплоты) приводит к росту энтропии - рассеянной формы энергии (фазовый переход твердое тело - жидкость или жидкость - пар). При разрушении рост энтальпии - увеличение упругой ее составляющей, при росте нагрузки приводит к росту энтропии, что фиксируется как значительная величина деформации, распределенной по всему образцу (рост уровня деградации структуры - степени аморфизации).

Поэтому можно считать, что хрупкий скол (участок 2 кривой; рис. 4.1), это – «коалесцентный» тип расслоения на фазы, а вязкое разрушение (участок 1 кривой; рис. 4.1) – «коагуляционный», имеющий предварительную стадию критической опалесценции.

Однако при очень быстром нагружении также наблюдается хрупкий скол, т.е. фиксируемая тенденция является противоположной рассмотренной. Хрупкий скол при ударном нагружении наблюдается даже в случае жидкостей, которые ведут себя как твердые тела. Так, в [76] был описан эксперимент [77], который в последующем цитировался во многих источниках (например, [127, 184]), когда при относительно низких скоростях воздействия наблюдалось вязкое (ламинарное) разрушение струи, тогда как при высоких скоростях – хрупкий скол. В этих экспериментах было зафиксировано, что для жидкости с вязкостью порядка $500 \text{ Па} \cdot \text{с}$ (растворы канифоли в трансформаторном масле, по вязкости имеющие консистенцию меда или патоки) хрупкое разрушение наступает при скорости удара около 23 м/с . Было установлено, что скорость, отвечающая появлению хрупкости, уменьшается с увеличением вязкости.

Результаты последних исследований в этом направлении проанализированы в [154]. В частности, отмечается, что нерегулярное распыление жидкости возможно в процессе столкновения жидкости и твердого тела, если скорость удара чрезвычайно высока [331]. В [48, 49, 230] представлены результаты исследований процессов ударного разрушения тонких струй жидкости в результате поперечного удара по ним стального шара, движущегося со сверхзвуковой скоростью. Например, изучено разрушение тонких струй глицерина и водных растворов полиэтиленоксида [51, 52] при соударении с ними стального шара диаметром 3 см , движущегося со скоростью 670 м/с перпендикулярно оси струи (диаметры струй имели порядок $0,2\text{--}1,0 \text{ мм}$). Процесс соударения

визуализировался с помощью скоростной фотосъемки. Для сравнения эксперименты проведены с проволокой из стали и меди, а также с волокнами арамидного волокна CBM [10].

Как было установлено [154], разрушение глицерина и полимерных жидкостей носило хрупкий характер: жидкость распадалась на отдельные мелкие фрагменты в зоне контакта твердого тела и жидкости. Остальной объем жидкости не испытывал заметных деформаций, так как нагрузка не передавалась от одной части жидкого тела к другой в силу недостаточной для этого прочности материала. Тот же (хрупкий) характер разрушения наблюдался и при ударе шара по стальной и медной проволокам. Ударному взаимодействию тел посвящена обширная литература; некоторые аспекты контактного взаимодействия при ударе отражены в [32].

Таким образом, если провести сопоставление примеров из [145] и [76, 77, 127, 154, 184], то можно констатировать, что хрупкое разрушение может наблюдаться, как при низкой скорости нагружения [145], так и при очень высокой и [76, 77, 127, 154, 184]. Причем различия между жидкостью и твердым телом в последнем случае нивелируются. Подобный характер реализации процессов разрушения для своего теоретического представления требует их рассмотрения в рамках единого подхода. Наиболее общим подходом является термодинамический, имеющий то преимущество, что в его рамках, может быть поставлен вопрос только о тенденциях эволюции системы в тех или иных внешних условиях. Причем отказ от рассмотрения конкретных механизмов и деталей реализуемых структур является как преимуществом, так и недостатком этого подхода. Из этого следует, что этот подход при фиксации условий для неравновесного фазового перехода предоставляет возможность использовать для более детальной проработки траектории, по которой будет развиваться построение той или иной структуры, любой кинетический подход, сопрягаемый с ним в рамках термодинамики (например, это может быть подход теории Кана-Хилларда).

Хрупкий скол при ударном разрушении струй жидкости требует своего объяснения, что может дать только теоретическое представление в форме математической модели. Как видно из рассмотренных примеров, эксперимент такой возможностью не обладает, поскольку может лишь констатировать факт - здесь факт хрупкого скола при различных режимах нагружения.

В теории и модельных экспериментах сложное напряженное состояние инженерной конструкции или детали агрегата упрощается и формулируется в виде некоторых задач. Эти задачи в эксперименте оформляются в виде испытаний на растяжение и сжатие, изгиб или кручение. При этом нагрузки могут быть статическими и динамическими, знакопеременными, т.е. даже упрощенная постановка задач нагружения и разрушения имеет большое число способов реализации. Возникновение макронеоднородного состояния твердого тела какой-либо формы проще всего представить на примере балки (пластины), расположенной на опорах и сверху нагруженной статически сосредоточенной или распределенной нагрузкой. В некотором сечении этой балки сверху будут фиксироваться напряжения сжатия, а снизу напряжения растяжения. Макронеоднородное термодинамическое состояние в данном случае будет обеспечиваться только механическими напряжениями - упругой составляющей энтальпии. В такой формулировке задачи процесс нагружения является изотермическим. Такой процесс будет термодинамической идеализацией статического нагружения.

Существует большое число практических задач, которые должны быть сформулированы как динамические. В этих случаях соответствующим образом выполняются и испытания образцов, например, испытания на изгиб знакопеременной нагрузкой. При малой частоте знакопеременной нагрузки процесс нагружения также может быть отнесен к изотермическим. Но при большой частоте и при приближении образца к состоянию разрушения разогрев образца, по-видимому, не должен игнорироваться. Поэтому в таком случае

термодинамическая идеализация процесса нагружения и последующего разрушения должна представлять собой адиабатический процесс (в общем случае политропный процесс).

Кроме того, существует большое число практических задач, в которых разогрев образца происходит не только за счет механического нагружения, но и за счет другого независимого процесса подвода теплоты. К таким задачам могут быть отнесены задачи, связанные с тепловым ударом.

В связи с этим представляет интерес проиллюстрировать такой тип задач на одной практической задаче, имеющей важное прикладное значение; это - задача о механическом и тепловом нагружении и износе поверхностного слоя канала артиллерийского ствола при выстреле.

Качественная описательная картина износа ствола, например, в [47], представлена следующим образом: отмечается, что помимо химического и структурно-фазового воздействия, пороховой газ оказывает механическое и термическое воздействие на поверхностный слой канала ствола. За время выстрела, исчисляемое тысячными долями секунды, поверхность канала ствола подвергается воздействию порохового газа с максимальными величинами давления свыше 300 МПа и температуры свыше 2700°C .

Физическое состояние приповерхностного слоя под воздействием порохового газа изменяется следующим образом: в первый момент в нем возникают напряжения растяжения за счет действия давления порохового газа. Затем приповерхностный слой нагревается за счет теплоотдачи порохового газа до высокой температуры и стремится удлиниться и расшириться. Но окружающие, не нагретые слои металла не дают ему этого сделать, в результате чего в этом слое возникают тангенциальные температурные напряжения сжатия, которые могут значительно превышать тангенциальные напряжения растяжения, создаваемые давлением порохового газа.

За счет линейного расширения нагретого приповерхностного слоя и изменения механических свойств материала в нем возникают напряжения сжа-

тия. Сжатый тонкий слой действует на основную толщину ствола как дополнительное внутреннее давление; кроме того, он является источником теплоты. По окончании теплового импульса приповерхностный слой канала ствола начинает остывать, отдавая теплоту в основном остальному металлу ствола, напряжения сжатия в приповерхностном слое снимаются и возникают растягивающие напряжения за счет линейного укорочения.

Таким образом, при одиночном выстреле приповерхностный слой канала ствола под действием пороховых газов испытывает циклические нагрузки: растяжение - сжатие - растяжение. В результате с казенной части на поверхности канала ствола образуется сетка трещин, с постепенно уменьшающимися размерами ячеек к дульной части. Авторы [47] уточняют (стр. 272): под износом ствола понимаются всякие необратимые изменения поверхности канала ствола, обусловленные воздействием на нее выстрела. Износ ствола - не только изменение размеров и формы его канала, но и образование на нем сетки трещин, химические и структурные превращения в материале, остаточные деформации поверхности и т.д.

Уточненная картина износа, согласно авторам [47], выглядит следующим образом (стр. 282). При тепловом ударе в канале ствола под действием температуры и внутреннего давления происходят следующие явления. В приповерхностном слое металла ствола, в течение времени действия теплового импульса, возникают тангенциальное и осевое сжимающие напряжения, превышающие предел текучести металла (при сжатии) и вызывающие пластические деформации сжатия порядка 1%. По прекращении действия теплового импульса в указанном слое металла тангенциальное и осевое напряжения становятся растягивающими, интенсивность напряжений превосходит предел текучести (при растяжении); возникающие при этом тангенциальная и осевая пластические деформации удлинения снова достигают значения порядка 1%. При действии многократных тепловых импульсов тонкий слой металла испытывает повторные знакопеременные пластические деформации, следовательно, он должен разрушаться вследствие усталости.

За время теплового импульса, пока температура газов достаточно высокая, происходит теплоотдача от газов к стенке ствола, но вследствие малости этого времени (порядка $0,01$ с и менее) высокая температура, например порядка 500°C , достигается в весьма тонком слое металла порядка $0,5$ мм. К этому моменту давление может уже уменьшиться, и средняя деформация стенки ствола начинает убывать.

Линейные удлинения тонкого нагретого слоя при температуре 500°C , если бы он не был связан с другими слоями металла, были бы порядка 1%. Но окружающие слои металла не дают ему возможности расшириться, в результате чего в этом слое возникают пластические деформации порядка 1%, по сравнению с которыми деформации от действия давления пренебрежимо малы.

Сжатый тонкий слой действует на основную толщину стенки ствола как дополнительное внутреннее давление; кроме того, он является источником теплоты. Незначительное нагревание близлежащих слоев металла и их тепловое расширение приводят к тому, что растягивающие напряжения в них уменьшаются и их максимум перемещается к наружной поверхности.

По окончании теплового импульса слой металла, примыкающий к внутренней поверхности, начинает остывать, отдавая теплоту в большей мере остальному металлу ствола и в меньшей мере в газовую фазу, заполняющую полость цилиндра. При этом понижение температуры в нем только на 100°C (т.е. до 400°C) уже полностью уничтожает упругую часть общей деформации, т.е. полностью снимает напряжение. Дальнейшее остывание от 400°C до нормальной температуры при условии, что этот слой металла не связан с остальным металлом, привело бы к линейному укорочению. Теперь наоборот, соседние слои не дают возможности такого линейного укорочения, и в нем возникает пластическое удлинение порядка 1%, следовательно, растягивающие напряжения порядка предела текучести.

Таким образом, при одиночном тепловом импульсе внутренний слой металла дважды или (в случае достаточно большого максимального внутреннего давления) трижды выходит за предел упругости, получая сначала от максимального давления небольшое удлинение порядка 0,3%, затем значительное сжатие от действия высокой температуры порядка 1% и затем за счет полного остывания значительное удлинение порядка 1%.

Выделим два момента, представленного в [47] качественного описания совокупности элементарных событий в поверхностном слое канала ствола.

Первый - со времени выхода работы Д.К. Чернова (1912 г.) считается доказанным сценарий износа, включающий образование и развитие системы трещин. В совокупности с описанием, данным Ю.Н. Дроздовым и соавторами [47], которое констатирует попеременное нагружение отдельных участков поверхностного слоя канала ствола напряжениями сжатия и растяжения, этот сценарий может быть проиллюстрирован разрушением при изгибе (здесь также к разрушению приводят попеременно действующие напряжения растяжения и сжатия). Рассмотренные в [90] (Глава 3) примеры разрушения при циклическом нагружении изгибом иллюстрирует кинетический подход, опирающийся на математические модели кинетики цепных реакций.

Второй - результат совместного термического и механического воздействия пороховых газов на поверхностный слой канала ствола может быть представлен в рамках термодинамического подхода, предполагающего, что разрушение может трактоваться как неравновесный фазовый переход. Начальный момент такого фазового перехода, реализующийся как спинодальный распад, фиксируется визуально как формирование системы ячеек с размытыми межфазными границами. Последующее развитие этого процесса сопровождается уменьшением размытости межфазных границ, в конечном счете приводящее к формированию поровой структуры (или системы трещин), т.е. образованию гетерогенной системы, в которой одна фаза представляет исходный материал, а другая - поры в ней (поры могут быть заполнены не только газовой фазой, но и аморфизованной твердой фазой, а также продуктами нагара). Такая

постановка задачи, предполагающая, что разрушение как неравновесный фазовый переход, протекающий на начальных временах по сценарию спинодального расслоения на фазы, и которая может быть обоснована экспериментальными «спинодальными» структурами, рассматривается ниже.

4.2. ТЕРМОДИНАМИКА УПРУГО ДЕФОРМИРОВАННОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА

Нагружение твердого тела (изгиб балки, бруса, пластины) приводит к увеличению энтальпии и энтропии слоев: одних за счет растяжения, других за счет сжатия [178]. Но когда «энергоемкость» материала конструкции, обусловленная накоплением «упругой энергии» исчерпывается, происходит переход материала в другое состояние за счет механизмов ползучести, пластичности, вязкого или хрупкого разрушения. Этот переход может быть отнесен к неравновесным фазовым переходам, поскольку обусловлен высокой избыточной энергией, накопленной средой. В связи с этим может быть поставлена задача исследовать возможность описания этого перехода в рамках теории Кана-Хилларда, как это было сделано в случае таких критических явлений, как ламинарно-турбулентный переход [91, 200, 276] и возникновение конвективного течения в задаче Рэлея-Бенара [146, 296].

Таким образом, поставленная выше задача предполагает, что приведенные аналогии должны иметь единый теоретический аппарат, которым может быть аппарат теории неравновесных фазовых переходов с независимыми «градиентными» термодинамическими переменными. Можно полагать, что для таких практических задач, как износ оружейных стволов, когда значения этих «градиентных» переменных так велики, что именно они в основном определяют эволюцию материала, классический аппарат термодинамики и математической физики, который оперирует только «переменными состояниями», не вполне адекватен.

Ниже представлена первая попытка построения такого аппарата для задач разрушения конструкционных материалов [92, 161] с учетом ранее решенных задач [87, 88, 91, 117, 146, 147, 198-200, 275, 276, 296].

4.2.1. КОНСТРУИРОВАНИЕ ПОТЕНЦИАЛА ГИНЗБУРГА-ЛАНДАУ ДЛЯ ЗАДАЧИ О НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В ФОРМЕ СВОБОДНОЙ ЭНЕРГИИ ГИББСА-ГЕЛЬМГОЛЬЦА

Наша задача – построение потенциала Гинзбурга-Ландау для начальной стадии разрушения конструкционного материала в форме свободной энергии Гиббса-Гельмгольца. Начнем с анализа термодинамических соотношений. Глобальную неоднородность системы можно характеризовать как неоднородность распределения энтальпии с учетом энергии деформации твердого тела, что может быть представлено в виде

$$\begin{aligned}\Delta H &= (\gamma - 1) \rho dW - \rho T dS - \rho P dV - \rho \psi dl = \\ &= d((\gamma - 1) \rho W - \rho TS) - \left((\gamma - 1) W + \frac{P_0}{\rho_0} - \frac{P}{\rho} \right) d\rho - \rho \psi dl + S d(\rho T),\end{aligned}\quad (4.2)$$

где W - внутренняя энергия, S - энтропия, T - температура, ρ - плотность. Уравнение состояния упруго деформированного твердого тела – закон Гука:

$$\psi = E\varepsilon, \quad \varepsilon = \frac{1}{E}\psi, \quad \varepsilon = \frac{l - l_0}{l}; \quad (4.3)$$

Модуль Юнга E выполняет функцию сопротивления деформированию Экстенсивная переменная: относительное удлинение ε , l - деформация. Из экспериментов известно, что модуль Юнга слабо зависит от температуры, поэтому $E = E(T)$ может быть представлено в виде $E = E_0 + \frac{dE}{dT}(T - T_0)$, Зависимость $l = l(T) = l_0(1 + \alpha_l(T - T_0))$, где l_0 - значение l при T_0 , α_l - коэффициент линейного термического расширения: $\alpha_l = \frac{1}{l} \left(\frac{\partial l}{\partial T} \right)_p$. Зависимость между линейным и объемным термическим расширением отражает зависимость

$V_T = V_0(1 + \alpha_l(T - T_0))^3$. Задачу будем решать в рамках естественных предположений

$$\begin{aligned} l &= l_0(1 + \alpha_l(T - T_0)); \\ V &= V_0(1 + \alpha_l(T - T_0))^3; \\ \psi &= E\varepsilon; \quad \varepsilon = \frac{l - l_0}{l} = \frac{\alpha_l(T - T_0)}{1 + \alpha_l(T - T_0)}; \\ E &= E_0 + \beta(T - T_0); \quad \beta = \frac{dE}{dT}. \end{aligned} \quad (4.4)$$

Отсюда

$$\rho\psi dl = l_0\alpha_l E_0 d\left(\frac{\frac{1}{3}\left(\frac{\beta}{\alpha_l E_0}\right)}{l(T)^3}\right) - \frac{1}{3}E_0\left(-\left(\frac{2\beta}{\alpha_l E_0} - 1\right) + \frac{\beta}{l_0\alpha_l E_0}l(T)\right)l(T)d\rho. \quad (4.5)$$

Таким образом, имеем

$$\begin{aligned} \Delta H &= (\gamma - 1)\rho dW - TdS - \rho PdV - \rho\psi dl = \\ &= d\left[(\gamma - 1)\rho W - \rho TS + \frac{l_0\alpha_l E_0}{3}\frac{\left(1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0}\right)}{l(T)^3}\right] - \\ &- \left\{(\gamma - 1)W + \frac{P_0}{\rho_0} - \frac{P}{\rho} - \left(\frac{3S}{l_0\alpha_l} - \frac{1}{3}E_0\left(\frac{2\beta}{\alpha_l E_0} - 1\right) + \frac{\beta}{3l_0\alpha_l}l(T)\right)l(T) + ST\right\}d\rho. \end{aligned} \quad (4.6)$$

Уравнение состояния, как возмущения адиабатического процесса разрушения конструкционного материала,

$$P = (\gamma - 1)\rho W + TS\rho + \frac{P_0}{\rho_0}\frac{1}{l(T)^3} - \left(\frac{3S}{l_0\alpha_l} - \frac{1}{3}E_0\left(\frac{2\beta}{\alpha_l E_0} - 1\right)\right)\frac{1}{l(T)^2} - \frac{\beta}{3l_0\alpha_l}\frac{1}{l(T)} \quad (4.7)$$

определяет в фазовом пространстве многообразие локальных равновесий, где ΔH есть полный дифференциал

$$\begin{aligned} \Delta H &= (\gamma - 1)\rho dW - TdS - \rho PdV - \rho\psi dl = \\ &= d\left[(\gamma - 1)\rho W - \rho TS + \frac{l_0\alpha_l E_0}{3}\left(1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0}\right)\rho\right]. \end{aligned} \quad (4.8)$$

При условии $(\gamma - 1)W - TS > 0$ положим

$$\xi^2 = \frac{(\gamma-1)\rho W - \rho TS}{\rho TS} > 0, \quad \nu_D = \frac{l_0 \alpha_l E_0}{3} \left(1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} \right) \frac{1}{TS}. \quad (4.9)$$

Назовем ξ параметром разрушения (аналог параметров порядка, турбулентизации, конвективизации). Знак ν_D зависит от знака постоянной $1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0}$. Постоянную ν_D назовем числом Баренблатта, поскольку впервые подобного рода параметр был введен в его работе [14] при рассмотрении аналогии задач теории горения и механики разрушения при течении полимера под нагрузкой.

4.2.2. ПОТЕНЦИАЛ РАЗРУШЕНИЯ ДЛЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ, В КОТОРЫХ РЕАЛИЗУЕТСЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРЫ ТВЕРДОГО ТЕЛА (КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА)

Так же как ранее, введем относительные энтальпию, энтропию и свободную энергию Гиббса-Гельмгольца

$$h = \xi^2 + \nu_D, \quad s = -(h \ln h + (1-h) \ln(1-h)), \quad g = h - \alpha h s, \quad 0 < \xi^2 < 1 - \nu_D. \quad (4.10)$$

Таким образом, мы построили потенциал Гинзбурга-Ландау для конструкционного материала, который был подвергнут тепловому удару. Структура потенциала будет зависеть от знака ν_D , т.е. знака постоянной $1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0}$.

1) Сначала рассмотрим случай, когда $1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} > 0$, т.е. $\nu_D > 0$

$$\bar{g}(\xi) = \begin{cases} g(\xi, \nu_D), & 0 < \xi < \sqrt{1 - \nu_D} \\ \nu_D + \xi^2 \left[1 + \frac{\alpha(1 - h(\xi)^2)}{(1 - \nu)^2} (\nu_D \ln(\nu_D) + (1 - h(\xi)) \ln(1 - h(\xi))) \right], & -\sqrt{1 - \nu_D} < \xi < 0 \end{cases}, \quad (4.11)$$

где

$$\lim_{\xi \rightarrow 0, \xi < 0} \bar{g}''(\xi) = \lim_{\xi \rightarrow 0, \xi > 0} \bar{g}''(\xi), \quad (4.12)$$

$$h(\xi) = \xi^2 + \nu_D; \quad s(\xi) = -(h(\xi) \ln(h(\xi)) + (1 - h(\xi)) \ln(1 - h(\xi)));$$

$$g(\xi, \nu_D) = h(\xi) - \alpha h(\xi) s(\xi). \quad (4.13)$$

Приведем графики зависимости $\tilde{g}(\xi)$ при фиксированных значениях $\nu_D = 0,2$ и $\nu_D = 0,1$ от $\alpha = 0,05$ до $\alpha = 2,0$. Эти зависимости проиллюстрированы на рис. 4.2.а – г.

По пяти точкам: $(\nu_D = 0,5; \alpha = 0,7)$, $(\nu_D = 0,2; \alpha = 1,1)$, $(\nu_D = 0,1; \alpha = 1,5)$, $(\nu_D = 0,05; \alpha = 1,7)$, $(\nu_D = 0,01; \alpha = 1,9)$ строим функцию $\alpha = \alpha(\nu_D)$. Подставляя построенную функцию $\alpha(\nu_D)$ в (4.13), получаем потенциал $\tilde{g}_D^{(1)}(\xi, \nu_D)$ (рис. 4.3).

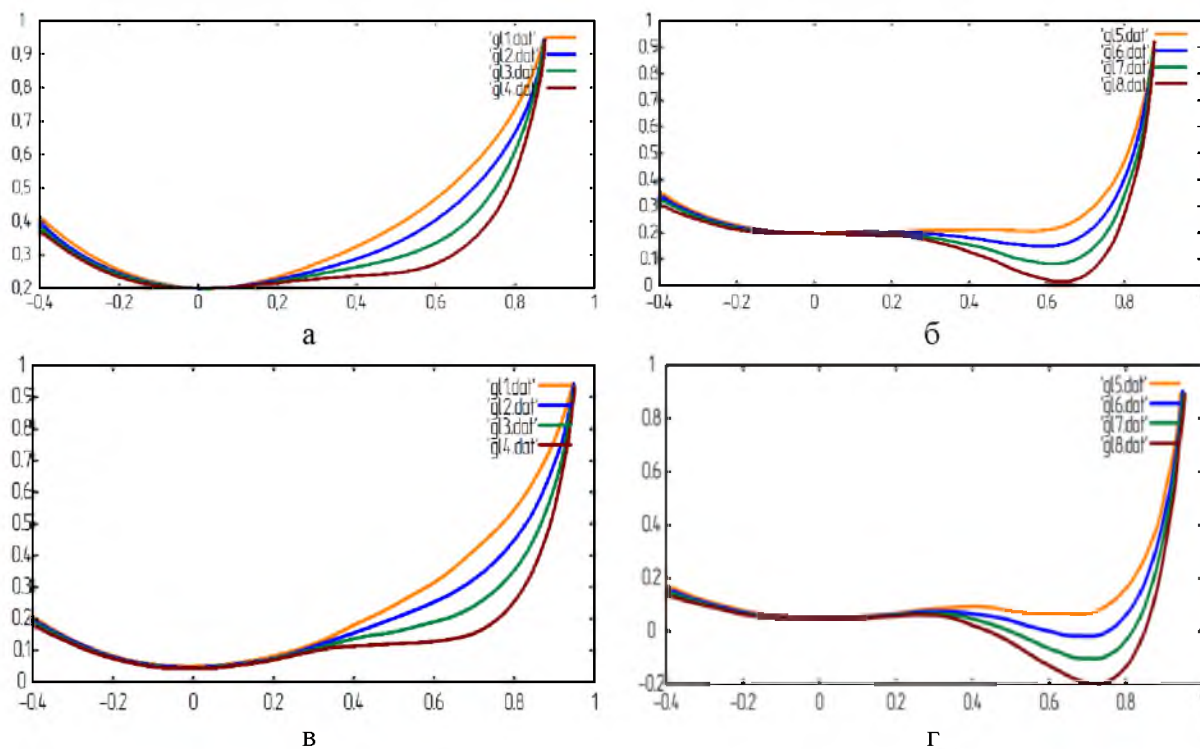


Рис. 4.2. Потенциал в форме свободной энергии $\tilde{g}$; (а) $\nu_D = 0,2$; $\alpha = 0,05$; $0,1$; $0,2$; $0,3$; $0,4$; (б) $\nu_D = 0,1$; $\alpha = 0,5$; $0,6$; $0,7$; $0,8$; (в) $\nu_D = 0,01$; $\alpha = 0,05$; $0,1$; $0,2$; $0,3$; $0,4$; (г) $\nu_D = 0,01$; $\alpha = 0,5$; $0,6$; $0,7$; $0,8$

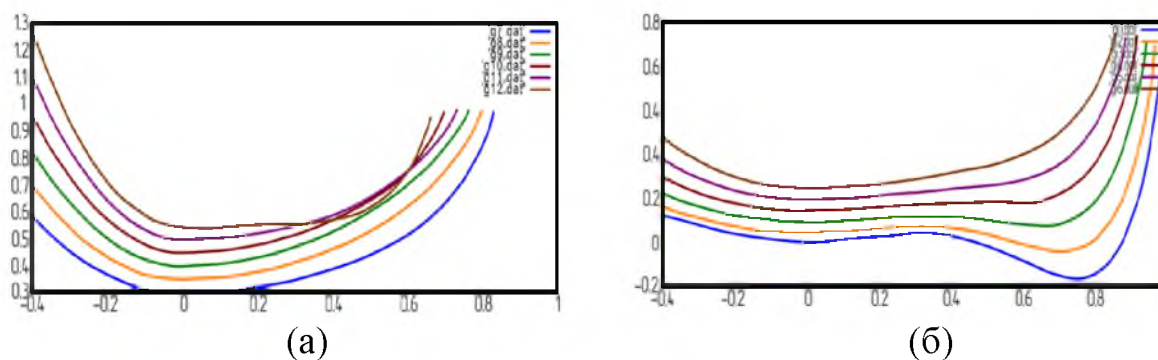


Рис. 4.3. Результирующий потенциал $\tilde{g}_D^{(1)}$: (а) $\nu_D = 0,36$; $0,31$; $0,26$; $0,21$; (б) $\nu_D = 0,26$; $0,21$; $0,16$; $0,11$; $0,06$; $0,01$

2) Случай $\nu_D < 0$, когда $1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} < 0$, приводит к проблеме коррекции потенциала $g(\xi, \nu_D)$. Тогда

$$g(\xi, \nu_D) = (\xi^2 + \nu_D) - \alpha(\xi^2 + \nu_D) \left[-(\xi^2 + \nu_D) \ln(\xi^2 + \nu_D) - (1 - \xi^2 - \nu_D) \ln(1 - \xi^2 - \nu_D) \right]. \quad (4.14)$$

В этом случае относительные энтальпия, энтропия и свободная энергия Гиббса определены для $\xi \in (\sqrt{\nu_D}, 1 + \sqrt{|\nu_D|})$. Вопрос в том, как продолжить потенциалы для значений ξ в окрестности $\xi = 0$. Графики относительных энтальпий, энтропий и свободной энергии Гиббса для $\xi \in (\sqrt{\nu_D}, 1 + \sqrt{|\nu_D|})$ при ведены на рис. 4.4. Очевидно, график $g(\xi)$ пересекает ось ξ в точке $\xi = \sqrt{\nu_D}$, касательная имеет положительный наклон.

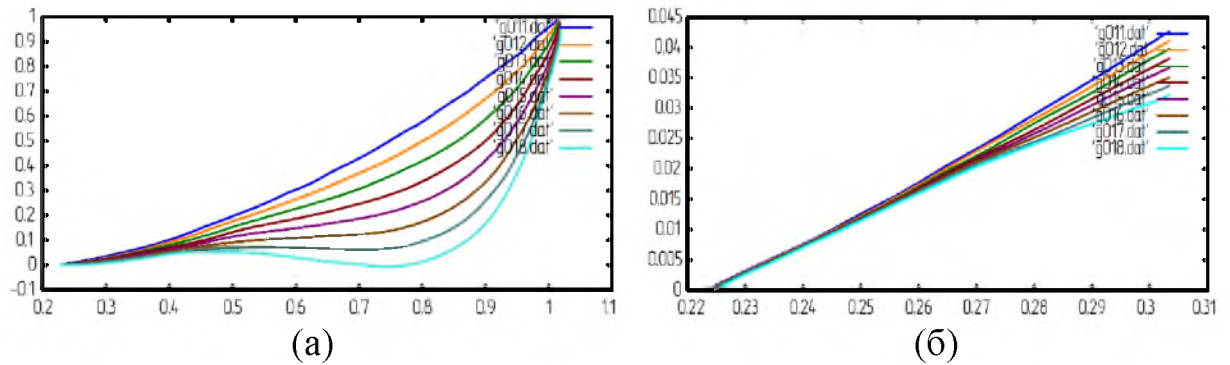


Рис. 4.4. (а) $|\nu_D| = 0,1$; $\alpha = 0,85$; $0,95$; $1,05$; $1,15$; $1,25$; $1,35$; $1,45$; $1,55$; (б) $|\nu_D| = 0,1$; $\alpha = 0,85$; $0,95$; $1,05$; $1,15$; $1,25$; $1,35$; $1,45$; $1,55$.

Таким образом, естественно предположить отрицательность значений продолжения потенциала в форме свободной энергии в окрестности $\xi = 0$. Определим продолжение $\tilde{g}(\xi)$ потенциала $g(\xi)$ в область значений $\xi < \sqrt{\nu_D}$, при которой возрастание температуры T или теплоты Q (убывание параметра ν_D приводит к отрицательному наклону опорной касательной (рис. 4.4.б). Положим $g_0(\xi) = \xi^2 + \alpha \xi^2 (\xi^2 \ln(\xi^2) + (1 - \xi^2) \ln(1 - \xi^2))$. Теперь определим коррекцию $\tilde{g}(\xi)$ потенциала $g(\xi)$:

$$g(\xi) = \begin{cases} g(\xi), & \sqrt{\nu_D} < \xi < \sqrt{1+\nu_D} \\ \gamma(g_0(\xi) - g_0(\sqrt{\nu_D})), & 0 < \xi < \sqrt{\nu_D} \\ \gamma\xi^2(1 + \alpha(1 - \xi^2)^6 \ln(1 - \xi^2)) - \gamma g_0(\sqrt{\nu_D}), & \xi < 0 \end{cases}. \quad (4.15)$$

Константу γ находим из условия

$$\gamma g'_0(\sqrt{\nu_D}) = g'(\sqrt{\nu_D}). \quad (4.16)$$

Проиллюстрируем зависимость свободной энергии Гиббса $\tilde{g}(\xi)$ от параметров α и ν_D , приведя графики $\tilde{g}(\xi)$ для значений α от $\alpha = 0,45$ до $\alpha = 0,80$ при фиксированных значениях $\nu_D = 0,5$ и $\nu_D = 0,2$, а также для значений α от $\alpha = 0,85$ до $\alpha = 1,60$ при фиксированных значениях $\nu_D = 0,1$; $\nu_D = 0,05$ и $\nu_D = 0,01$

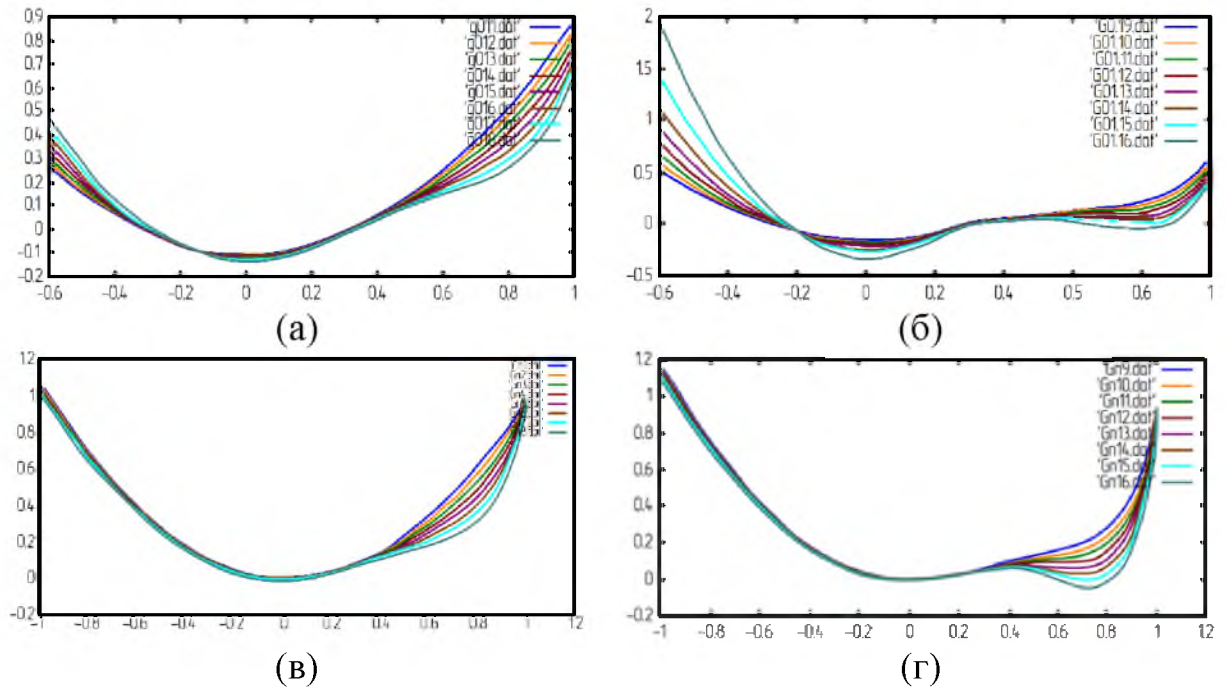


Рис. 4.5. (а) $\nu_D = -0,5$; $\alpha = 0,45$; $0,50$; $0,55$; $0,60$; $0,65$; $0,70$; $0,75$; $0,80$;

(б) $\nu_D = -0,2$; $\alpha = 0,45$; $0,50$; $0,55$; $0,60$; $0,65$; $0,70$; $0,75$; $0,80$;

положительный наклон касательной;

(в) $\nu_D = -0,1$; $\alpha = 0,85$; $0,90$; $0,95$; $1,00$; $1,05$; $1,10$; $1,15$; $1,20$;

(г) $\nu_D = -0,1$; $\alpha = 1,25$; $1,30$; $1,35$; $1,40$; $1,45$; $1,50$; $1,55$; $1,60$: отрицательный наклон касательной

В окрестности $\xi = 0$ относительная свободная энергия отрицательна.

Для построения монотонной функции $\alpha = \alpha(|\nu_D|)$ по аналогии с [215, 216, 325 -

328], выберем пять пар значений (ν_D, α) : $(0,50; 0,45)$; $(0,20; 0,65)$; $(0,10; 1,20)$; $(0,05; 1,60)$; $(0,01; 2,00)$, по которым построим интерполяцию $\alpha = \alpha(|\nu_D|)$. В дальнейшем будем считать, что в относительной свободной энергии Гиббса $\tilde{g}(\xi; (\alpha, \nu_D))$ вместо параметра α фигурирует $\alpha = \alpha(|\nu_D|)$. Тогда относительная свободная энергия Гиббса $\tilde{g}(\xi, \nu_D) = \tilde{g}(\xi; (\alpha(|\nu_D|), \nu_D))$ зависит только от одного параметра ν_D . Ниже приведены графики относительной свободной энергии Гиббса $\tilde{g}_D^{(2)}(\xi, \nu_D)$ для значений $|\nu_D| = 0,01; 0,06; 0,11; 0,16; 0,21; 0,26; 0,31; 0,36$

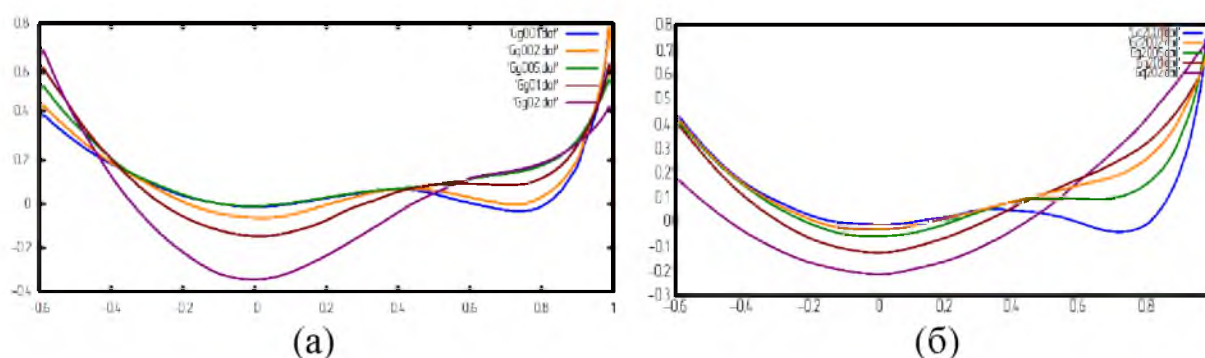


Рис. 4.6. (а) график относительной свободной энергии Гиббса $\tilde{g}_D^{(2)}(\xi, \nu_D)$ для $|\nu_D| = 0,01; 0,06; 0,11; 0,16$; (б) график относительной свободной энергии Гиббса $\tilde{g}_D^{(2)}(\xi, \nu_D)$ для $|\nu_D| = 0,16; 0,21; 0,26; 0,31; 0,36$

4.3. ПОСТРОЕНИЕ МОДЕЛИ РАЗРУШЕНИЯ КАК НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА (АНАЛОГ МОДЕЛИ БАРЕНБЛАТТА)

За основу представления перестройки структуры материала при течении под нагрузкой (аналог модели Г.И. Баренблатта [14]) выберем систему Эйлера

$$\frac{d}{dt} \rho + \rho \operatorname{div} U = 0;$$

$$\rho \frac{d}{dt} U + \nabla P = 0;$$

$$\begin{aligned}\rho \frac{d}{dt} W + P \operatorname{div} U &= 0; \\ \rho \frac{d}{dt} S + \nu T^{\frac{\gamma}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \operatorname{div} U &= 0,\end{aligned}\quad (4.17)$$

отвечающую адиабатическому процессу с уравнением состояния

$$P = (\gamma - 1) \rho W + TS \rho + P_0 \frac{\rho}{\rho_0} - \left(\frac{3S}{l_0 \alpha_l} - \frac{1}{3} E_0 \left(\frac{2\beta}{\alpha_l E_0} - 1 \right) \right) \frac{1}{l(T)^2} - \frac{\beta}{3l_0 \alpha_l} \frac{1}{l(T)}, \quad (4.18)$$

где $\frac{d}{dt} F = \partial_t F + (U \cdot \partial_x) F$. В таком случае имеем

$$(\gamma - 1) \left(\rho \frac{d}{dt} W + P \operatorname{div} U \right) = \frac{d}{dt} (\gamma \rho W) + \gamma (P + \rho W) \operatorname{div} U; \quad (4.19)$$

$$T \left(\rho \frac{d}{dt} S + \nu T^{\frac{\gamma}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \operatorname{div} U \right) = \rho \frac{d}{dt} (TS) - \rho S \frac{d}{dt} T + \nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \operatorname{div} U. \quad (4.20)$$

Уравнение неразрывности переписывается в виде

$$\frac{d}{dt} T - \frac{1}{3l_0 \alpha_l} l(T) \operatorname{div} U = 0. \quad (4.21)$$

Отсюда

$$\begin{aligned}T \left(\rho \frac{d}{dt} S + \nu T^{\frac{\gamma}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \operatorname{div} U \right) &= \\ &= \rho \frac{d}{dt} (TS) + \left(-\rho S \frac{1}{3l_0 \alpha_l} l(T) + \nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \right) \operatorname{div} U = \\ &= \frac{d}{dt} (\rho TS) + \left(\rho TS - \rho S \frac{1}{3l_0 \alpha_l} l(T) + \nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \right) \operatorname{div} U,\end{aligned}\quad (4.22)$$

следовательно,

$$\begin{aligned}&\frac{d}{dt} ((\gamma - 1) \rho W - \rho TS) + \\ &+ \left[(\gamma - 1) P + (\gamma - 1) \rho W - \left(\rho TS - \rho S \frac{1}{3l_0 \alpha_l} l(T) + \nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \right) \right] \operatorname{div} U = 0.\end{aligned}\quad (4.23)$$

Отсюда следует

$$\rho TS \frac{d}{dt} (\xi^2) + \left[-\xi^2 \left(\rho TS - \rho S \frac{1}{3l_0 \alpha_l} l(T) + \nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}} e^{-\kappa S} \right) + \right.$$

$$+(\gamma-1)P+\xi^2-\left(-\rho S\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)+\nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\right)\Bigg]divU=0 \quad (4.24)$$

или

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt}\xi+\frac{1}{2\rho TS\xi}\Bigg[\xi^2\left(1-\rho TS+\rho S\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)-\nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\right)+ \\ +(\gamma-1)P+\rho S\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)-\nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\Bigg]divU=0. \end{aligned} \quad (4.25)$$

Вводя вязкость во второе уравнение и накачку внутренней энергии в третьем, получим в безразмерных переменных (S, T, U, ξ) модель начальной стадии разрушения конструкционного материала

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt}T-\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)divU=0; \\ \rho\frac{d}{dt}U+\nabla P=\varepsilon\rho\Delta U; \\ \rho\frac{d}{dt}S+\nu T^{\frac{\gamma}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}divU=\varepsilon\rho\Delta S; \\ \frac{d}{dt}\xi+\frac{1}{2\rho TS\xi}\Bigg[\xi^2\left(1-\rho TS+\rho S\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)-\nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\right)+ \\ +(\gamma-1)P+\rho S\frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)-\nu T^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\Bigg]divU=\frac{1}{\rho^2}div\left(\frac{D}{T}\nabla\mu\right), \end{aligned} \quad (4.26)$$

где $\varepsilon=\frac{1}{Re_0}$, $Re_0=\frac{\rho_0 L_0 U_0}{\nu}$ - аналог числа Рейнольдса однородного потока, ν - динамическая вязкость среды (параметр, определяющий внутреннее трение «перестройки» структуры материала), $D=\frac{D_*}{L_0 U_0}$, D_* - коэффициент подвижности [226]. Согласно Гинзбургу и Ландау химический потенциал может быть представлен в виде

$$\mu=\rho^2 TS\partial_\xi\left(h(\xi)-\alpha(\beta)h(\xi)s(\xi)\right)-\varepsilon^2\Delta\xi. \quad (4.27)$$

4.4. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА КАК НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА

Одномерная система (4.26) в переменных ξ , T , S , U

$$\begin{aligned} \frac{d}{dt}T - \frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T)\partial_x U &= \varepsilon\partial_x^2 T; \quad \frac{d}{dt}U + \frac{1}{\rho}\partial_x P = \varepsilon\partial_x^2 U; \\ \frac{d}{dt}S + \frac{1}{\rho}vT^{\frac{\gamma}{\gamma-1}}e^{-\kappa S}\partial_x U &= \varepsilon\partial_x^2 S; \\ \frac{d}{dt}\xi + \frac{1}{2\rho TS\xi} \left[\xi^2 \left(\rho S \frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T) + vT^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S} \right) + \right. \\ \left. + P + \rho S \frac{1}{3l_0\alpha_l}l(T) - vT^{\frac{2\gamma-1}{\gamma-1}}e^{-\kappa S} \right] \partial_x U &= \frac{1}{\rho^2}\partial_x \left(\frac{D}{T}\partial_x \mu \right). \end{aligned} \quad (4.28)$$

Здесь мы добавили вязкость, как это было сделано выше,

$$P = (\xi^2 + 2)\rho TS + \frac{P_0}{\rho_0}\rho - \left(\frac{3S}{l_0\alpha_l} - \frac{1}{3}E_0 \left(\frac{2\beta}{\alpha_l E_0} - 1 \right) \right) l(T)^2 - \frac{\beta}{3l_0\alpha_l} \frac{1}{l(T)}; \quad (4.29)$$

$$\mu = \rho^2 TS \partial_\xi (g_D(\xi)) - \varepsilon^2 \partial_x^2 \xi; \quad (4.30)$$

$$l(T) = l_0(1 + \alpha_l(T - T_0)); \quad \rho = \frac{1}{l(T)^3}; \quad (4.31)$$

$$\nu_D = \frac{l_0\alpha_l E_0}{3} \left(1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} \right) \frac{1}{TS}; \quad (4.32)$$

$$h = \xi^2 + \nu_D; \quad s = -(h \ln h + (1-h) \ln(1-h)); \quad g(\xi) = h(\xi) - \alpha h(\xi)s(\xi); \quad (4.33)$$

$$0 < \xi^2 < 1 - \nu_D, \quad \nu_D > 0; \quad |\nu_D| < \xi^2 < 1 + |\nu_D|, \quad \nu_D < 0. \quad (4.34)$$

Коррекция $g_D(\xi)$ потенциала $g(\xi)$ приведена выше, в зависимости от знака ν_D , определяемого знаком константы $1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0}$, где постоянные l_0 , α_l , β , $E_0 > 0$.

Рассмотрим на отрезке $x \in [0,1]$ самовозбуждение однородного (в отношении структуры конструкционного материала) состояния $(\xi_0^0, U_0^0, T_0^0, S_0^0)$ управлением слева температурой на нижней поверхности ($x=0$)

$$T|_{x=0} = T_0^0 + V_T t; S|_{x=0} = S_0^0; U|_{x=0} = U_0^0; \xi|_{x=0} = \xi_0^0; \quad (4.35)$$

начальные значения

$$T|_{t=0} = T_0^0; S|_{t=0} = S_0^0; U|_{t=0} = U_0^0; \xi|_{t=0} = \xi_0^0. \quad (4.36)$$

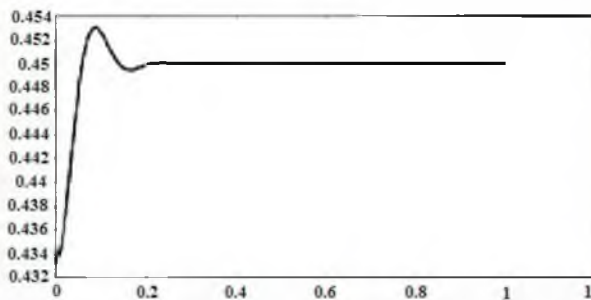
Значение ξ_0^0 выбираем из зоны лабильности потенциала g_D .

1) Начнем со случая

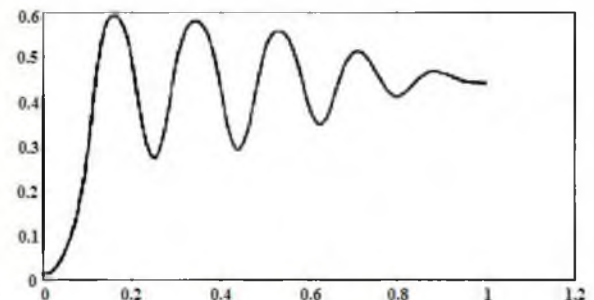
$$1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} > 0 \quad (4.37)$$

аналогично задаче о ламинарно-турбулентном переходе. На отрезке $x \in [0,1]$ рассмотрим самовозбуждение однородного (в отношении разрушения) состояния для $\nu_D = 0,2 > 0$. Начальные значения: $\xi_0^0 = 0,45$; $U_0^0 = 0$; $T_0^0 = 3$; $s_0^0 = 1$; $V_T = 2$

Рассмотрим два варианта: (1.а) параметры: $\varepsilon = 0,02$; $\beta = 0,2$; $l_0 = 1$; $\rho_0 = 1$; $P_0 = 1$; $\alpha = 0,4$; $U_0 = 0,25$; (1.б) параметры: $\varepsilon = 0,02$; $\beta = 0,2$; $l_0 = 1$; $\rho_0 = 1$; $P_0 = 1$; $\alpha = 0,4$; $U_0 = 0$. Ниже приведены графики параметра разрушения ξ , скорости U , температуры T и энтропии S для временных сечений. Сечения по времени: $t = 0,0015$; $0,003$; $0,006$; $0,015$; $0,035$ (рис. 4.7 – 4.10).



(а)



(б)

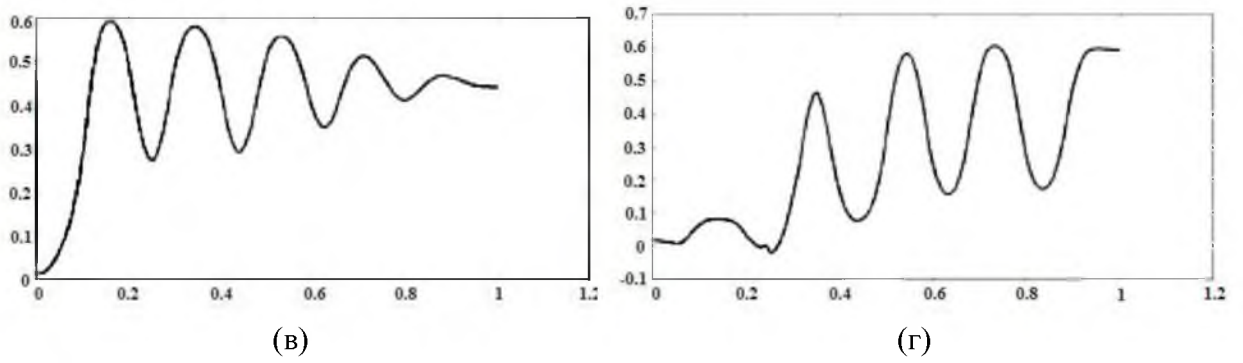


Рис. 4.7. Графики ξ для различных значений временных сечений t : (а)

$t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

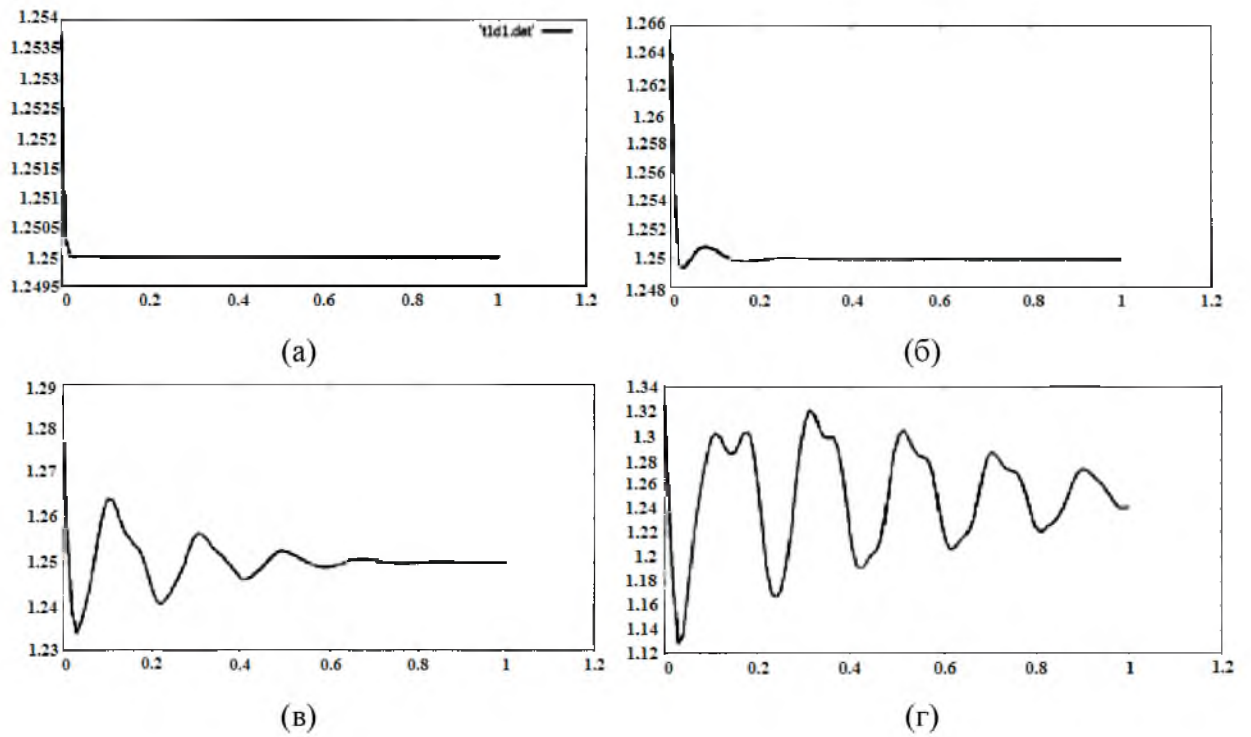
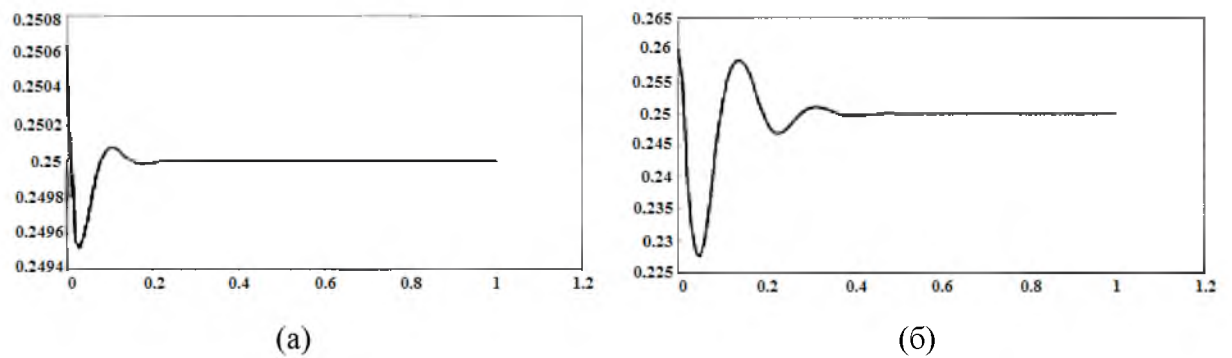


Рис. 4.8. Графики T для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$



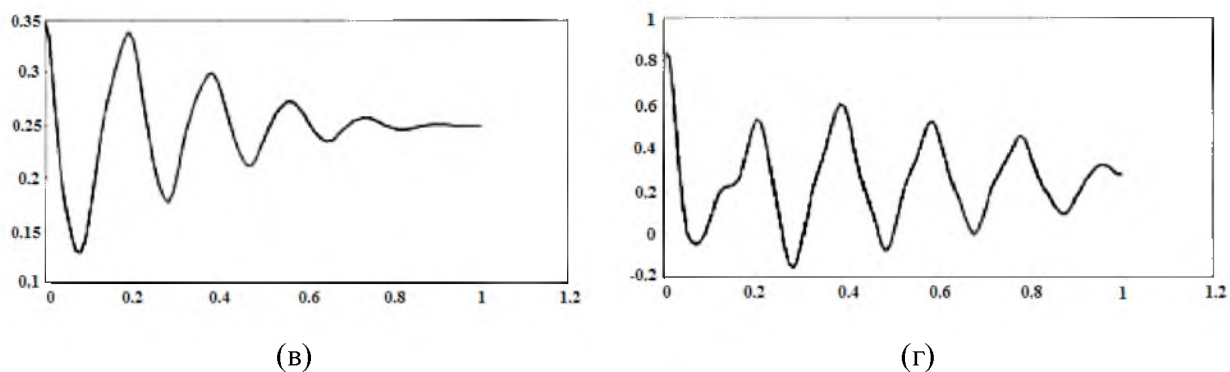


Рис. 4.9. Графики U для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

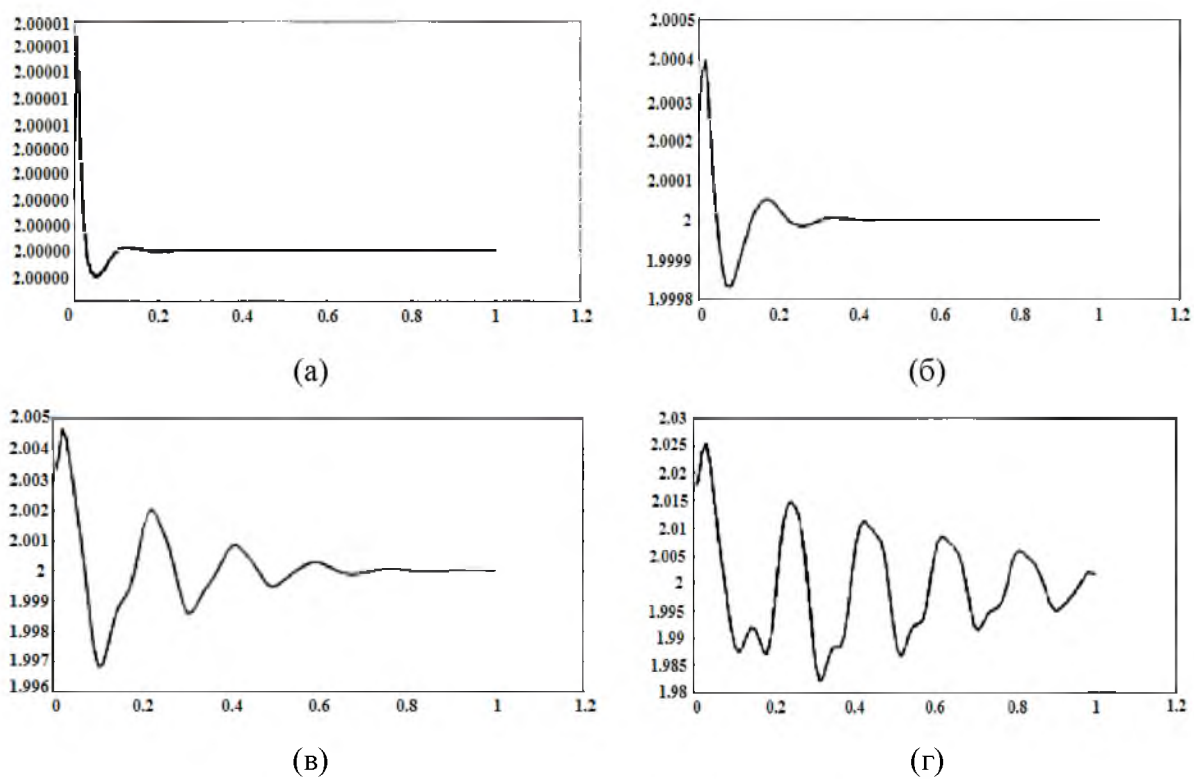


Рис. 4.10. Графики S для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

Графики для тех же начальных значениях параметров ξ , T и S , но другом значении $U_0 = 0$ (вариант (1.б)) приведены ниже на рис. 4.11 – 4.14.

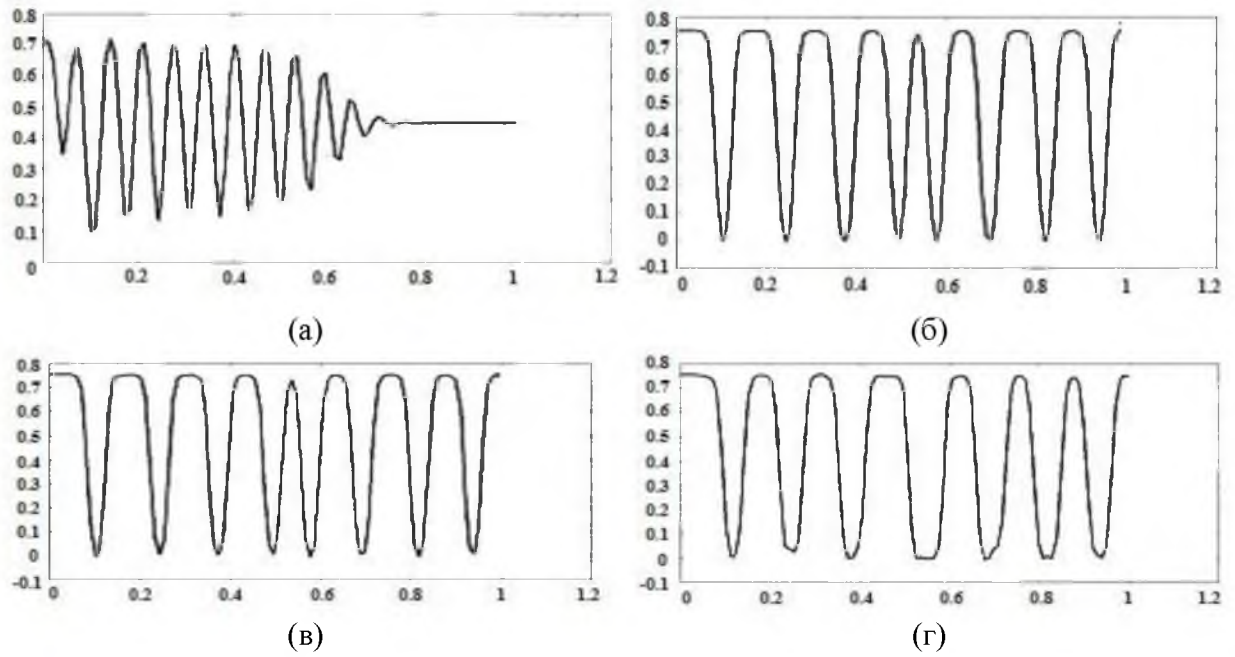


Рис. 4.11. Графики ξ для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

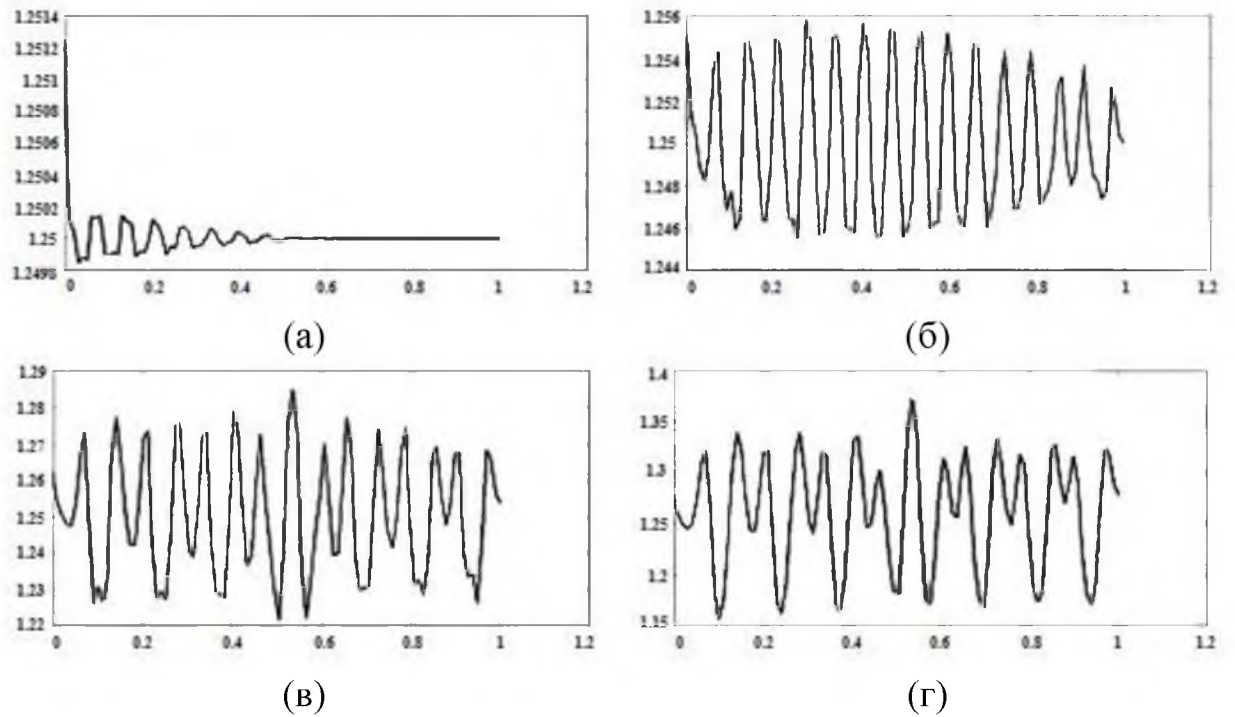


Рис. 4.12. Графики T для различных значений временных сечений t : (а)

$t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

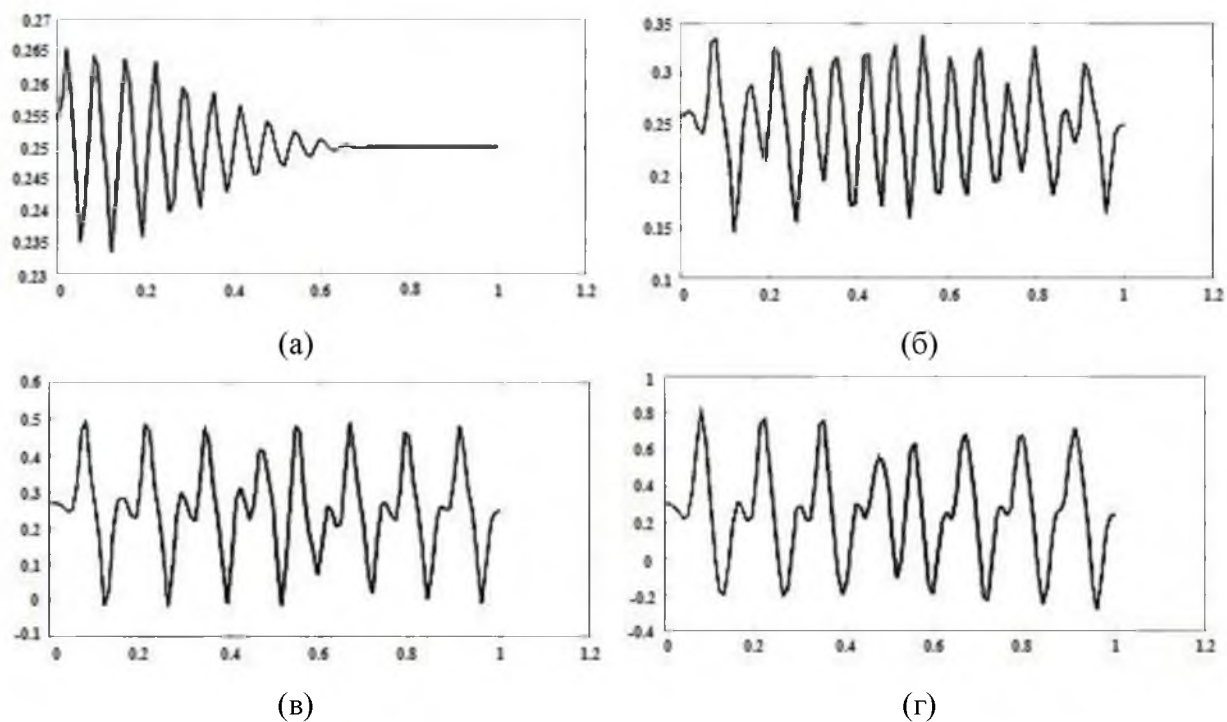


Рис. 4.13. Графики U для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

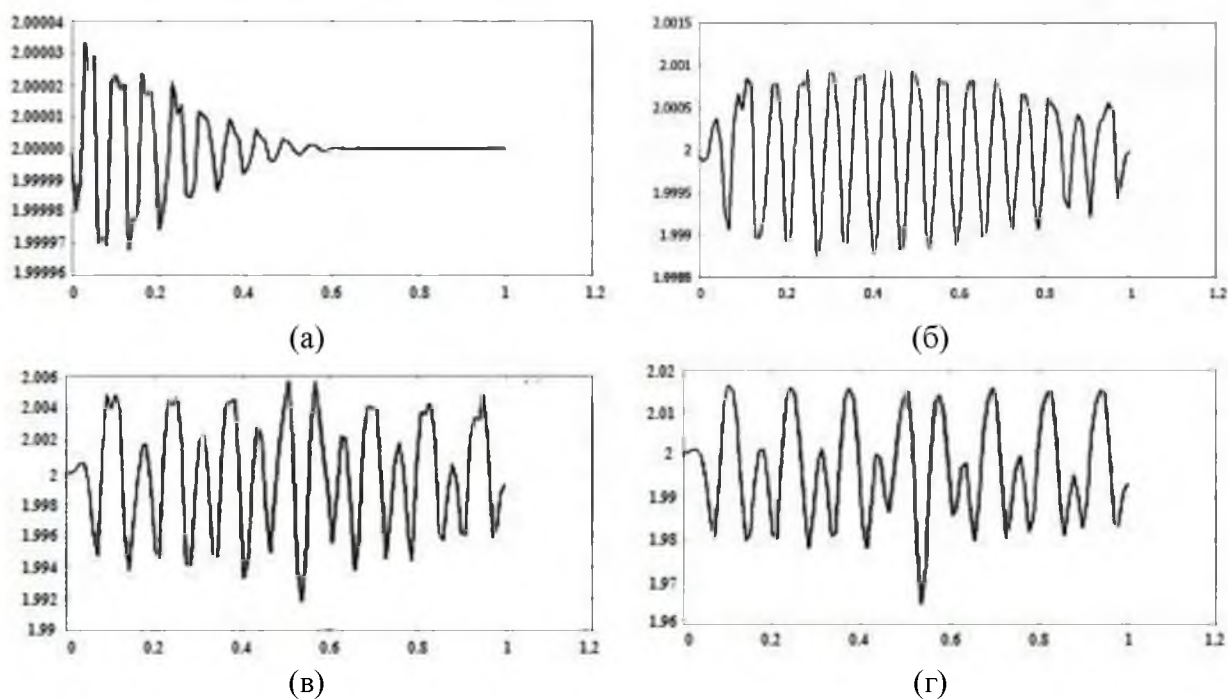


Рис. 4.14. Графики S для различных значений временных сечений t :

(а) $t = 0,0015$; (б) $t = 0,006$; (в) $t = 0,015$; (г) $t = 0,035$

Графики изменения температуры и скорости во времени (сечения: $t = 0,005$ и $t = 0,035$) при значениях параметров: $\varepsilon = 0,02$; $\beta = 0,2$; $l_0 = 1$; $\rho_0 = 1$; $P_0 = 1$; $\alpha = 0,4$, приведены на рис. 4.15.

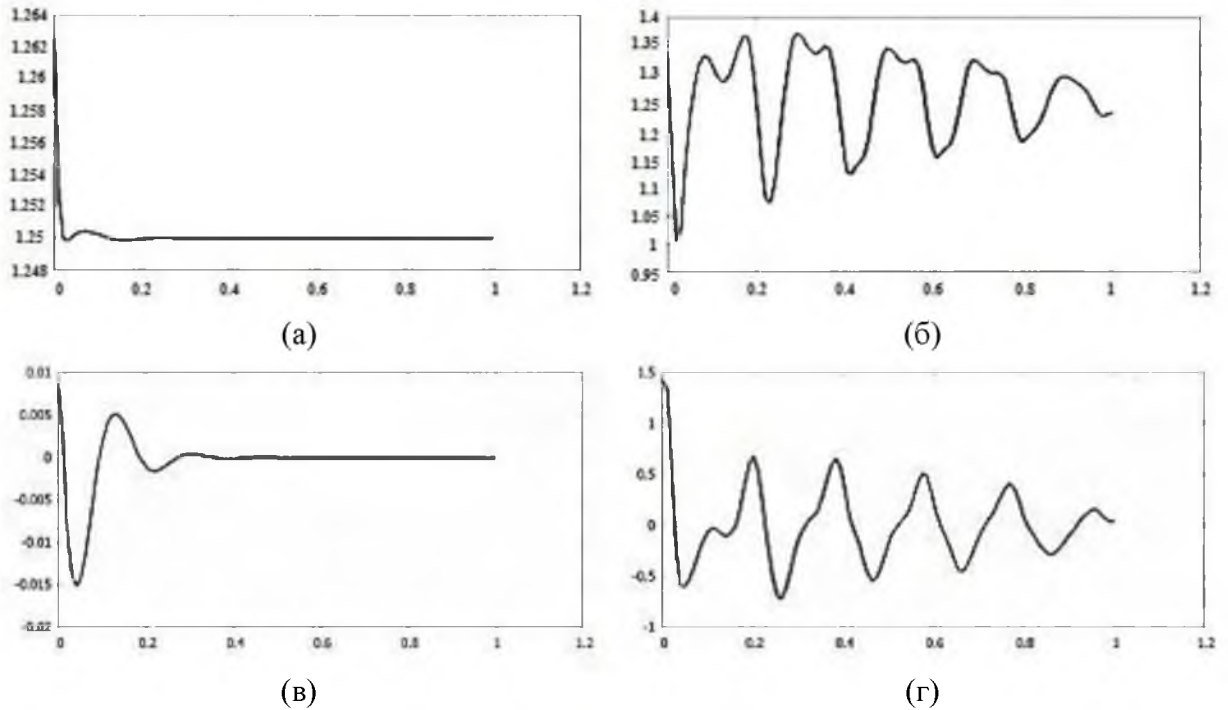


Рис. 4.15. Графики температуры T и скорости U в двух временных сечениях $t = 0,005$ и $t = 0,035$, соответственно, (а), (б) и (в), (г).

2) Второй случай:

$$1 - \frac{\beta}{\alpha_l E_0} < 0 \quad (4.38)$$

Так же, как и ранее, на отрезке $\tilde{\chi} \in [0,1]$ для $\varepsilon = 0,02$ рассмотрим самовозбуждение однородного (в отношении разрушения) состояния. Начальные значения $\xi_0^0 = 0,45$; $T_0^0 = 2$; $s_0^0 = 1,25$; начальное значение $v_D = -0,0024$, $V_T = 2$. Ниже приведены графики параметра разрушения ξ , скорости U , температуры T и энтропии S для временных сечений $t = 0,005$; $0,015$; $0,025$; $0,045$ с нулевой начальной скоростью $U_0^0 = 0$.

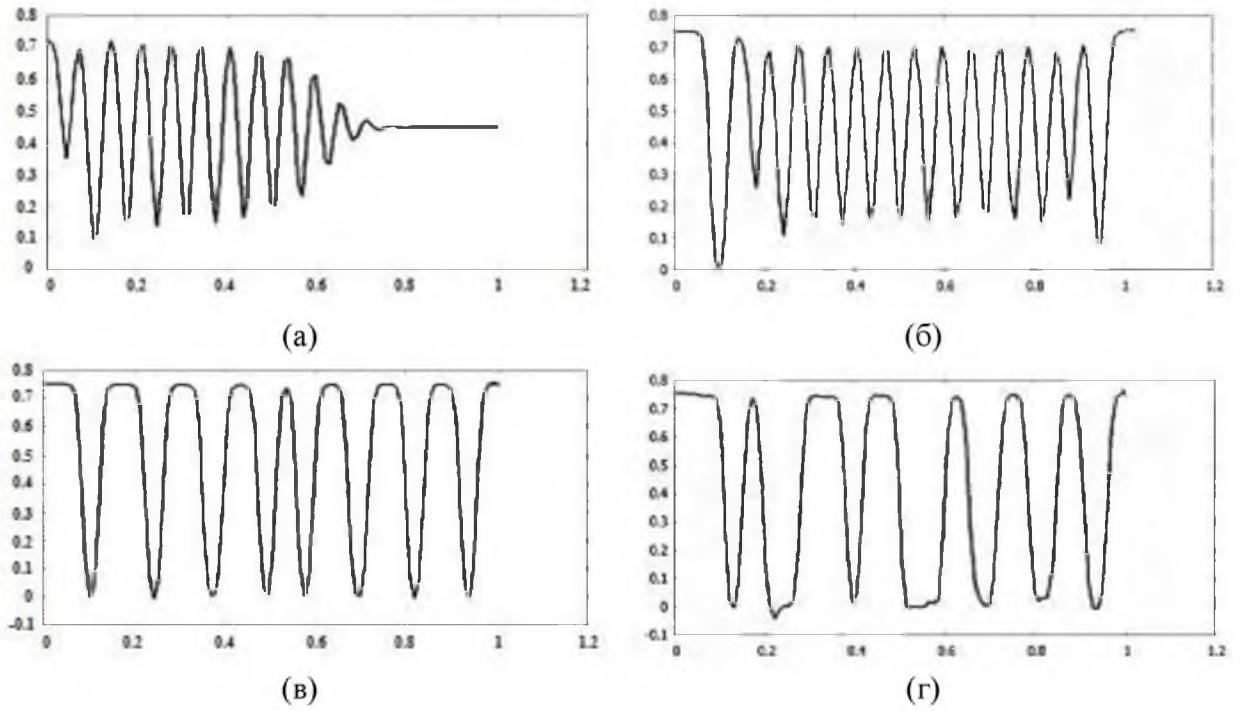


Рис. 4.16. Графики ξ для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

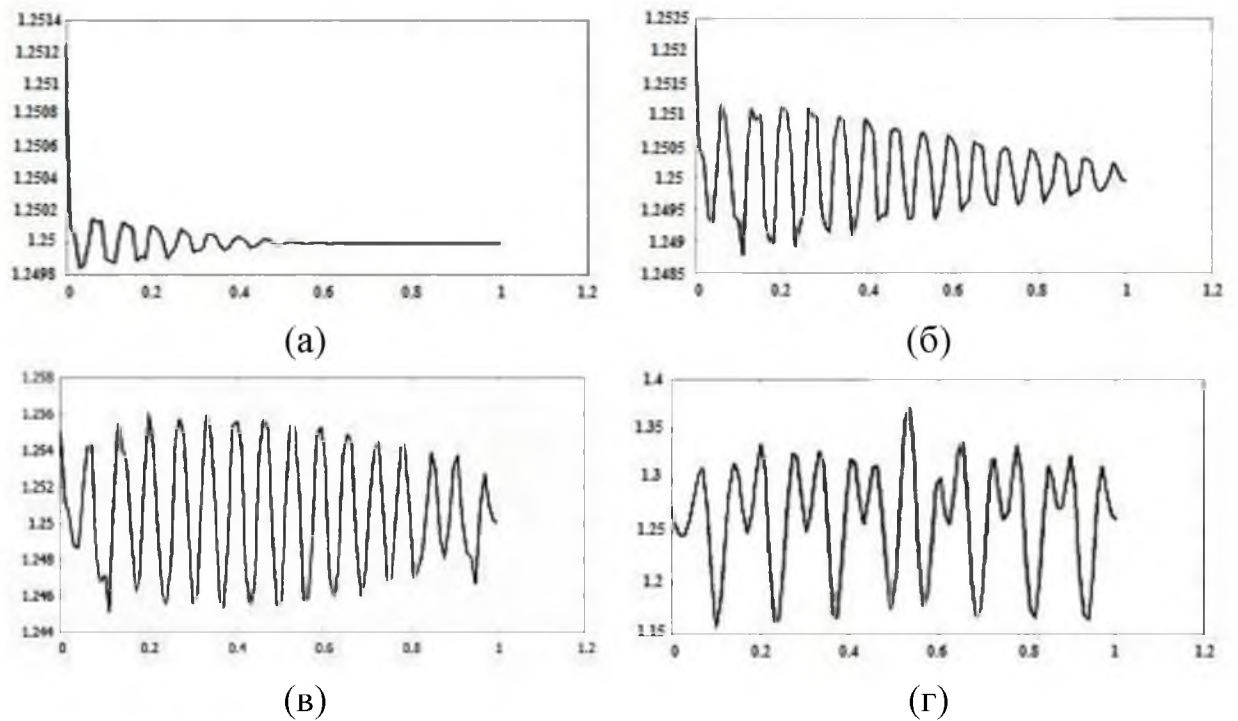


Рис. 4.17. Графики T для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

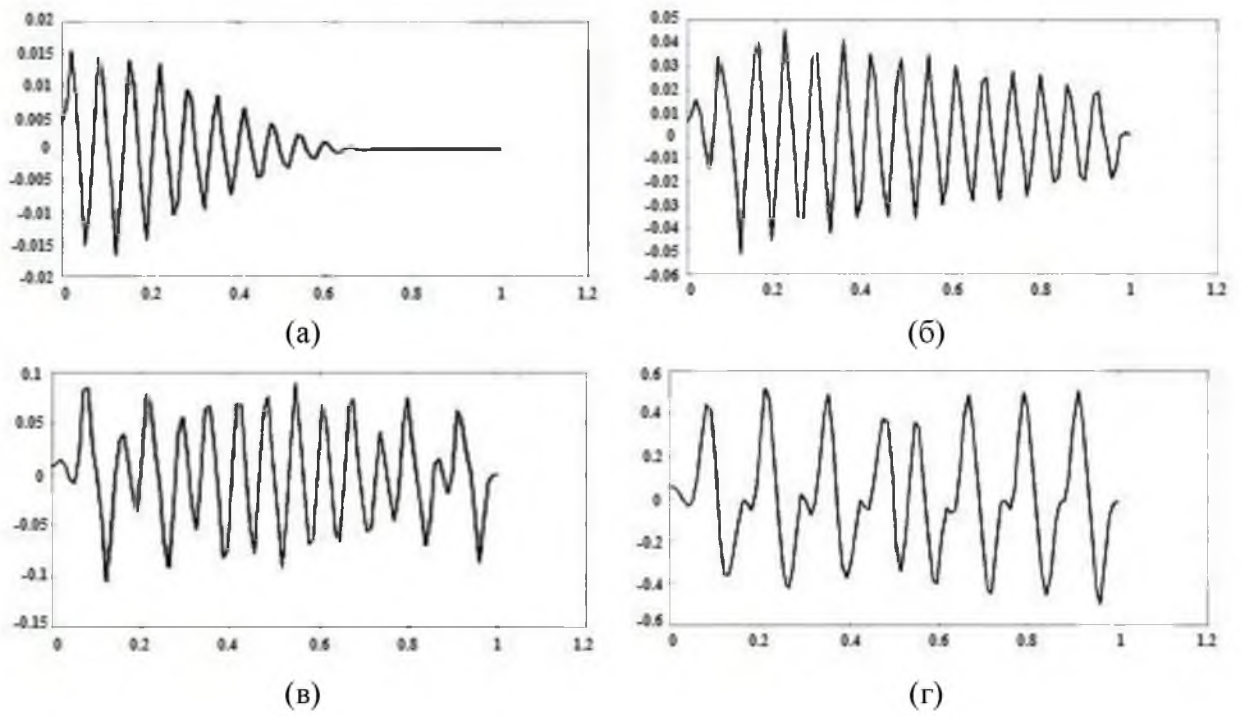


Рис. 4.18. Графики U для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

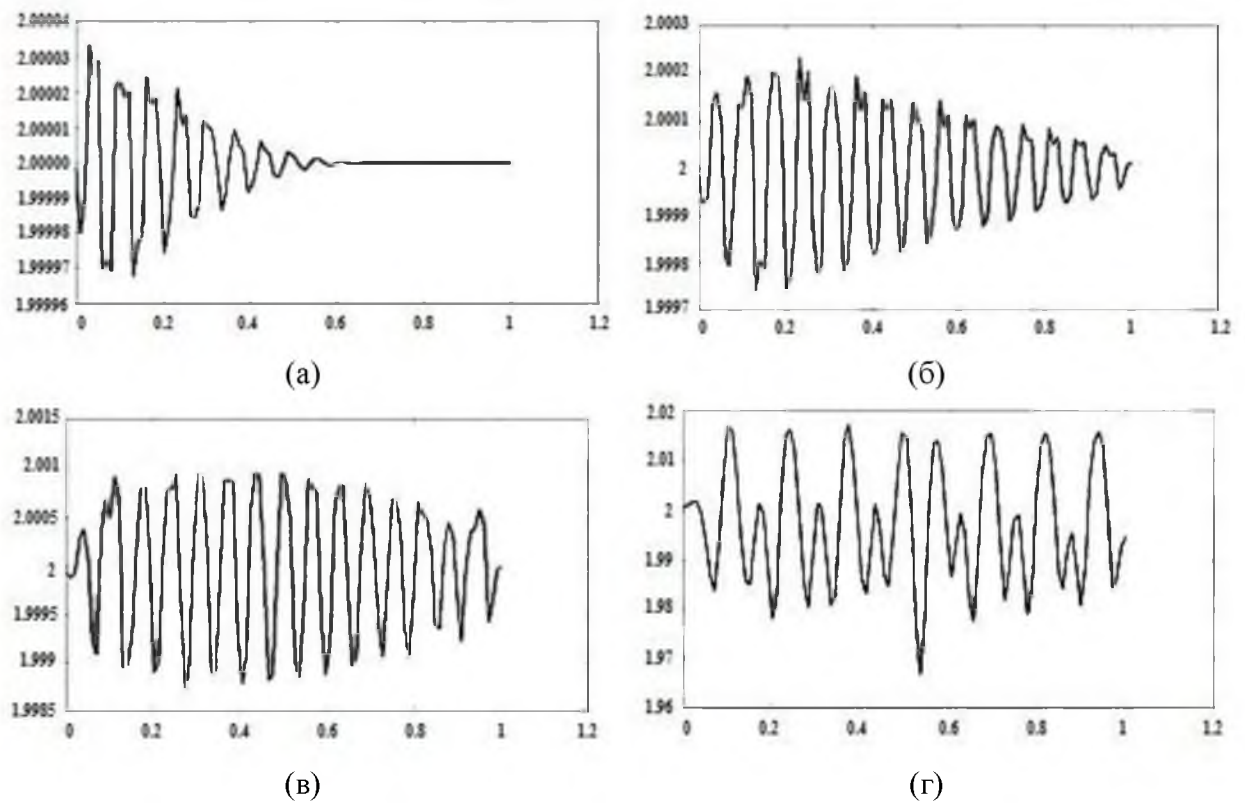


Рис. 4.19. Графики S для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

Также для ненулевой скорости $U_0^0 = 0,25$ на отрезке $\tilde{\chi} \in [0,1]$ для $\varepsilon = 0,02$ рассмотрим самовозбуждение однородного (в отношении разрушения) состояния. Начальные значения: $\xi_0^0 = 0,45$; $T_0^0 = 2$; $S_0^0 = 1,25$; начальные значения: $\nu_D = -0,0024$; $V_T = 2$. Ниже приведены графики параметра разрушения ξ , скорости U , температуры T и энтропии S для временных сечений $t = 0,005$; $0,015$; $0,025$; $0,045$.

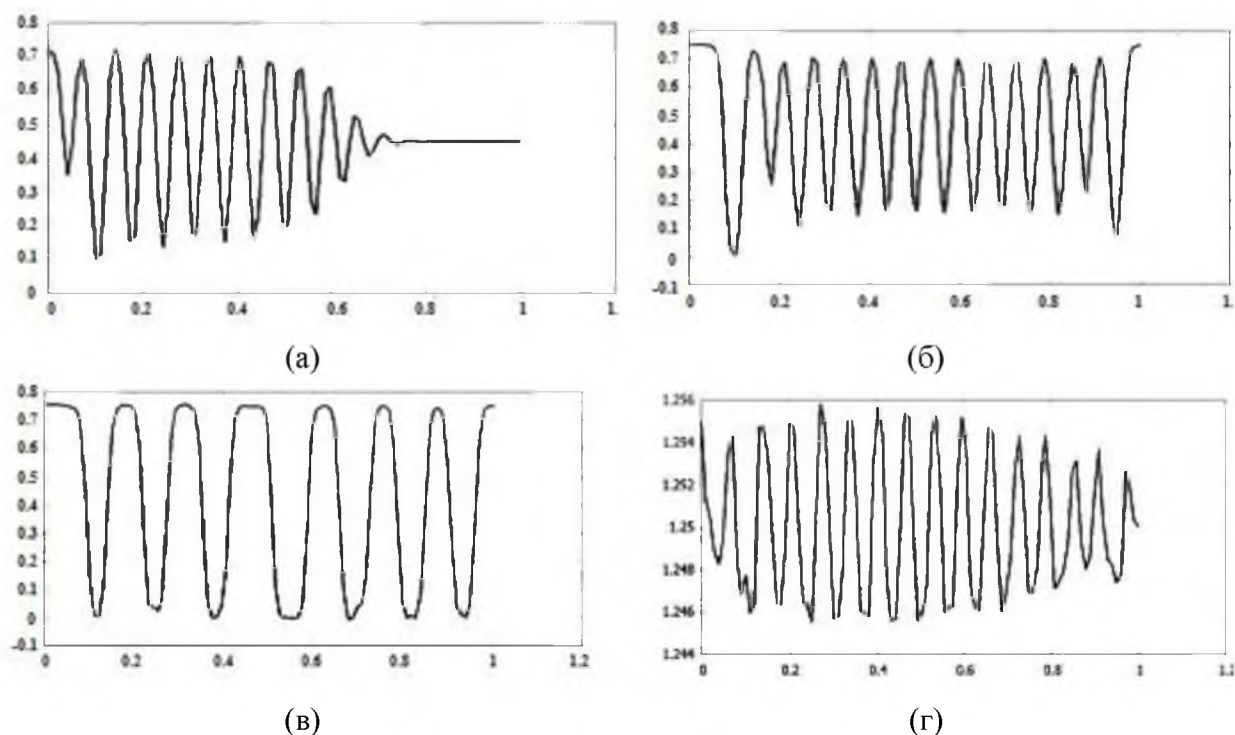
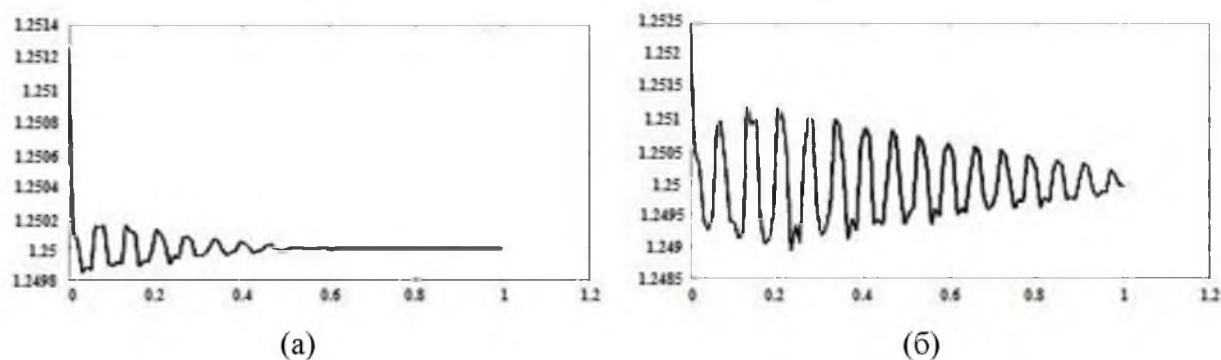


Рис. 4.20. Графики ξ для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$



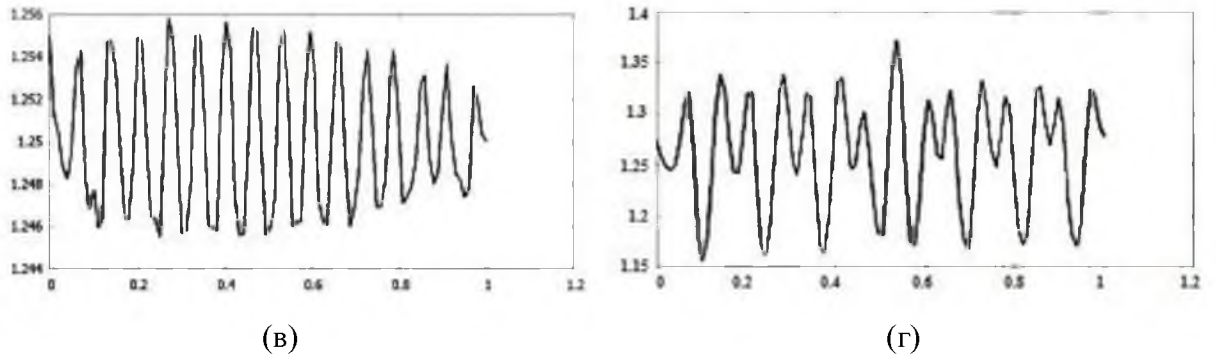


Рис. 4.21. Графики T для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б)
 $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

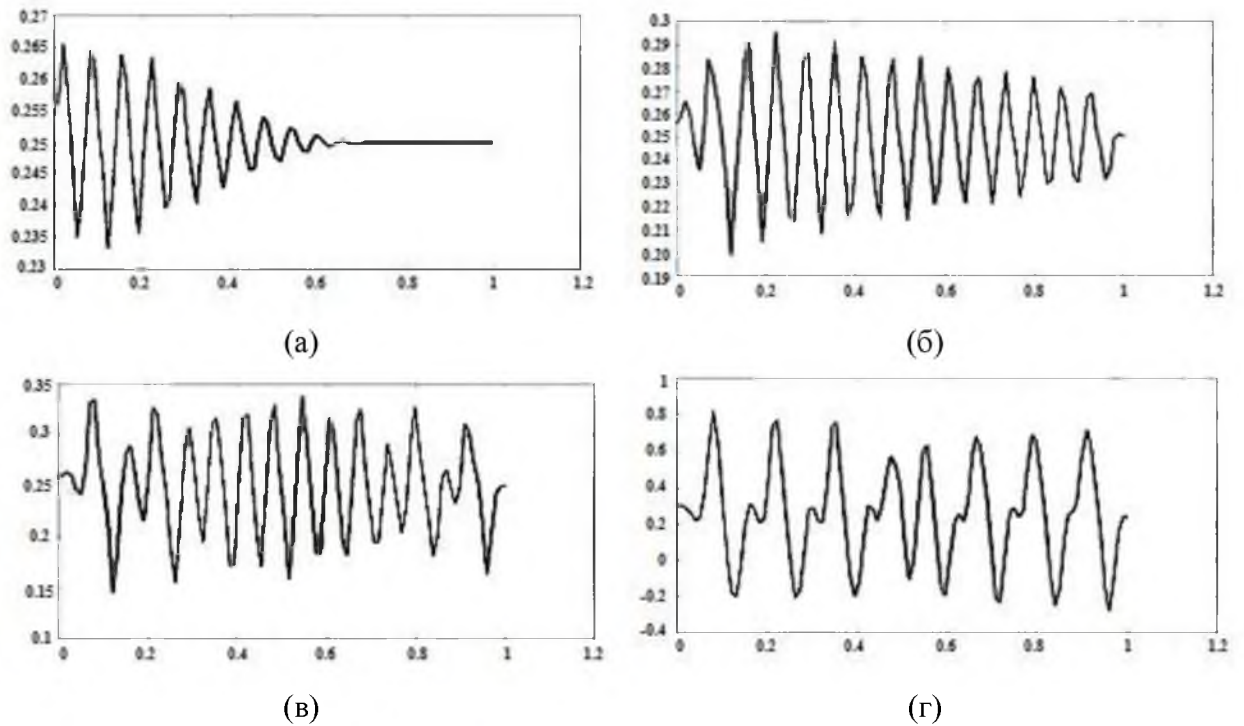
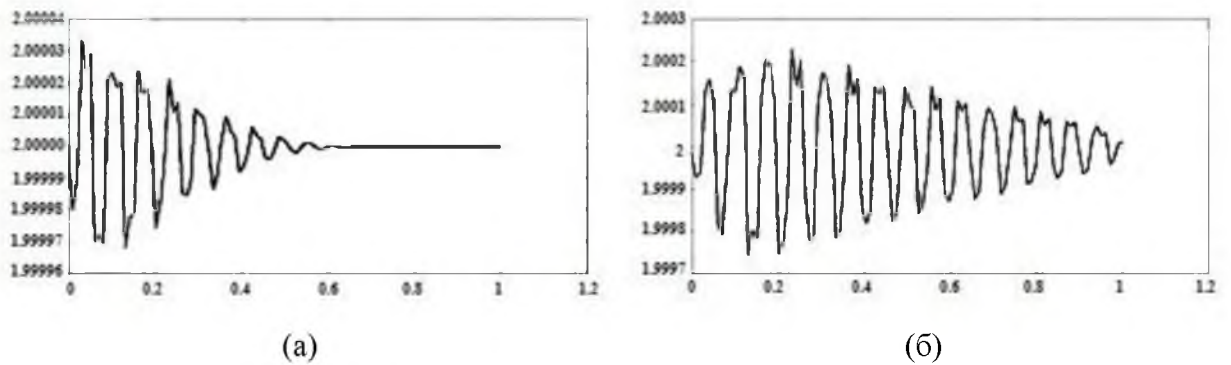


Рис. 4.22. Графики U для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б)
 $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$



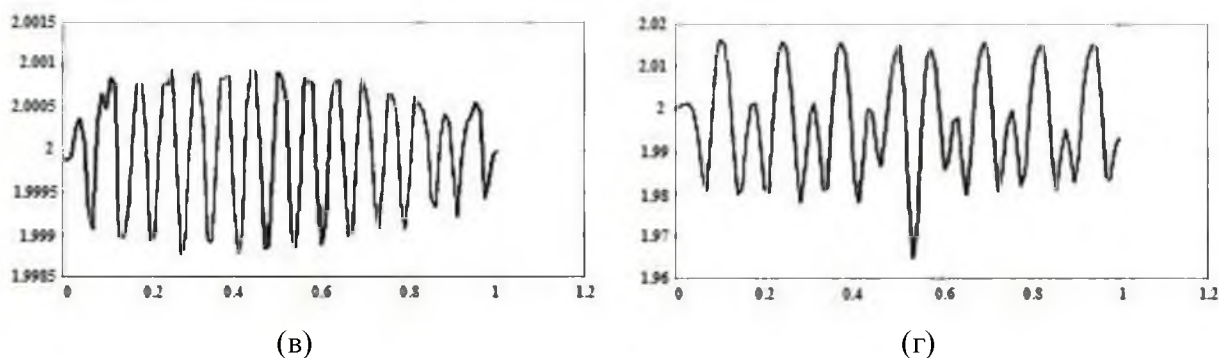


Рис. 4.23. Графики S для временного сечения: (а) $t = 0,005$; (б) $t = 0,015$; (в) $t = 0,025$; (г) $t = 0,045$

Вычислительный эксперимент показал следующее. Первое: в обоих случаях (рис. 4.20 – 4.23) результаты устойчивы относительно начального возмущения нулевой начальной скорости. Второе: мы имеем резко различающиеся процессы для положительного (рис. 4.11 – 4.14) и отрицательного (рис. 4.16 – 4.19) значений числа Баренблатта ν_D , т.е. в зависимости от знака выражения (4.32).

Таким образом, представленные результаты вычислительного эксперимента показывают, что характер развития процесса разрушения, который предваряется зарождением из-за неустойчивости и последующего накопления повреждений в материале, в одномерном случае аналогичен процессу спинального расслоения на фазы, наблюдаемому при высокоградиентной кристаллизации. В силу идентичности структуры математических моделей, описывающих эти критические явления, как неравновесные фазовые переходы, эта аналогия позволяет заключить, что подобными будут двумерные и трехмерные «расчетные» структуры, по типу полученных в работах [53, 156] (Приложение 4). Это предположение дополнительно иллюстрируется материалами, представленными в Приложении 4.

4.5. ПРИМЕР СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА АРТИЛЛЕРИЙСКОГО СТВОЛА ПРИ НЕКОТОРОМ ФИКСИРОВАННОМ НАСТРЕЛЕ (НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЗАДЕЛ)

В этом разделе приводится экспериментальный материал в форме структур, формирующихся при накоплении повреждений в ходе настрела в материале канала артиллерийского ствола. Этот материал представляет собой первичную информацию для процедуры компьютерного сопоставления с расчетными данными (двумерное решение рассмотренных выше задач о разрушении как неравновесном фазовом переходе). Эта процедура заключается в компьютерном распознавании образов с целью оценки энергетического состояния материала путем получения численных значений параметров математической модели разрушения, начальные стадии в которой представляют собою «спинодальный» распад первоначальной квазиоднородной структуры.

Основная логика данного подхода рассмотрена в Главе 1 на примере литературных данных, поэтому материал, приведенный ниже, можно сказать, не требует комментариев.

Ниже приведены срезы-шлифы артиллерийского ствола (данные ФКП НИИ «Геодезия»). Общее количество фотографий (195 шт.) разбито на классы по характерным особенностям; тип 1 (№№ 1 - 20) - срез имеет структуру растянутой вдоль «апельсиновой корки»; тип 2 (№№ 21 - 30) - на срезе фиксируются трещины; тип 3 (№№ 30 - 41) - на срезах появляются белые области коагуляции повреждений; тип 4 (№№ 41 - 51) - большие площади среза поражены коагуляцией повреждений; тип 5 (№№ 51 - 61) - большие площади коагуляции повреждений дополняются поперечными трещинами; тип 6 (№№ 61 - 189) - каверны, представляющие собой объединившиеся трещины (кольцевые трещины по Чернову); фото с № 189 по № 195 дают картину типа 1 (растянутой в одном направлении «апельсиновой корки»).

Тип 1 (фото № 5)

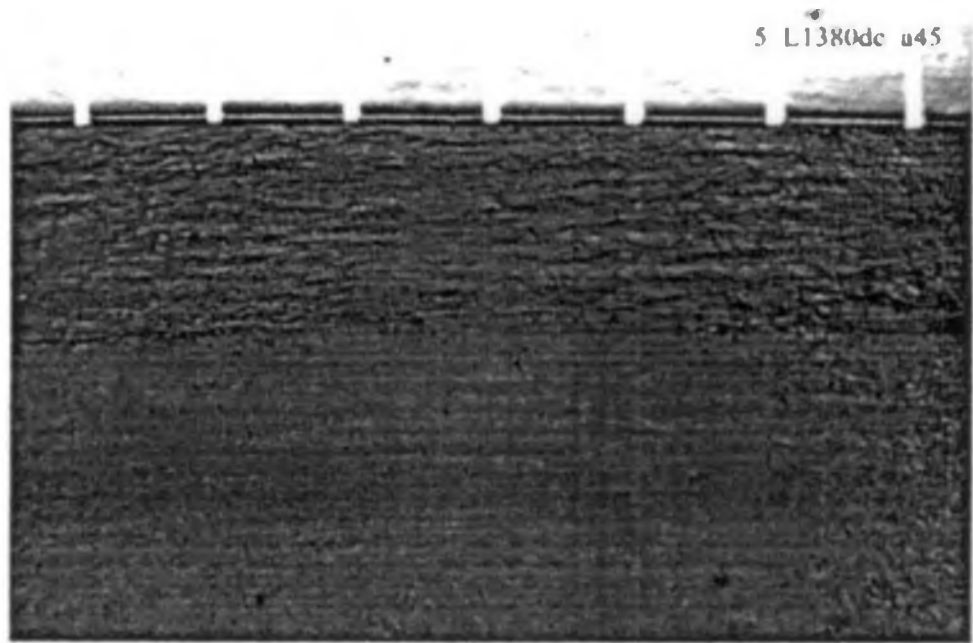
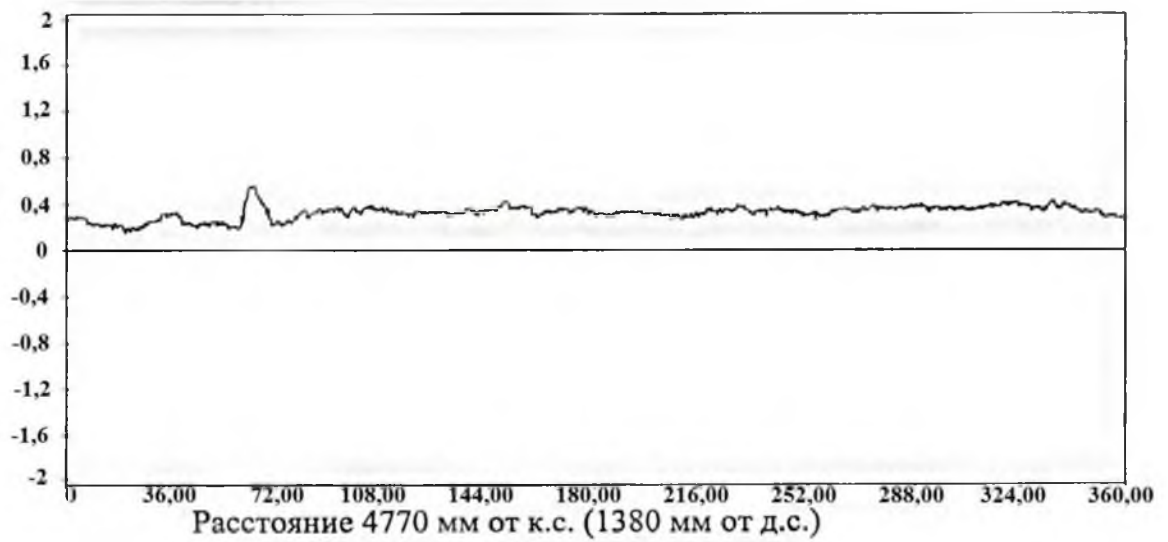


Фото 5. Расстояние 4770 мм от к.с., угол 315°
(1380 мм от д.с., угол 45°).

К фото № 5



Тип 2 (фото № 24)

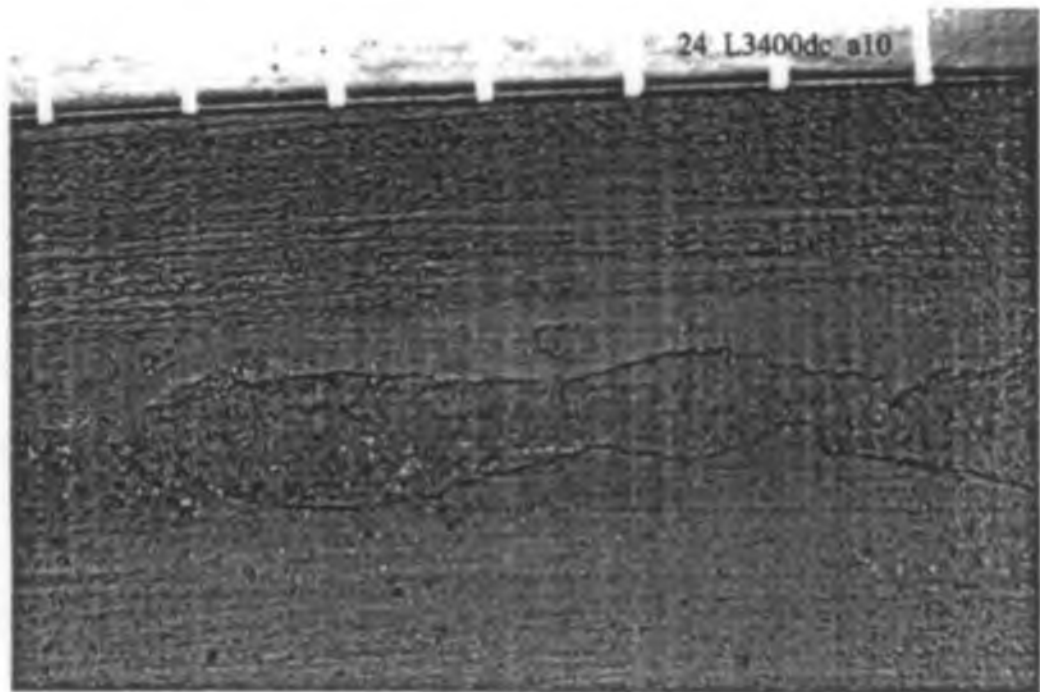


Фото 24. Расстояние 2750 мм от к.с., угол 350°
(3400 мм от д.с., угол 10°).

Тип 2 (фото № 26)

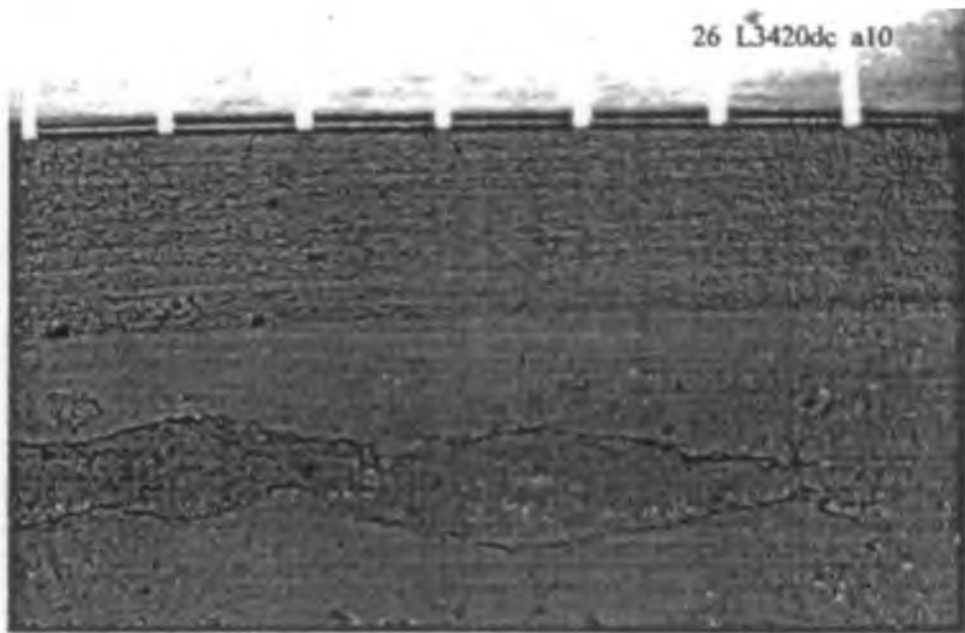
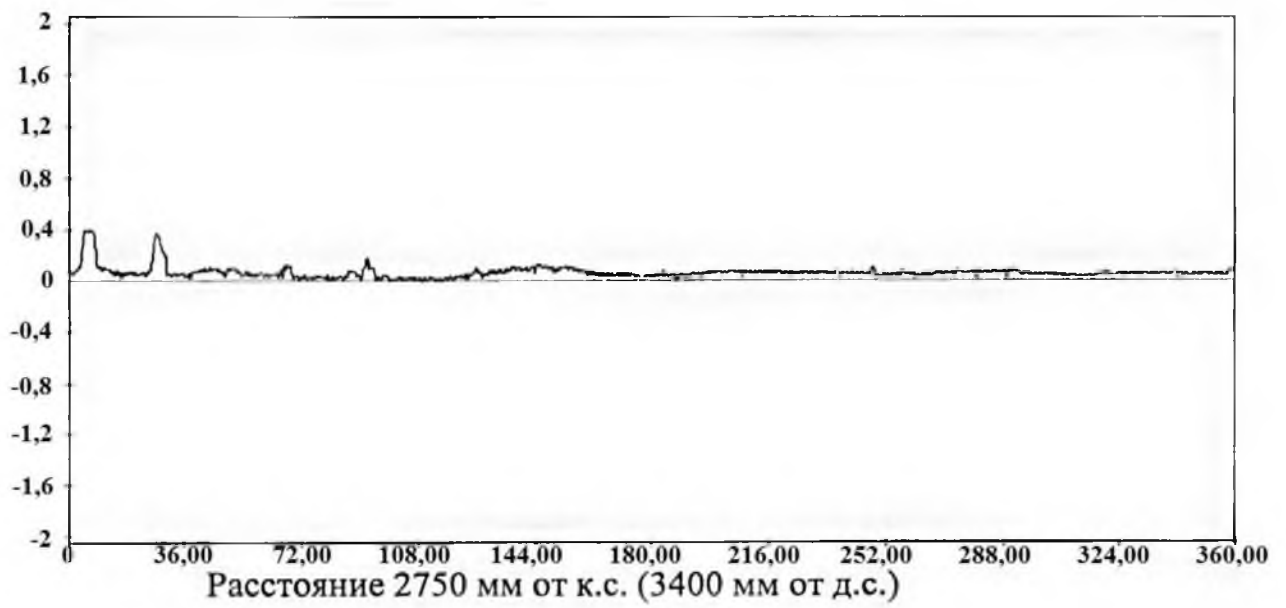


Фото 26. Расстояние 2730 мм от к.с., угол 350°
(3420 мм от д.с., угол 10°).

К фото № 24 и № 26



Тип 3 (фото № 33)

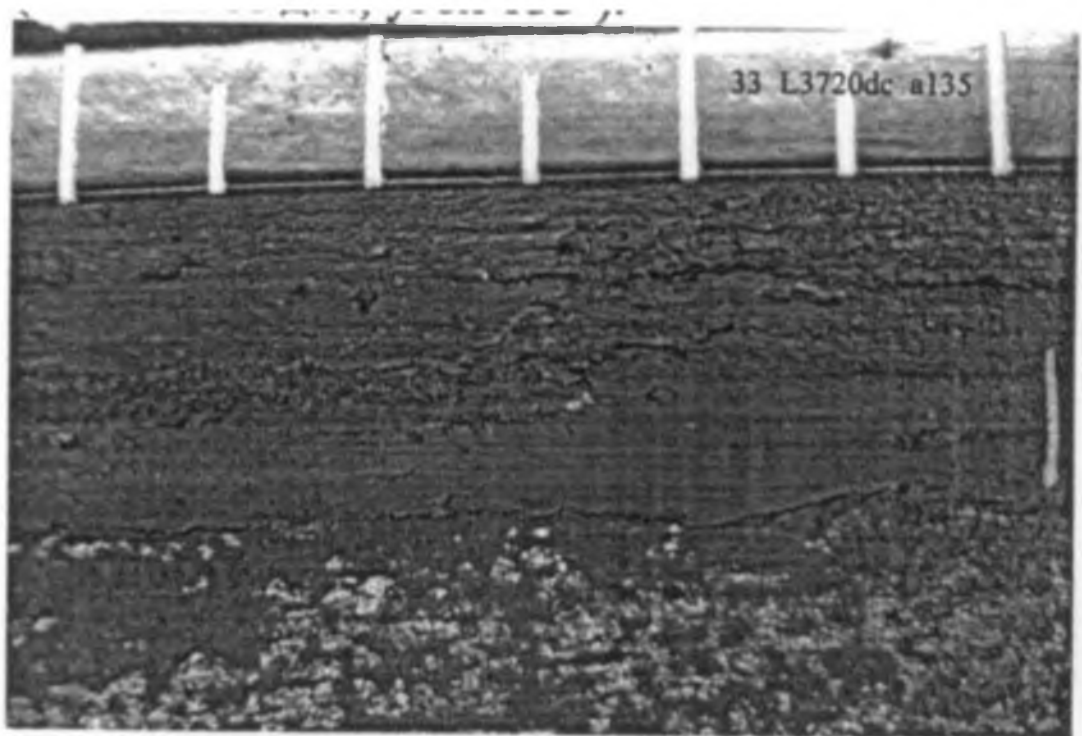


Фото 33. Расстояние 2430 мм от к.с., угол 225°
(3720 мм от д.с., угол 135°).

Тип 3 (фото № 34)

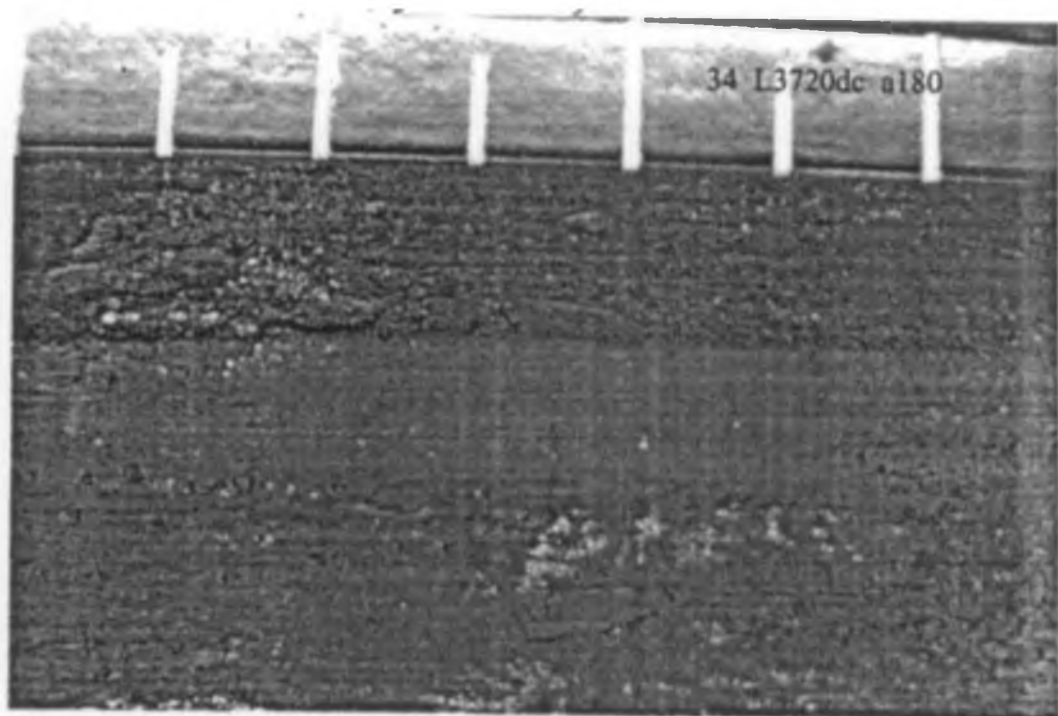
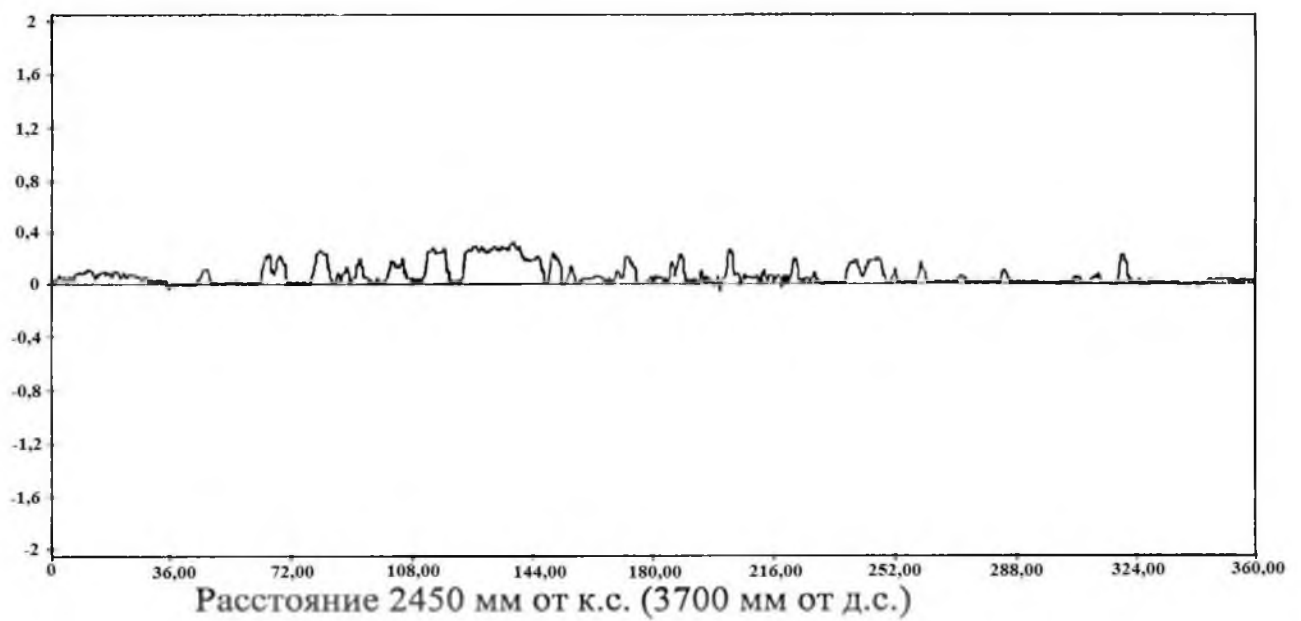


Фото 34. Расстояние 2430 мм от к.с., угол 180°
(3720 мм от д.с., угол 180°).

К фото № 33 и № 34



Тип 4 (фото № 49)

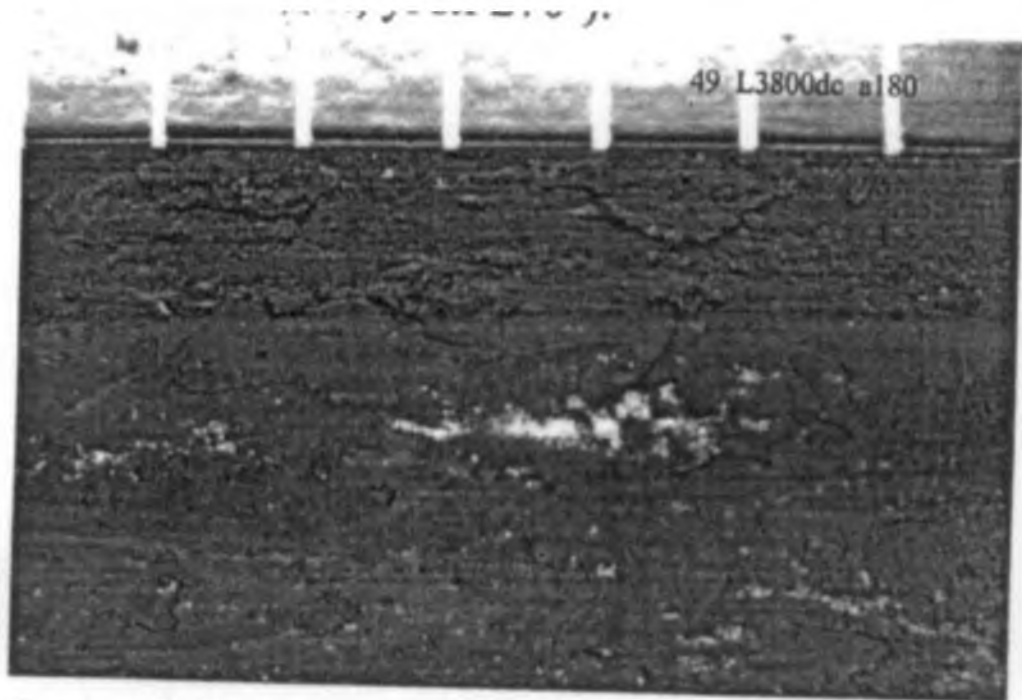
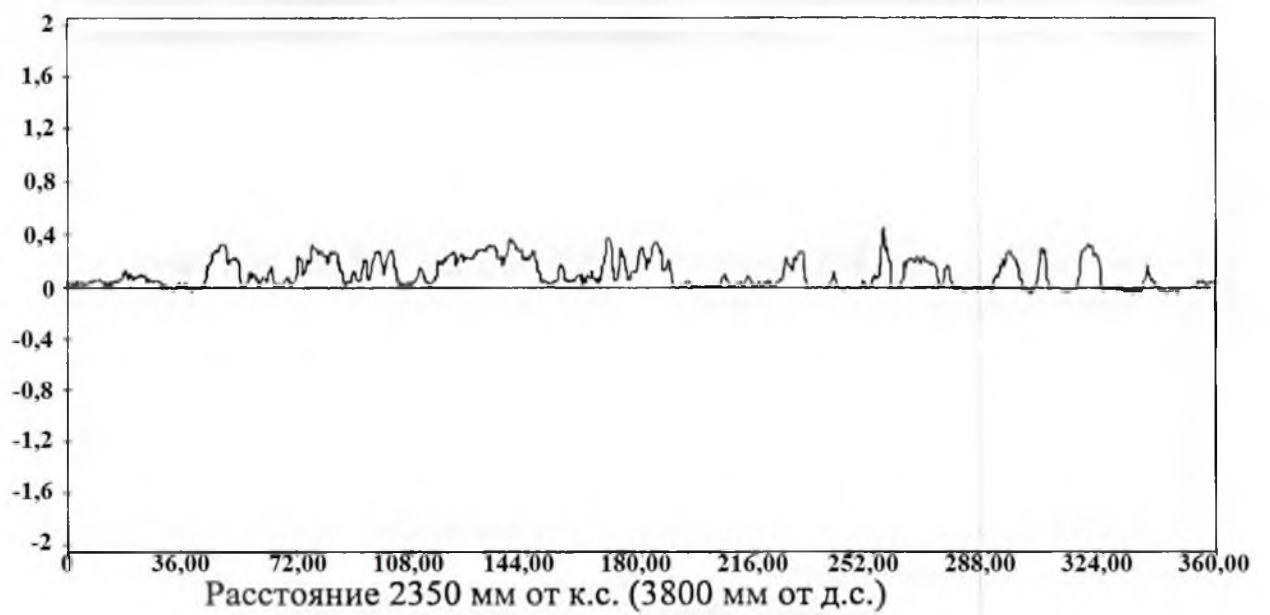


Фото 49. Расстояние 2350 мм от к.с., угол 180°
(3800 мм от д.с., угол 180°).

К фото № 49



Тип 5 (фото № 54)

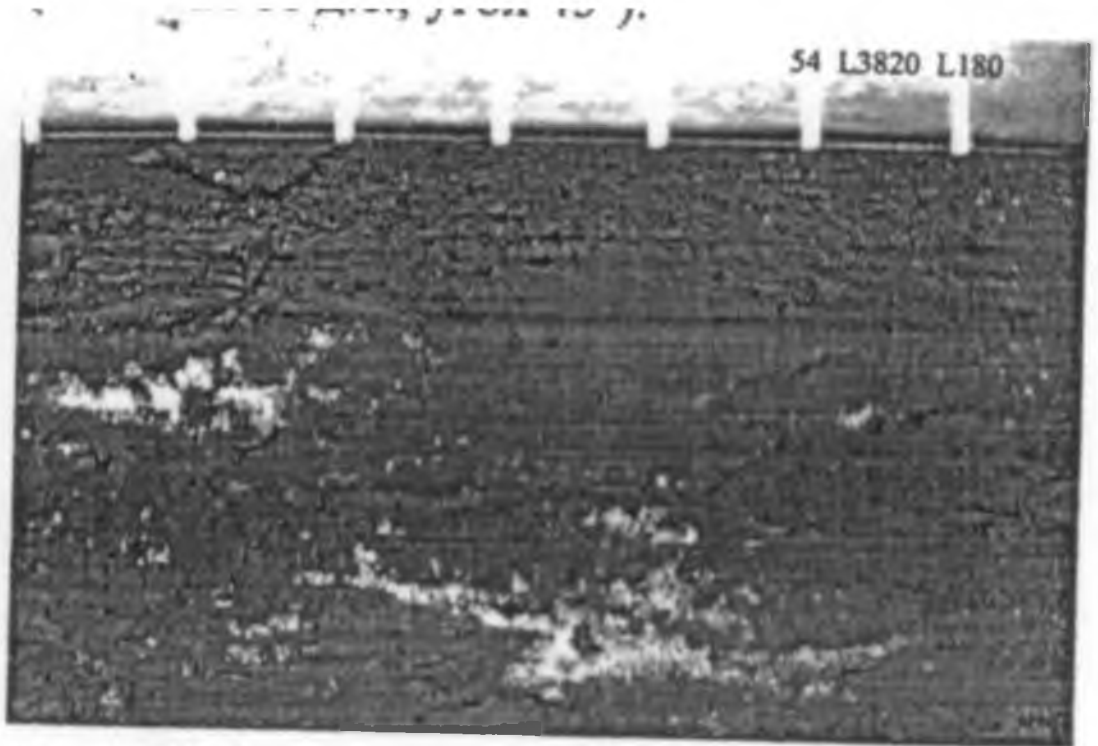


Фото 54. Расстояние 2330 мм от к.с., угол 180°
(3820 мм от д.с., угол 180°).

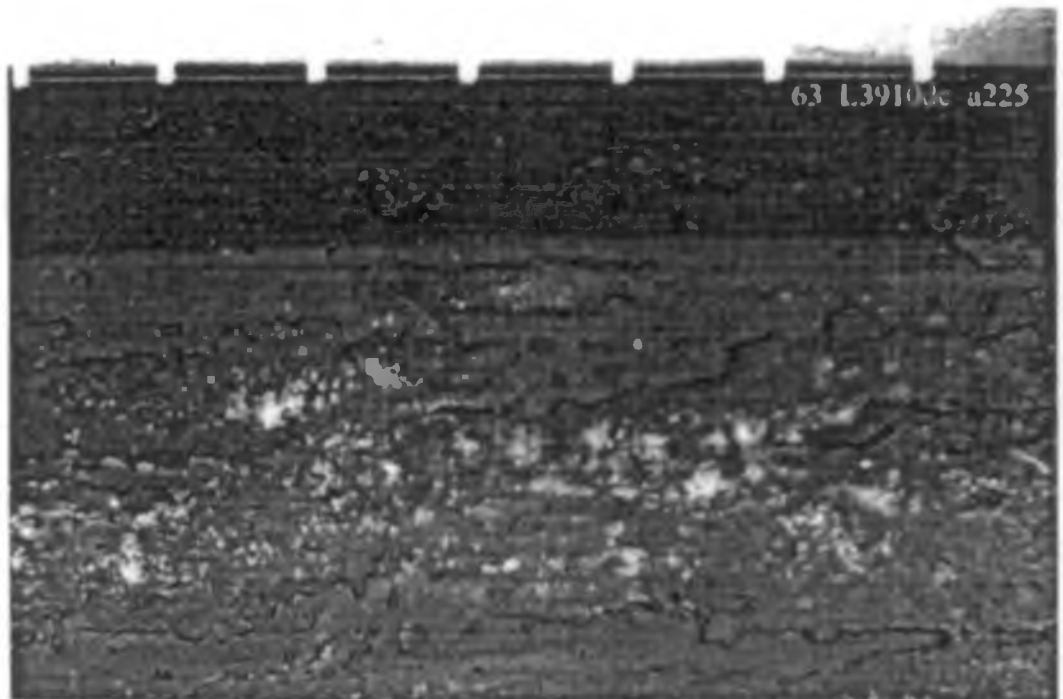
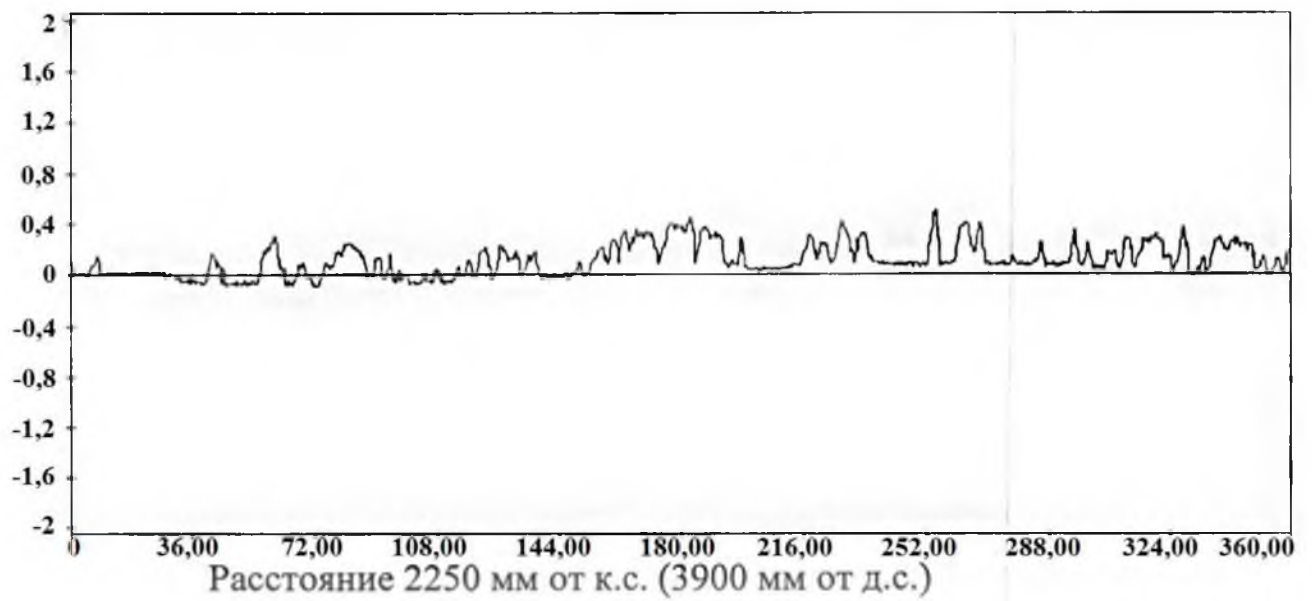


Фото 63. Расстояние 2240 мм от к.с., угол 135°
(3910 мм от д.с., угол 225°).

К фото № 54 и № 63



Тип 6 (фото № 80)

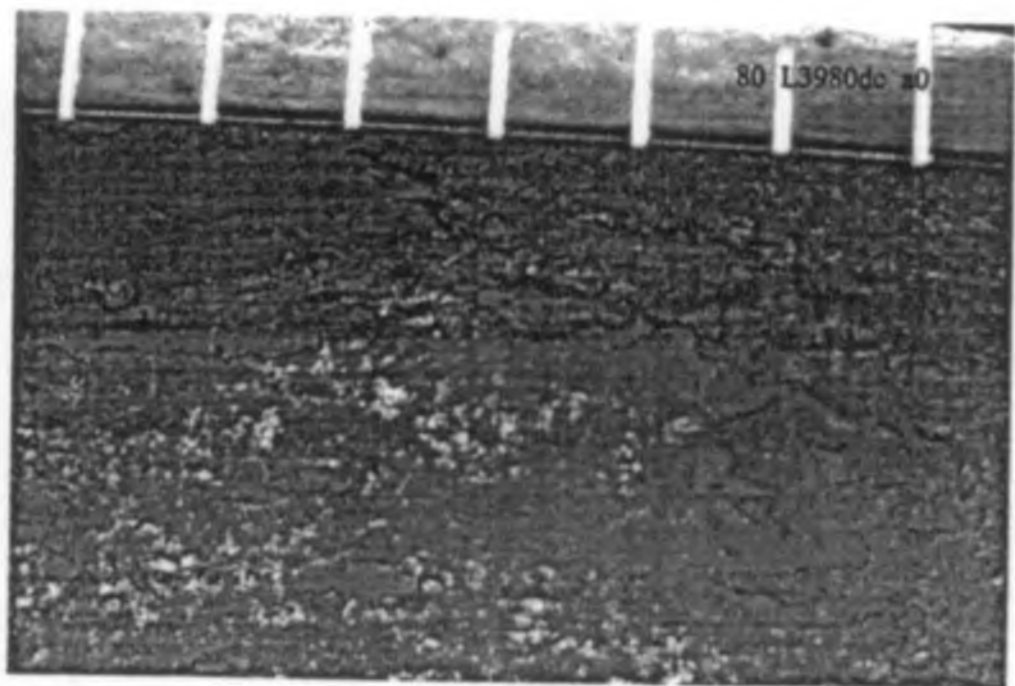


Фото 80. Расстояние 2170 мм от к.с., угол 0°
(3980 мм от д.с., угол 0°).

Тип 6 (фото № 85)

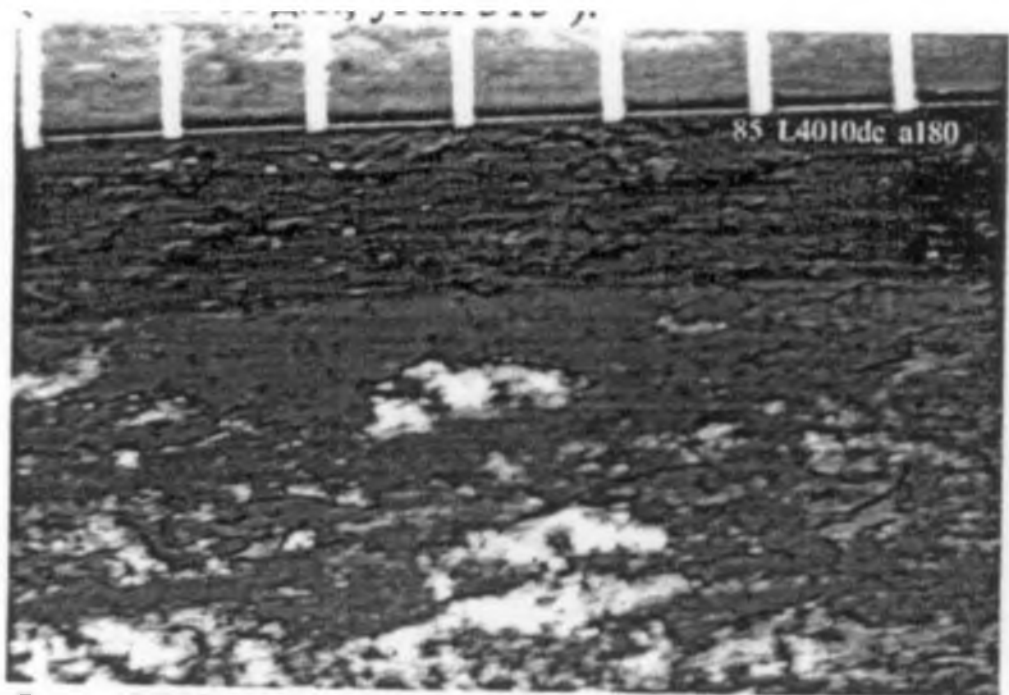
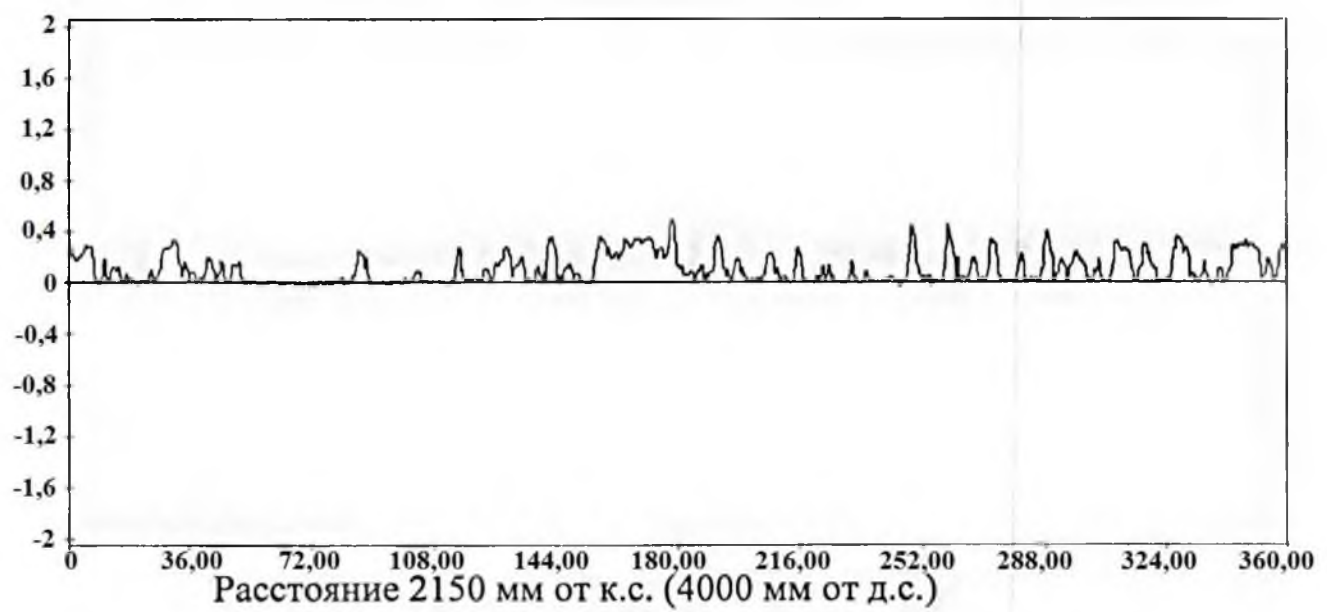


Фото 85. Расстояние 2140 мм от к.с., угол 180°
(4010 мм от д.с., угол 180°).

К фото № 80 и № 85



Тип 6 (фото № 89)

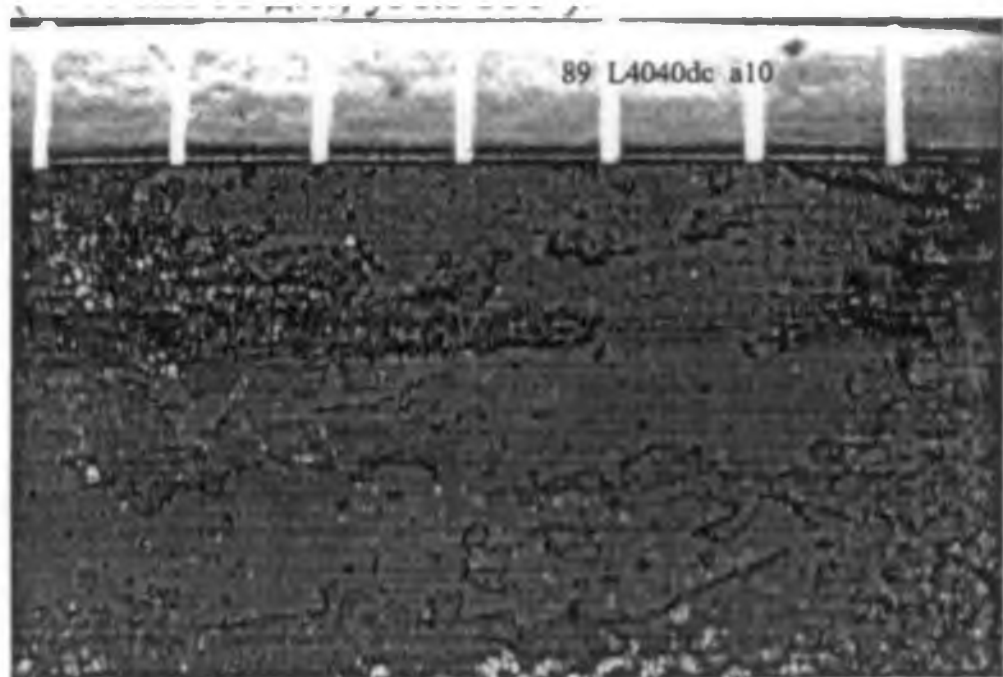


Фото 89. Расстояние 2110 мм от к.с., угол 350°
(4040 мм от д.с., угол 10°).

Тип 6 (фото № 99)

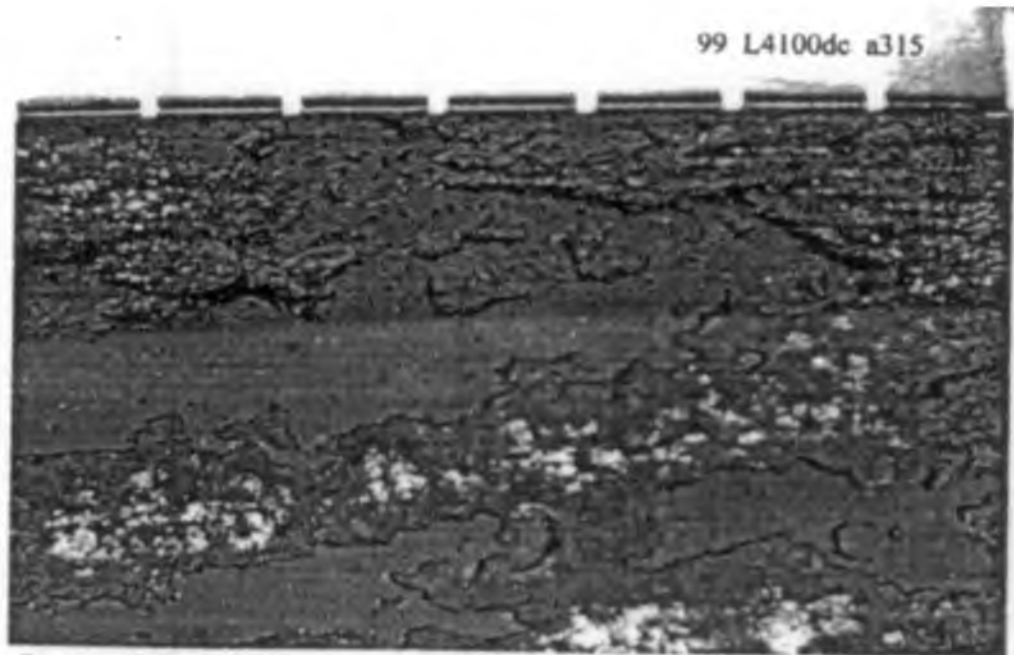
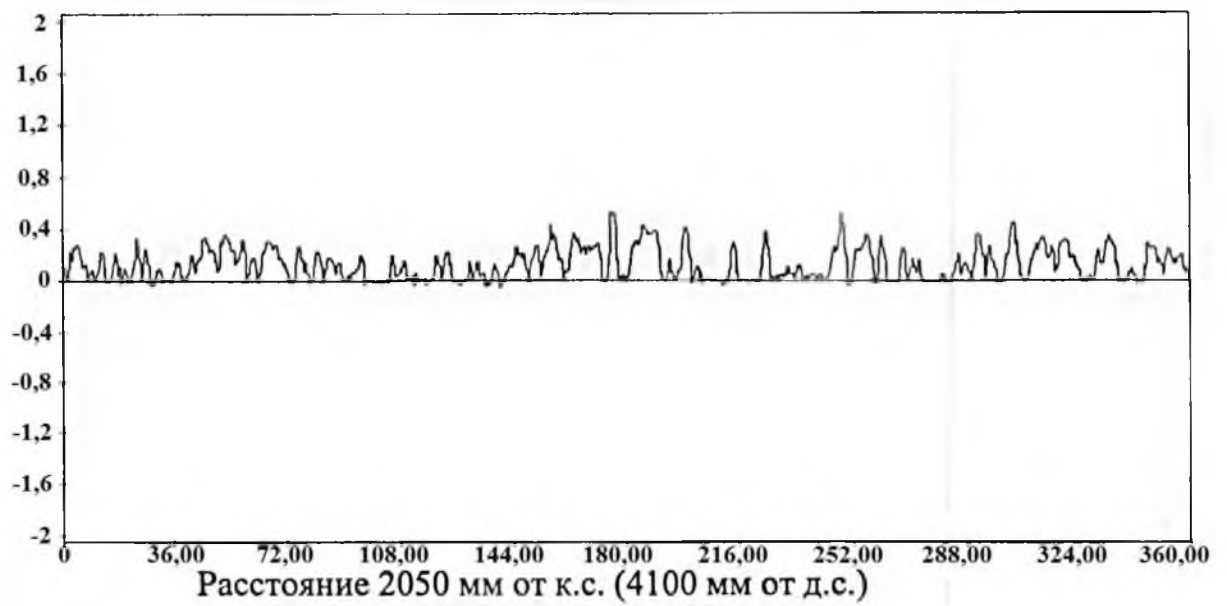


Фото 99. Расстояние 2050 мм от к.с., угол 45°
(4100 мм от д.с., угол 315°).

К фото № 89 и № 99



Тип 1 (фото № 189)

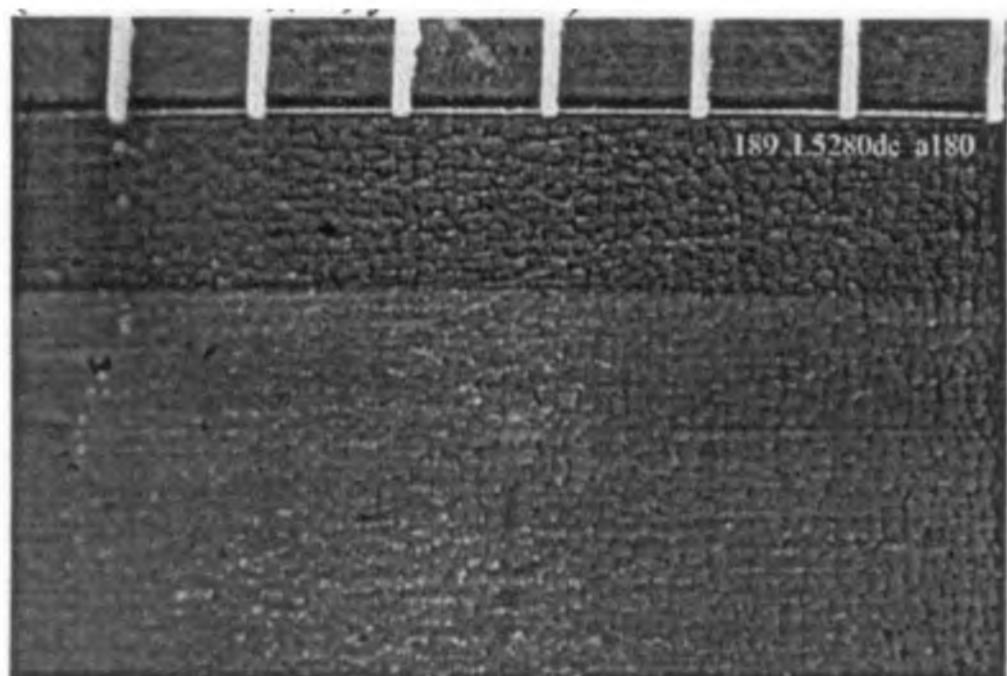


Фото 189. Расстояние 870 мм от к.с., угол 180°
(5280 мм от д.с., угол 180°).

Тип 1 (фото № 192)

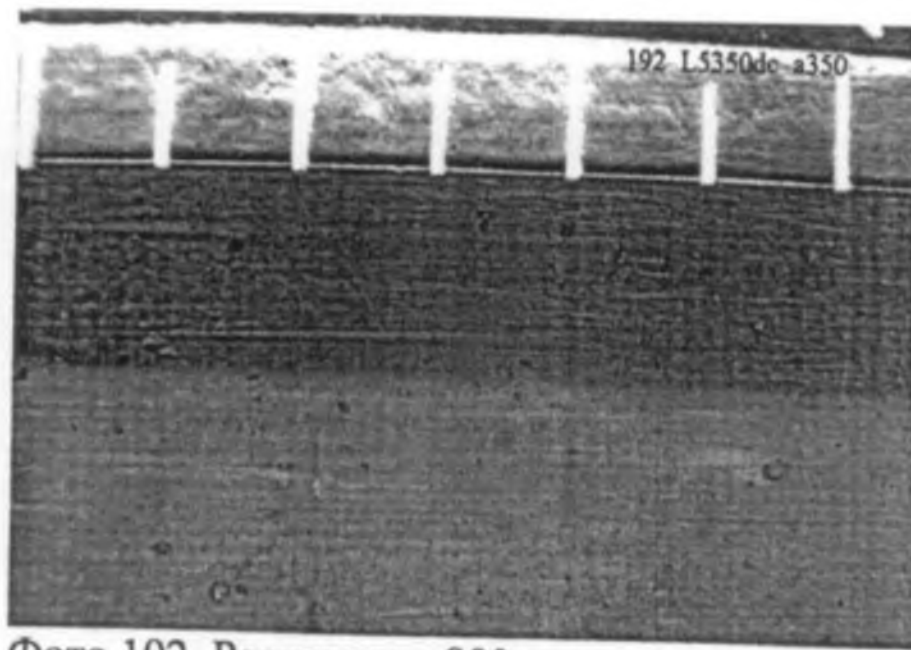
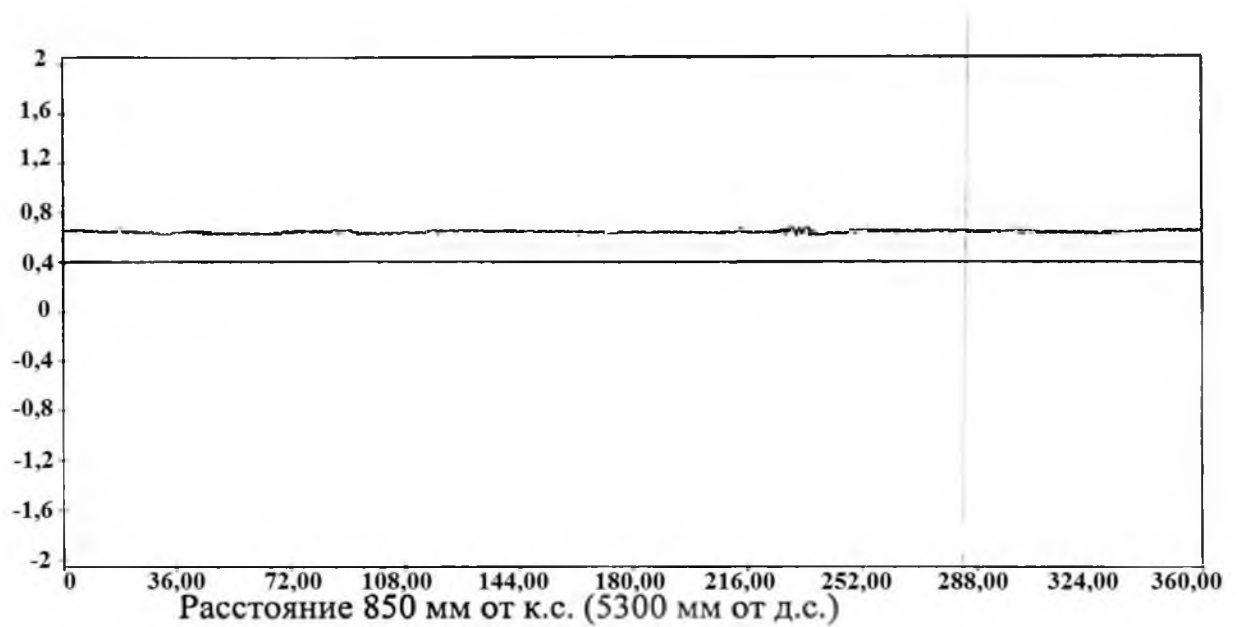


Фото 192. Расстояние 800 мм от к.с., угол 10°
(5350 мм от д.с., угол 350°).

К фото № 189 и № 192



Представленный выше иллюстративный материал служит обоснованием подхода (Глава 1), который предполагает, что разрушение конструкционного

материала протекает аналогично по механизму спинодального распада. Ранее решение задач кристаллизации продемонстрировало возможность получения дендритных, равноосных, полосчатых структур в вычислительном эксперименте, которые могут повторять структуры, наблюдаемые в эксперименте [156] (Приложение 4). Математическое моделирование на мезоскопическом структурном уровне, как показал литературный обзор (Глава 1, Приложение 1), интенсивно развивается в области материаловедения. Основным тезис данной работы о том, что аналогия структур, формируемых в ходе различных процессов, может быть использована при разработке математических моделей разных по природе процессов, проиллюстрирован ниже рис. 4.24 и 4.25.

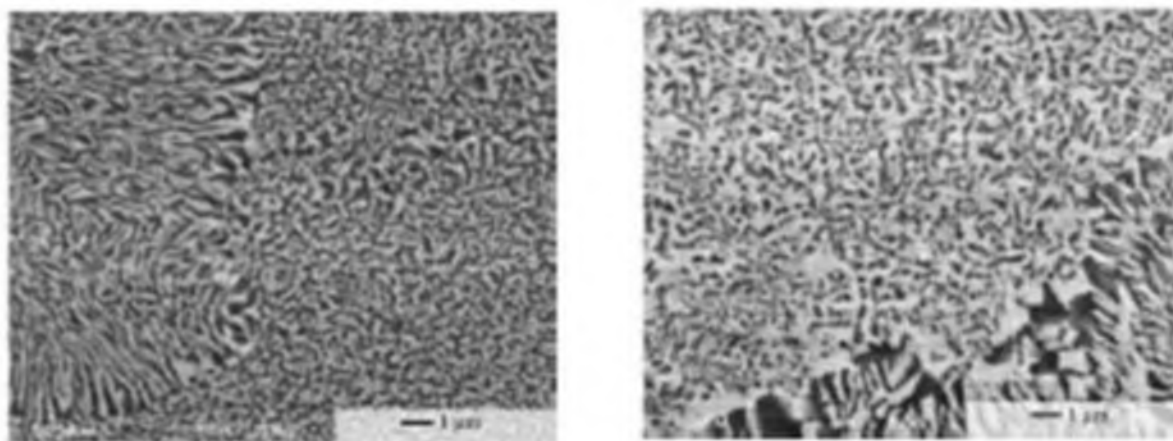


Рис. 4.24. Фазовое состояние в системе $Pb-Ge-Te$ в зависимости от времени старения при $500^{\circ}C$ [334]

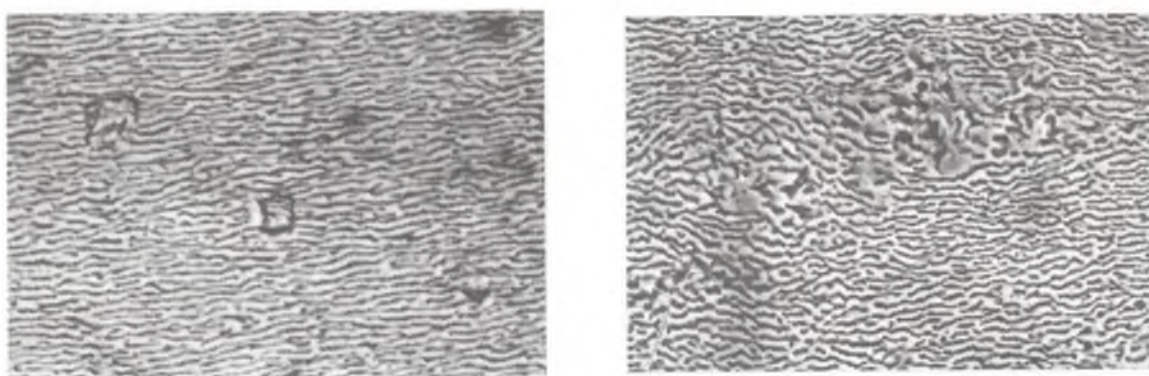


Рис. 4.25. Структура, формируемая на третьей стадии пластического течения никелевого сплава, которая приводит к разрушению образца [335]

4.6. ВЫВОДЫ ПО МАТЕРИАЛАМ ГЛАВЫ 4

1. Разработана и прошла апробацию в вычислительном эксперименте математическая модель изменения структуры квазиоднородного конструкционного материала за счет зарождения и накопления повреждений и их «расслоения» на фазы; апробация показала, что методы термодинамической теории неравновесных фазовых переходов качественно верно описывают явление разрушения, как явления, относящегося к классу критических явлений.

2. Предварительный анализ физической модели разрушения поверхностного слоя канала ствола (артиллерийского, стрелкового) показал, что в энергетическом отношении этот слой подвержен механическим и тепловым нагрузкам, характеризуемым высокими значениями энергии и интенсивности с резкой сменой полярности за один выстрел (смена напряжений растяжения и сжатия, реализующихся в узком поверхностном слое).

3. Для отображения энергетического состояния поверхностного слоя канала ствола, исходя из физической модели, наиболее адекватной является математическая модель теории неравновесных фазовых переходов, в которой кроме традиционных переменных состояния, используются независимые «градиентные» переменные (термодинамический формализм теории Кана-Хилларда).

4. В разработанной математической модели разрушения конструкционного материала в качестве исходного положения принято, что начальная стадия процесса разрушения – зарождения и накопления повреждений - реализуется в форме «спинодального» распада с формированием «надмолекулярной» структуры (типа «апельсиновой корки»), т.е. процесса, имеющего аналогию в теории критической опалесценции Дебая.

5. Начальные стадии процесса накопления повреждений и разрушения в форме «спинодального» распада дают структуры с размытыми «межфазными» границами. Классические модели механики разрушения в качестве исходного состояния предполагают наличие трещины (трещин) Гриффитса или Ребин-

дера; эти модели не позволяют отразить наиболее информативные ранние стадии процесса разрушения, поскольку постулируют наличие повреждений, имеющих резкую межфазную границу.

6. Экспериментально наблюдаемые структуры повреждений материала канала ствола визуально подобны «спинодальным» структурам, формирующимся при кристаллизации сплавов; предложено это подобие принять в качестве аналогичной характеристики энергетического состояния канала ствола при некотором фиксированном настреле.

7. Разработанная и апробированная математическая модель процесса разрушения конструкционного материала как неравновесного фазового перехода является научно-техническим заделом для построения методики оценки энергетического состояния материала ствола (у поверхности и в объеме) в форме компьютерной программы класса программ распознавания образов, базирующейся на сопоставлении экспериментальных и расчетных рисунков и, тем самым, позволяющей соотнести экспериментально наблюдаемую картину и параметры математической модели, численные значения которых отражают энергетическое воздействие на материал.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Определены актуальные задачи развития системы полигонных испытаний артиллерийских стволов:

- развитие экспериментальных методов испытаний артиллерийских стволов на износ;
- развитие расчетных методов внутрибаллистических испытаний и методов оценки износа и живучести артиллерийских стволов.
- для создания научно-технического задела для их решения в рамках данной работы был запланирован определенный объем научно-исследовательских работ.

2. Выполнены мониторинг и апробация методов трибохимической кинетики для целей построения кинетической характеристики внешнего трения; эти характеристики трения представляют собой научно-технический задел для развития расчетных методов внутрибаллистических испытаний и САПР артиллерийских стволов.

3. Выполнены мониторинг и апробация методов механохимической кинетики для целей построения кривых накопления повреждений в конструкционных материалах при испытаниях в различных режимах нагружения; рассмотрение механохимических кривых в рамках теории надежности с определением остаточного ресурса и других показателей; эти кривые износа и разрушения также представляют собой научно-технический задел для развития расчетных методов внутрибаллистических испытаний и САПР артиллерийских стволов.

4. Выполнены мониторинг и апробация методов обобщенной теории неравновесных фазовых переходов для решения задач повышения информативности полигонных испытаний артиллерийских стволов; разработаны теоретические основы экспериментальных методов исследования поверхности канала ствола с целью оценки его энергетического состояния и состояния износа для создания научно-технического задела с целью развития экспериментальных методов внутрибаллистических испытаний артиллерийских стволов.

5. Аprobация математических моделей теоретической трибологии показала, что методы и модели трибохимической кинетики имеют возможность описывать сложные зависимости коэффициента трения от скорости скольжения, фиксируемые в эксперименте.

6. Аprobация математических моделей внешнего трения показала, что сложные экспериментальные зависимости коэффициента трения от скорости скольжения поддаются верификации (валидации) с использованием компьютерной программы подбора кинетических констант моделей трибохимической кинетики.

7. Показано, что методы трибохимической кинетики позволяют теоретически описывать сложные режимы трения со схватыванием и заеданиями как фрикционные автоколебания; интенсивный износ артиллерийских стволов у дульного среза, где снаряд имеет максимальную скорость, по предположению может быть связан с возникновением режима фрикционных автоколебаний, сопровождающимся биениями снаряда в стволе.

8. Разработанные математические модели трибохимической кинетики могут быть использованы в качестве составной части программного обеспечения для решения задач внутренней баллистики артиллерийских стволов; вычислительный эксперимент, проводимый с помощью такого программного обеспечения, предоставляет возможность существенно снизить объем натурных полигонных испытаний в рамках решения задач проектирования артиллерийских стволов и зарядов с одновременным повышением информативности получаемых результатов.

9. Аprobация математических моделей статистического описания процесса накопления повреждений, приводящего к разрушению конструкционных материалов, показала, что кинетический подход, в котором описываемый процесс представляется в виде ассоциации точечных, линейных, поверхностных и объемных дефектов, позволяет строить функции распределения хорошо согласующиеся с эмпирическими распределениями Вейбулла и Рэлея; эта

апробация показала, что расчетные значения кинетических констант позволяют дать интерпретацию развития процесса разрушения по нескольким сценариям накопления повреждений в материале.

10. Выполненный анализ кинетических распределений показал, что полученные зависимости могут быть использованы для расчета основных характеристик теории надежности: функций распределения повреждений, функций надежности, интенсивность потока накопления повреждений, ресурс и остаточный ресурс.

11. Разработанные математические модели кинетики накопления повреждений после их верификации по экспериментальным данным, полученным при полигонных испытаниях на настрел, могут быть использованы для оценки живучести (ресурса) артиллерийских стволов.

12. Вычислительный эксперимент по верификации на разных объектах испытаний показал, что такие же приемы могут быть реализованы для артиллерийских стволов, что может значительно повысить информативность полигонных испытаний стволов на живучесть.

13. Разработана и прошла апробацию в вычислительном эксперименте математическая модель изменения структуры квазиоднородного конструкционного материала за счет зарождения и накопления повреждений и их «расслоения» на фазы; апробация показала, что методы термодинамической теории неравновесных фазовых переходов качественно верно описывают явление разрушения, как явления, относящегося к классу критических явлений.

14. Предварительный анализ физической модели разрушения поверхностного слоя канала ствола (артиллерийского, стрелкового) показал, что в энергетическом отношении этот слой подвержен механическим и тепловым нагрузкам, характеризуемым высокими значениями энергии и интенсивности с резкой сменой полярности за один выстрел (смена напряжений растяжения и сжатия, реализующихся в узком поверхностном слое).

15. Для отображения энергетического состояния поверхностного слоя канала ствола, исходя из физической модели, наиболее адекватной является

математическая модель теории неравновесных фазовых переходов, в которой кроме традиционных переменных состояния, используются независимые «градиентные» переменные (термодинамический формализм теории Кана-Хилларда).

16. В разработанной математической модели разрушения конструкционного материала в качестве исходного положения принято, что начальная стадия процесса разрушения – зарождения и накопления повреждений - реализуется в форме «спинодального» распада с формированием «надмолекулярной» структуры (типа «апельсиновой корки»), т.е. процесса, имеющего аналогию в теории критической опалесценции Дебая.

17. Начальные стадии процесса накопления повреждений и разрушения в форме «спинодального» распада дают структуры с размытыми «межфазными» границами. Классические модели механики разрушения в качестве исходного состояния предполагают наличие трещины (трещин) Гриффитса или Ребиндера; эти модели не позволяют отразить наиболее информативные ранние стадии зарождения и развития процесса разрушения, поскольку постулируют наличие повреждений, имеющих резкую межфазную границу.

18. Экспериментально наблюдаемые структуры повреждений материала канала ствола визуально подобны «спинодальным» структурам, формирующимся при кристаллизации сплавов; предложено это подобие принять в качестве аналогичной характеристики энергетического состояния канала ствола при фиксированном настреле.

19. Разработанная и апробированная математическая модель процесса разрушения конструкционного материала как неравновесного фазового перехода является научно-техническим заданием для построения методики оценки энергетического состояния материала ствола (у поверхности и в объеме) в форме компьютерной программы класса программ распознавания образов, базирующейся на сопоставлении экспериментальных и расчетных рисунков и, тем самым, позволяющей соотнести экспериментально наблюдаемую картину и параметры математической модели, численные значения которых отражают энергетическое воздействие на материал.

ЛИТЕРАТУРА

1. Албагачиев, А.Ю. Сопоставление трибохимической кинетики внешнего трения и основных положений адгезионной и молекулярно-механической теорий трения / А.Ю. Албагачиев, Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров, М.Е. Ставровский // Вестник машиностроения. – 2017. – № 5. – С. 47-55.
2. Албагачиев, А.Ю. Исследование микротвердости и трибологических характеристик покрытий / А.Ю. Албагачиев, М.И. Сидоров // Вестник машиностроения. – 2017. – № 3. – С. 63-66.
3. Албагачиев, А.Ю. Трибохимическая кинетика внешнего трения / А.Ю. Албагачиев, Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров, М.Е. Ставровский // Механика и трибология транспортных систем-2016: Сборник докладов международной научной конференции, Ростов-на-Дону, 8-10 ноября 2016г.: в 2 т. – Ростов н/Д: ФГБОУ ВО РГУПС. – 2016. – Т.1. – С.136-141.
4. Алексеев, А.А. Механизм потери устойчивости пластического течения монокристаллов высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов / А.А. Алексеев [и др.] // Труды международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина «Научные идеи С.Т. Кишкина с современное материаловедение». – М.: ВИАМ, 2006. – С. 168-171.
5. Анипко, О.Б. Живучесть нарезных и гладких стволов при использовании боеприпасов послегарантийных сроков хранения / О.Б. Анипко, Ю.М. Бусяк, П.Д. Гончаренко, В.Л. Хайков. – Севастополь: Академия ВМС им. П.С. Нахимова. – 2012. – 208 с.
6. Аристова, Е.Ю. Самодиффузия никеля по внутренним поверхностям раздела в жаропрочном сплаве на основе сложнолегированного интерметаллида Ni₃Al / Е.Ю. Аристова [и др.] // Металлы. – 1996. – № 3. – С. 113-120.

7. Асташкевич, Б.М. Повышение сопротивления задиру и изнашивания деталей цилиндро-поршневой группы тепловозных дизелей методами избирательного переноса // Долговечность трущихся деталей машин / Под ред. Д.Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1986. – № 1. – С. 40-53.
8. Афлятунова, Д.Д. Неустойчивость фазовых границ при спиновальном распаде в жидкой фазе в условиях конвекции / Д.Д. Афлятунова, М.Д. Кривилев // Вестник Удмуртского университета. – 2011. – № 1. – С. 24-30.
9. Ахматов А.С. Молекулярная физика граничного трения. – М.: Физматгиз. – 1963. – 472 с.
10. Баженов, С.Л. Разрушение арамидного волокна СВМ при высокоскоростном поперечном ударе / С.Л. Баженов, И.А. Духовский, П.И. Ковалев, А.Н. Рожков // Высокомолекулярные соединения. Серия А. – 2001. – Т. 43. – № 1. – С. 73-86.
11. Балабанов, В.И. Трение, износ, смазка и самоорганизация в машинах. / В.И. Балабанов, В.И. Беклемышев, И.И. Махонин. – М.: Изумруд, 2004. – 192 с.
12. Балабанов, В.И. Триботехнология в техническом сервисе машин / / В.И. Балабанов, С.А. Ищенко, В.И. Беклемышев. – М.: Изумруд, 2005. – 192 с.
13. Балакин, В.А. Трение и износ при высоких скоростях скольжения / В.А. Балакин. – М.: Машиностроение, 1980. – 136 с.
14. Баренблатт, Г.И. Методы теории горения в механике полимеров / Г.И. Баренблатт // Горение и взрыв. – М.: Наука, 1972. – С. 15-23.
15. Бернал, Дж. Экспериментальное моделирование простых жидкостей / Дж. Бернал, С. Кинг // Физика простых жидкостей. Статистическая теория. – М.: Мир, 1971. – С. 116-135.
16. Бернал, Дж. Д. Геометрический подход к структуре жидкости / Дж. Бернал // Успехи химии. – 1961. – Т. 30. – № 9. – С. 1312 - 1323.
17. Бернал, Дж. Д. О структуре жидкости / Дж. Д. Бернал // Рост кристаллов. – М.: Наука, 1965. – Т. 5. – С. 149-162.

18. Бернал, Дж. Д. Структура жидкостей / Дж. Д. Бернал // Над чем думают физики. Квантовая макрофизика. – М.: Наука, 1967. – № 5. – С. 117-127.
19. Бернал, Дж. Д. О роли геометрических факторов в структуре материи / Дж. Д. Бернал // Кристаллография, 1962. – Т. 7. – № 4. – С. 507 – 519.
20. Бессараб, Н.Ф. Фрикционные автоколебания / Н.Ф. Бессараб // ЖТФ, 1956. – Т. 26. – № 1. – С. 102-108.
21. Богданофф, Дж. Вероятностные модели накопления повреждений / Дж. Богданофф, Ф. М. Козин. – М: Мир, 1989. – 344 с.
22. Боуден, Ф.П. Трение и смазка твердых тел / Ф.П. Боуден, Д Требор. – М.: Машино строение, 1968. – 543 с.
23. Брокли, С.А. Временная зависимость статического трения / С.А. Брокли, Н. Дейвис // Проблемы трения и смазки. – 1968. – Т. 90. – № 1. – С. 57-67.
24. Брокли, С.А. Фрикционные колебания / С.А. Брокли, Р. Камерун, А.Ф. Поттер // Проблемы трения смазки. – 1967. – Т. 89. – № 2. – С. 101 – 108.
25. Брокли, С.А. Квазигармонические колебания, вызванные силами трения / С.А. Брокли, П.Л. Ко // Проблемы трения и смазки. – 1970, – Т. 92. – № 4. – С. 15-21.
26. Вайнгард, У. Введение в физику кристаллизации металлов / У. Вайнгард. – М.: Мир, 1967. – 159 с.
27. Вейбулл, В. Усталостные испытания и анализ их результатов / В. Вейбулл. – М.: Машиностроение, 1964. – 276 с.
28. Веснин, Ю.И. Вторичная структура и свойства кристаллов / Ю.И. Веснин. – Новосибирск: СО РАН, 1997. – 106 с.
29. Викторов, М.М. Методы вычисления физико-химических величин и прикладные расчеты / М.М. Викторов. – Л.: Химия, 1977. – 360 с.
30. Вилсон Д.Р. Структура жидких металлов и сплавов / Д.Р. Вилсон. – М.: Металлургия, 1972. – 247 с.

31. Виниченко, И.В. Исследование влияния фрикционного латунирования на приработку цилиндрично-поршневой группы судовых дизелей / И.В. Виниченко, С.С. Гриденко, А.Б. Ляшенко, В.А. Соломко // Применение избирательного переноса в узлах трения машин. – М.: ВИС, 1976. – С. 116-122.
32. Высокоскоростное взаимодействие тел. / Под ред. В.М. Фомина. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 1999. – 601 с.
33. Галашев, А.Е. Исследование устойчивости метастабильных фаз и кластеров методом молекулярной динамики: дисс. ... докт. физ.-мат. наук. – Екатеринбург, 1997. – 320 с.
34. Галашев, А.Е. «Фазовые» переходы в модели самоуплотняющейся упаковки упругих шаров / А.Е. Галашев // Расплавы. – 1989. – № 1. – С. 76-84.
35. Галашев, А.Е. Кристаллизация и устойчивость переохлажденной жидкости. II. Зародышеобразование / А.Е. Галашев // Расплавы. – 1990. – № 3. – С. 99 - 115.
36. Галашев, А.Е. Молекулярно-динамическое изучение структур жидкого и кристаллического аргона / А.Е. Галашев, В.П. Скрипов // Ж. структ. химии. – 1980. – Т. 21. – № 2. – С. 46-50.
37. Гаркунов, Д.Н. Триботехника (износ и безызносность) / Д.Н. Гаркунов. – М.: МСХА, 2001. – 616 с.
38. Гаркунов, Д.Н. Научные открытия в триботехнике. Эффект безызносности. Водородное изнашивание металлов / Д.Н. Гаркунов. – М.: МСХА, 2004. – 384 с.
39. Гессингер, Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / Гессингер Г.Х. – М.: Металлургия, 1988. – 320 с.
40. Гиршфельдер, Дж. Молекулярная теория газов и жидкостей / Дж. Гиршфельдер, Ч. Кертис, Р. Берд. – М.: ИЛ, 1961. – 929 с.
41. Грачева, И.Е. Полупроводниковые сетчатые наноструктурированные композиты на основе диоксида олова, полученные золь-гель методом, для газовых сенсоров. Автореф. ... канд. физ.-мат. наук. – СПб: СПб гос. электротехн. ун-т «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина), 2009. – 18 с.

42. Греков, Г.М. Уменьшение заедания в резьбовых соединениях путем нанесения латуни резьбовым методом / Г.М. Греков, С.С. Гриденко, В.Д. Евдокимов и др. // Вопросы судостроения, сер. Металловедение. – 1983. – № 103. – С. 59-62.

43. Гриденко, С.С. Применение фрикционного латунирования для повышения сопротивления фреттинг-усталости прессовых соединений / С.С. Гриденко, М.М. Снитковский, Д.Н. Гаркунов // Избирательный перенос при трении и его экономическая эффективность. – М., 1972. – С. 91 – 93.

44. Гуров, С.В. Методы и модели анализа надежности сложных систем с переменной структурой и произвольными законами распределений случайных параметров, отказов и восстановлений. Дисс. ... докт. техн. наук. – СПб: Лесотехническая академия, 1997. – 324 с.

45. Демкин, Н.Б. Исследование фрикционных характеристик металлокерамических электрошесток при малых скоростях скольжения / Н.Б. Демкин, В.В. Измайлов, Т.И. Узикова // Трение и износ. – 1980. – Т. 1. – № 3. – С. 410.

46. Дерягин, Б.В. Теория скольжения твердых тел с периодическими остановками (Фрикционные автоколебания 1-го рода) / Б.В. Дерягин, В.Е. Пуш, Д.М. Толстой // ЖТФ, 1956. – Т. 26. – № 6. – С. 1329-1342.

47. Дроздов, Ю.Н. Прикладная трибология (трение, износ, смазка) / Дроздов Ю.Н., Юдин Е.Г., Белов А.И. – М.: Эко-Пресс, 2010. – 604 с.

48. Духовский, И.А. Ударное разрушение струй полимерных растворов / И.А. Духовский, П.И. Ковалев, А.Н. Рожков // Докл. АН СССР, –1989. – Т. 307. – № 4. – С. 865-868.

49. Духовский, И.А. Разрушение полимерных жидкостей при высокоскоростном ударе / И.А. Духовский, П.И. Ковалев, А.Н. Рожков // Высокомолекулярные соединения. Серия А. – 2004. – Т. 46. – № 1. – С. 43-59.

50. Дьяконов, С.Г. Расчет термодинамических свойств двухатомных флюидов с использованием многочастичных потенциалов межмолекулярного взаимодействия / С.Г. Дьяконов, А.В. Клинов, В.В. Никешин, А.В. Малыгин // Журнал физической химии. – 2006. – Т. 80. – № 2. – С. 204-208.

51. Ентов, В.М. Интенсивное растяжение растворов полимеров / В.М. Ентов, В.И. Кордонский, И.В. Прохоров, А.Н. Рожков, А.И. Торопов, З.П. Шульман, А.Л. Ярин // Докл. АН СССР, 1988. – Т. 301. – № 4. – С. 867-870.

52. Ентов, В.М. Интенсивное растяжение растворов полимеров умеренной концентрации / В.М. Ентов, В.И. Кордонский, И.В. Прохоров, А.Н. Рожков, А.И. Торопов, З.П. Шульман, А.Л. Ярин // Высокомолекулярные соединения. Серия А. – 1988. – Т. 30. – № 12. – С. 2486-2491.

53. Жуков, В.Т. Численный анализ новой модели процессов кристаллизации металлов. Двумерный случай / В.Т. Жуков, Н.А. Зайцев, В.Г. Лысов, Ю.Г. Рыков, О.Б. Феодоритова // Математическое моделирование. – 2012. – Т. 24. – № 1. – С. 109-128.

54. Жуков, И.И. Артиллерийское вооружение. Основы устройства и конструирования / И.И. Жуков, В.Л. Башкатов, Т.М. Городинский, Н.Н. Донец, А.И. Данилов, Л.М. Крупчатинков, И.Г. Лившиц, Г.Ф. Николаев, Г.Н. Рыбин, П.Л. Токарев. – М.: Машиностроение, 1975. – 420с.

55. Займан, Дж. Модели беспорядка / Дж. Займан. – М.: Мир, 1982. – 592 с.

56. Зайцев, А.С. Проектирование артиллерийских стволов / А.С. Зайцев. – СПб: Балт. гос. техн. ун-т, 2007. – 164 с.

57. Замалин, В.М. Метод Монте-Карло в статической термодинамике / В.М. Замалин, Г.Э. Норман, В.С. Филинов. – М.: Наука, 1977. – 340 с.

58. Захаренков, В.Ф. Автоматизированное проектирование артиллерийских орудий / В.Ф. Захаренков, А.С. Зайцев, В.А. Васин. – Л.: Лен. мех. ин-т., 1986. – 66 с.

59. Зеленко, В.К. Повышение живучести стволов стрелкового оружия путем применения противоизносных триботехнических составов / В.К. Зеленко // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2011. – № 1. – С. 252-260.

60. Зусин, В.Я. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов / В.Я. Зусин, В.А. Серенко. – Мариуполь: Рената, 2004. – 468 с.

61. Иванова, В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов / Иванова В.С. – М.: Наука, 1992. – 159 с.
62. Иванова, В.С. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов / В.С. Иванова, Л.К. Гордиенко, В.Н. Геминев. – М.: Наука, 1965. – 180 с.
63. Ишлинский, А.Ю. О скачках при трении / А.Ю. Ишлинский, И.В. Крагельский // ЖТФ, 1944. – Т. 14. – № 45. – С. 276-282.
64. Каблов, Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы. Технологии. Покрытия / Е.Н. Каблов. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
65. Казарьян, Н.К. Модель ван-дер-ваальсовского ассоциированного флюида в описании свойств реальных газов и адсорбционных монослоев: дисс. ... канд. физ.-мат. наук. – Москва, 1984. – 188 с.
66. Кайдановский, Н.Л. Механические релаксационные колебания / Н.Л. Кайдановский, С.Э. Хайкин // ЖТФ, 1933. – Т. 3. – № 1. – С. 91-107.
67. Каменецкий, В.Р. О расчете второго вириального коэффициента при критической температуре / В.Р. Каменецкий // Журнал физической химии, 1987. – Т. 61. – № 2. – С. 503-504.
68. Карташев, Э.М. Структурно-статистическая кинетика разрушения полимеров / Э.М. Карташев, Б. Цой, В.В. Шевелев. – М.: 2002. – 736 с.
69. Карюкин, С.П. Подход к обеспечению живучести стволов артиллерийских орудий / С.П. Карюкин, О.В. Митрохин // Военная мысль, 2012. – № 1. – С. 72-78.
70. Каширин, В.Б. Компьютерное моделирование структуры и свойств аморфных металлов и сплавов: дисс. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск, 2005. – 226 с.
71. Кириллова, С.А. Спинодальный распад в системе $\text{SiO}_2\text{--TiO}_2$ и формирование иерархически организованных наноструктур / С.А. Кириллова, В.И. Альмяшев, В.В. Гусарова // Наносистемы: физика, химия, математика. – 2012. – Т. 3. – №2. – С. 100-115.
72. Киттель, Ч. Введение в физику твердого тела / Ч. Киттель // Под ред. А.А. Гусева. – М.: Наука, 1978. – 791 с.

73. Колмогоров, А.Н. К статистической теории кристаллизации металлов / А.Н. Колмогоров // Известия АН СССР. Серия Математика, 1937. – № 3. – С. 355-360.
74. Кориули, И.П. О скачках при трении / И.П. Кориули // Механика машин. – Тбилиси, 1981. – С. 86-92.
75. Кориули, И.П. Применение закономерностей трения при постоянном контактировании к прерывистому трению / И.П. Кориули, С.Б. Ратнер // Трение и износ, 1984. – Т. 5. – № 5. – С. 833-840.
76. Корнфельд, М. Упругость и прочность жидкостей / М. Корнфельд М. – Л.: Гос. изд. техн. - теор. лит., 1951. – 108 с. (– С. 71-74).
77. Корнфельд, М. Хрупкость жидкостей / М. Корнфельд, М.М. Рывкин // ЖЭТФ, 1939. – Т. 9. – С. 595.
78. Крагельский, И.В. Трение и износ / И.В Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
79. Крагельский, И.В. Фрикционные автоколебания / И.В. Крагельский, Н.В. Гитис. – М.: Наука, 1987. – 184 с.
80. Кремешный, В.М. Новые способы повышения износостойкости тяжелонагруженных узлов трения машин / В.М. Кремешный // Обзорная информация. – Рига: ЛатНИИНТИ, 1987. – 48 с.
81. Крыштаб, Т.Г. О взаимосвязи теплот смешения и изменения молярных объемов при образовании жидких бинарных сплавов / Т.Г. Крыштаб, В.А. Лениченко, Е.И. Харьков, С.В. Швец // Укр. физ. журнал, 197. – Т.18. – № 4. – С. 681-683.
82. Кудинов, В.А. Колебания в станках / В.А. Кудинов // Вибрации в технике: Справочник в 6-ти т. / Под ред. Ф.М. Диментберга, К.С. Колесникова. – М.: Машиностроение, 1980. – Т. 3. – С. 118-130.
83. Кудинов, В.А. Трение и колебания / В.А. Кудинов, Д.М. Толстой // Трение, изнашивание и смазка: Справочник в 2-х т. / Под ред. И.В. Крагельского, В.В. Алисина. – М., 1979. – Т. 2. – С. 11-22.

84. Кудинов, В.А. Основные факторы, влияющие на равномерность перемещения столов и суппортов станков при смешанном трении / В.А. Кудинов, Н.М. Лисицын // Станки и инструмент, 1962. – № 2. – С. 1-5.

85. Куперштох, А.Л. Анизотропный распад жидких диэлектриков в экстремальных электрических полях на систему паровых каналов в жидкости / А.Л. Куперштох, Д.А. Медведев // Важнейшие результаты научно-исследовательских работ, полученные в 2006 году. – Ин-т гидродинамики им. Лаврентьева СО РАН, 2006. – С. 3, 4.

86. Лазовский, В.Н. Фрикционное латунирование как метод повышения антифрикционных свойств стальных деталей авиационной техники: автореф. дисс. ... канд. техн. наук. – Киев: КИГВФ, 1961. – 20 с.

87. Лукашев, Е.А. Структуризация зоны неустойчивости и кристаллизация / Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, Н.Н. Яковлев // Труды семинара им. И.Г. Петровского. – М.: МГУ, 2011. – № 28. – С. 229-265.

88. Лукашев, Е.А. О визуализации начальной стадии кристаллизации бинарных сплавов / Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, Н.Н. Яковлев // Наноструктуры, математическая физика и моделирование. – 2014. – Т. 11. – № 2. – С. 5-36.

89. Лукашев, Е.А. Трибохимическая кинетика внешнего трения / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров. – М.: Эко-Пресс, 2016. – 344 с.

90. Лукашев, Е.А. Механохимическая кинетика накопления повреждений, разрушения и износа / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров. – М.: Эко-Пресс, 2017. – 422 с.

91. Лукашев, Е.А. О проблемах ламинарно-турбулентного перехода / Е.А. Лукашев, Н.Н. Яковлев, Е.В. Радкевич, О.А. Васильева // Доклады РАН, 2016. – Т. 471. – № 3. – С. 1-5.

92. Лукашев, Е.А. Исследование процесса разрушения конструкционных материалов методом математической реконструкции в форме неравновесного фазового перехода / Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, М.И. Сидоров, О.А. Васильева // Доклады Академии наук. – 2018. – Т.480. – № 2. – С.145-149.

93. Лукашев, Е.А. Топохимическая кинетика адгезионного взаимодействия двух твердых тел в процессе трения скольжения / Е.А. Лукашев // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2003. – № 2(7). – С. 13-22.
94. Лукашев, Е.А. К построению математических моделей технической диагностики узлов трения / Е.А. Лукашев, М.Е. Ставровский // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2004. – № 1(10). – С. 10-19.
95. Лукашев, Е.А. Компьютерная программа для верификации математической модели топохимической кинетики внешнего трения. 1. Разработка программы / Е.А. Лукашев, Ю.А. Юркин, Н.П. Коптев // Сб. Технические средства сервиса. – М.: МГУС, 2006. – С. 96-103.
96. Лукашев, Е.А. Компьютерная программа для верификации математической модели топохимической кинетики внешнего трения. 2. Пример реализации программы / Е.А. Лукашев, Ю.А. Юркин, Н.П. Коптев // Сб. Технические средства сервиса. – М.: МГУС, 2006. – С. 104-106.
97. Лукашев, Е.А. Результаты верификации математической модели топохимической кинетики внешнего трения / Е.А. Лукашев, Ю.А. Юркин, Н.П. Коптев // Сб. Технические средства сервиса. – М.: МГУС, 2006. – С. 107-116.
98. Лукашев, Е.А. Анализ компьютерной программы верификации математической модели разрушения конструкционных материалов / Е.А. Лукашев, Ю.А. Юркин, Н.П. Коптев // Сб. Проблемы и решения теоретических и прикладных задач сервисных технологий. – М.: МГУС, 2006. – Ч. 2. – С. 69-80.
99. Лукашев, Е.А. Математические модели внешнего трения / Е.А. Лукашев, Н.П. Коптев, Ю.А. Юркин // Научно-технологический журнал «Технология нефти и газа», 2007. – №1(48). – С. 65-71.
100. Лукашев, Е.А. Качественный анализ статистической модели топохимической кинетики адгезионного взаимодействия двух твердых тел в процессе трения скольжения / Е.А. Лукашев, Н.П. Коптев, Ю.А. Юркин // Теоретические и прикладные проблемы сервиса, 2007. – № 2(23). – С. 20-25.
101. Лукашев Е.А., Мерзликин А.Б., Клюквин В.Ф. Анализ физико-химических особенностей трения в резиновых уплотнениях / Е.А. Лукашев, А.Б.

Мерзликин, В.Ф. Клюквин // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2008. – № 2(27). – С. 38-45.

102. Лукашев, Е.А. Модель топохимической кинетики взаимодействия материалов / Е.А. Лукашев, М.Е. Ставровский, М.И. Сидоров, С.Г. Емельянов, С.П. Посеренин // Известия ЮЗГУ. Серия «Техника и технологии». – 2016. – № 2(65). – С. 9-20.

103. Лукашев, Е.А. Описание математической модели кооперативного роста усталостных микротрещин / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров // Сб. научных трудов 5-ой Международной научно-технической конференции «Качество в производственных и социально-экономических системах». – Курск, 2017. – С. 198-204.

104. Лукашев, Е.А. Некоторые аспекты электрохимического представления и процессах изнашивания в трибологии / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров, Е.С. Юрцев // Сб. научных трудов 7-ой Международной научно-технической конференции «Современные инновации в науке и технике». – Курск, 2017. – № 2(10). – С. 90-98.

105. Лукашев, Е.А. Анализ связи процессов водородного изнашивания и образования гидридов / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров, Е.С. Юрцев // Сб. научных трудов 7-ой Международной научно-технической конференции «Современные инновации в науке и технике». – Курск, 2017. – № 2(10). – С. 84-90.

106. Лукашев, Е.А. Постановка задачи и формулировка математической модели изнашивания поверхностей в виде задачи с двумя подвижными границами / Е.А. Лукашев, М.И. Сидоров // Материалы 2-й Международной научно-практической конференции «Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении». – Курск, 2017. – № 1(9). – С. 151-57.

107. Лукашев, Е.А. К построению кинетических схем, генерирующих статистические распределения / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, А.В. Олейник // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2005. – № 3(16). – С. 3-9.

108. Лукашев, Е.А. Сопоставление одного статистического распределения накопления повреждений и распределения Вейбулла / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, А.В. Олейник // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2005. – № 4(17). – С. 9-17.
109. Лукашев, Е.А. Результаты сопоставления двух аппроксимирующих распределений для процесса накопления повреждений / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, А.В. Олейник // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2005. – № 4(17). – С. 61-64.
110. Лукашев, Е.А. Некоторые проблемы формулировки задач теории надежности методом графов при проектировании систем сервиса / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, А.В. Олейник // Сб. Техника сервиса. – МГУС, 2005. – С. 84-94.
111. Лукашев, Е.А. Статистическая модель кинетики образования и роста двумерных и трехмерных перекрывающихся трещин / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, В.М. Юдин // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2006. – № 2(19). – С. 3-7.
112. Лукашев, Е.А. Качественный анализ статистической модели кинетики образования и роста двумерных и трехмерных перекрывающихся трещин / Е.А. Лукашев, С.П. Посеренин, В.М. Юдин // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2006. – № 3(20). – С. 3-7.
113. Лукашев, Е.А. Представление механизма разрушения кинетическими схемами / Е.А. Лукашев // Труды Международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». – М.: ВИАМ, 2006. – С. 232-235.
114. Лукашев, Е.А. Пример верификации математической модели кинетики накопления кумулятивных повреждений в конструкционных материалах / Е.А. Лукашев, Ю.А. Юркин, Н.П. Коптев // Сб. Проблемы и решения теоретических и прикладных задач сервисных технологий. – М.: МГУС, 2006. – Ч. 2. – С. 80-87.

115. Лукашев, Е.А. Кинетические модели статистики накопления повреждений в конструкционных материалах / Е.А. Лукашев, Н.П. Коптев, Ю.А. Юркин. – М.: РГУТиС, 2007. – 296 с.
116. Лукашев, Е.А. Применение математических моделей кинетики накопления повреждений к распределениям отказов автомобильных шин / Е.А. Лукашев, А.Б. Мерзликин, Е.В. Давыдова // Теоретические и прикладные проблемы сервиса. – 2008. – № 2(27). – С. 33-37.
117. Лукашев, Е.А. О реконструкции начальной стадии внутренней турбулентности / Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, Н.Н. Яковлев // Наноструктуры, математическая и моделирование. – 2014. – Т. 11. – № 1. – С. 73-99.
118. Лурье, Б.Г. Применение теории подобия для расчета металлорежущих станков на равномерность подачи / Б.Г. Лурье // Станки и инструмент, 1962. – № 11. – С. 11-14.
119. Математическая энциклопедия. – М.: Советская энциклопедия, 1977. – Т. 1. – С. 614.
120. Мерзликин, А.Б. Математическое моделирование фрикционных автоколебаний при топохимической кинетике адгезионного схватывания в режиме трения скольжения: автореферат дис. ... кандидата технических наук. – М.: Москва, 2010. – 19 с.
121. Морозов, Н.Ф. Математические вопросы теории трещин / Н.Ф. Морозов. – М.: Наука, 1984. – 256 с.
122. Мошников, В.А. Сетчатые газочувствительные нанокомпозиты на основе диоксидов олова и кремния / В.А. Мошников, И.Е. Грачева // Приложение к журналу Вестник РГРТУ (Рязань). – 2009. – № 4. – 6 с.
123. Мышкин, Н.К. Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии / Н.К. Мышкин, М.И. Петроковец. – М.: Физматлит, 2007. – 368 с.
124. Норенков, И.П. Теоретические основы САПР / Норенков И.П. [и др.]. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 400 с.

125. Орлов, Б.В. Устройство и проектирование стволов артиллерийских орудий / Б.В. Орлов, Э.К. Ларман, В.Г. Маликов. – М.: Машиностроение, 1976. – 432 с.
126. Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике / Под ред. В.С. Авдеевского, В.К. Кошкина. – М.: Машиностроение, 1992. – 528 с.
127. Пасынский, А.Г. Коллоидная химия / А.Г. Пасынский. – М.: Высшая школа, 1959. – с. 265 с.
128. Пиотровская, Е.М. Исследование различных вариантов решеточных моделей растворов методом Монте-Карло: дисс. ... канд. хим. наук. – Л., 1974. – 199 с.
129. Полухин, В.А. Геометрический анализ структуры молекулярно-динамической модели аморфного алюминия / В.А. Полухин, М.М. Дзугутов // Металлофизика, 1981. – Т. 3. – № 3. – С. 82-89.
130. Польшер, Г. Новые результаты по латунированию поверхностей трения стальных и чугуновых деталей / Г. Польшер, В. Мюллер, Г.-И. Рейнхольд, И. Ланге // Долговечность трущихся деталей машин / Под ред. Д.Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1987. – №. 2. – С. 81-85.
131. Польшер, Г. Использование трения для нанесения покрытия на детали / Г. Польшер, В. Мюллер, И. Ланге, Г. Кюштнер // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1986. – № 1. – С. 88-96.
132. Польшер, Г. Основы трения и изнашивания / Г. Польшер, Ф. Майснер. – М.: Машиностроение, 1984. – 264 с.
133. Проектирование ракетных и ствольных систем / Под ред Б.В. Орлова. – М.: Машиностроение, 1974. – 827 с.
134. Прокопенко А.К., Голина С.И. [и др.]. Состав для нанесения покрытий. Авт. свид. СССР № 1203126. Опубл. 07.01.86, Бюл № 1.
135. Прокопенко А.К., Воронин Е.А. [и др.]. Способ нанесения покрытий на детали узлов трения. Авт. свид. СССР № 1686033. Опубл. 23.10.91, Бюл. № 39.

136. Прокопенко А.К. [и др.]. Состав для нанесения покрытий натира-
нием. Авт. свид. СССР № 1623232. Оpubл. 22.09.90.
137. Прокопенко А.К. [и др.]. Способ приработки сопрягаемых поверх-
ностей трения. Авт. свид. СССР № 1282960. Оpubл. 15.01.87, Бюл. № 2.
138. Прокопенко А.К., Юдин В.М., Константинов И.М. Состав для
приработки узлов трения. Авт. свид. СССР № 1622671. Бюл. №3.
139. Путинцев, Д.Н. Физико-химические свойства простых молекуляр-
ных систем: дисс. ... канд. хим. наук. – Мурманск, 2007. – 207 с.
140. Путинцев, Н.М. Молекулярные жидкости. Точки подобия / Н.М.
Путинцев, Д.Н. Путинцев // Доклады РАН. – 2003. – Т. 390. – № 4. – С. 503-
506.
141. Путинцев, Н.М. Метод определения параметров потенциала Лен-
нард-Джонсона / Н.М. Путинцев, Д.Н. Путинцев // Доклады РАН. – 2004. – Т.
399. – № 2. – С. 212-216.
142. Путинцев, Н.М. Исследование структурных свойств жидких
инертных газов / Н.М. Путинцев, Д.Н. Путинцев // Доклады РАН. – 2001. – Т.
379. – № 6. – С. 785-787.
143. Путинцев, Н.М. Межмолекулярное взаимодействие и критическая
температура / Н.М. Путинцев, Д.Н. Путинцев // Доклады РАН. – 2003. – Т. 388.
– № 1. – С. 78-80.
144. Путинцев, Н.М. Теплоемкость и тепловое расширение воды / Н.М.
Путинцев // Доклады РАН. – 2005. – Т. 401. – № 5. – С. 648-651.
145. Работнов, Ю.Н. Введение в механику разрушения / Ю.Н. Работ-
нов. – М.: Наука, 1987. – 80 с.
146. Радкевич, Е.В. О природе конвективной неустойчивости Рэлея-Бе-
нара / Е.В. Радкевич, Е.А. Лукашев, Н.Н. Яковлев, О.А. Васильева // Доклады
РАН. – 2017. – Т. 475. – № 6. – С. 1-6.
147. Радкевич, Е.В. Математические вопросы неравновесных процес-
сов / Е.В. Радкевич. – Новосибирск: Тамара Рожковская, 2007. – Т. 4. – 285 с.

148. Радушкевич, Л.В. Попытки статистического описания пористых сред / Л.В. Радушкевич // Основные проблемы теории физической адсорбции. – М.: Наука, 1970. – С. 270-286.
149. Разумов, И.К. Формирование промежуточных упорядоченных состояний при спиновом распаде сплавов / И.К. Разумов // Инженерно-физический журнал, 2008. – Т. 81. – № 4. – С. 789-795.
150. Райншке, К. Модели надежности и чувствительности систем / К. Райншке. – М.: Мир, 1979. – 452с.
151. Райншке, К. Оценка надежности систем с использованием графов / К. Райншке, И.А. Ушаков. – М.: Радио и связь, 1988. – 208 с.
152. Ребиндер, П.А. О механической прочности пористых дисперсных тел / П.А. Ребиндер, Е.Д. Щукин, Л.Я. Марголис // ДАН СССР, 1964. – Т. 15. – № 3. – С. 695-698.
153. Рейхер, А. Компьютерное моделирование как инструмент управления микропористостью в отливках, сокращение цикла проектирования и доводки пресс-форм литья под давлением / А. Рейхер, М. Бархударов, И. Вольнов // (Albany-Chicago Co., Pleasant Prairie, Wisconsin, USA; Flow Science, Inc., Santa Fe, New Mexico, USA; ЗАО «Русская Промышленная Компания», Москва). Литейщик России. – 15/12/2008. – № 12. – С. 17-18.
154. Рожков А.Н. Динамика и разрушение капель сложных жидкостей: дисс. ... докт. физ.-мат. наук. – М.: Ин-т проблем механики РАН, 2004. – 335 с.
155. Розенберг, Б.А. Микрофазовое разделение в отверждающихся многокомпонентных полимер-олигомерных системах / Розенберг Б.А. // Росс. хим. журнал (Журнал Российского хим. об-ва им. Д.И. Менделеева), 2001. – Т. 45. – № 5-6. – С. 23-31.
156. Рыков, Ю.Г. Численный анализ новой модели процессов кристаллизации металлов. Одномерный случай / Ю.Г. Рыков, Н.А. Зайцев // Математическое моделирование, 2010. – Т. 22. – № 12. – С. 82-102.

157. Саркисов, Г.Н. Метастабильное состояние в системе твердых сфер / Г.Н. Саркисов // Журнал физической химии, 2006. – Т. 80. – № 3. – С. 396-399.
158. Середин П.В. Спинодальный распад в эпитаксиальных твердых растворах гетероструктур $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}(100)$ и $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{P}/\text{GaAs}(100)$ / П.В. Середин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2009. – Т. 11. – №3. – С. 46-52
159. Сидоров, М.И. Многофункциональные покрытия, полученные комбинацией методов металлоплакирования / М.И. Сидоров, М.Н. Буткевич, М.Е. Ставровский, Е.С. Юрцев // Материалы 2-й Международной научно-практической конференции «Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении». – Курск, 16 – 17.02.2017. – № 1(9). – С. 203-209.
160. Сидоров, М.И. Трибохимическая кинетика в методах внутрибаллистических расчетов / М.И. Сидоров, Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, М.Е. Ставровский // Сборник научных трудов 5-ой Международной научно-технической конференции, Москва, 8-9 ноября 2017 г. – С.260-261.
161. Сидоров, М.И. Об износе канала артиллерийского ствола как неравновесном фазовом переходе. / М.И. Сидоров, Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич // Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении. Сборник научных трудов 5-ой Международной научно-технической конференции, Москва, 8-9 ноября 2017 г. – С.258-259.
162. Сидоров, М.И. Функции распределения наработок до отказа технологических систем и методы оценки их параметров / М.И. Сидоров, М.Е. Ставровский, Е.С. Юрцев // Сб. научных трудов 7-ой Международной научно-технической конференции «Инновации, качество и сервис в технике и технологиях». – Курск, 01 – 02.06.2017. – С. 332-338.

163. Сидоров, М.И. Моделирование процессов водородного изнашивания металлов / М.И. Сидоров, Е.С. Юрцев // Сб. научных трудов 5-ой Международной научно-технической конференции «Качество в производственных и социально-экономических системах». – Курск, 21.04.2017. – С. 294-299.
164. Синергетика и усталостное разрушение металлов // АН СССР, Ин-т металлургии им. А.А. Байкова / Ред. В.С. Иванова. – М.: Наука, 1989. – 244 с.
165. Скрипов, В.П. О различии структур ближнего порядка кристалла и жидкости / В.П. Скрипов, А.Е. Галашев // Кристаллография, 1982. – Т. 27. – № 5. – С. 961-965.
166. Скрипов, В.П. Структура простых жидкостей / В.П. Скрипов, А.Е. Галашев // Успехи химии, 1983. – Т. 52. – № 2. – С. 177-205.
167. Скрипов, В.П. Спинодальный распад (фазовый переход с участием неустойчивых состояний) / В.П. Скрипов, А.В. Скрипов // Успехи физических наук, 1979. – Т. 125. – № 2. – С. 193-231.
168. Смирнова, Н.А. Методы статистической термодинамики в физической химии / Н.А. Смирнова. – М.: Высшая школа, 1982. – 455 с.
169. Смирнов В.Н., Голубев А.П., Прокопенко А.К., Поспелов М.В., Состав для нанесения покрытий. Авт. Свид. СССР № 1736196. Опубл. 22.01.92.
170. Современная трибология. Итоги и перспективы /Под ред. К.В. Фролова. – М.: ЛКИ, 2008. – 480 с.
171. Ставровский, М.Е. Моделирование адгезии при контактном взаимодействии металлов / М.Е. Ставровский, А.Ю. Албагачиев, М.И. Сидоров // Материалы 6-й Международной научно-практической конференции «Перспективное развитие науки, техники и технологий». – Курск, 20-21.10.2016. – № 4(7). – С. 168-173.
172. Ставровский, М.Е. Исследование технологических мероприятий по снижению наводораживания материалов / М.Е. Ставровский, М.И. Сидоров

[и др.] // Известия ЮЗГУ «Серия. Техника и технологии». – 2016. – № 2(65). – С. 20-25.

173. Ставровский, М.Е. Исследование эксплуатационного наводораживания материалов деталей / М.Е. Ставровский, М.И. Сидоров [и др.] // Известия ЮЗГУ «Серия. Техника и технологии». – 2016. – № 2(65). – С. 59-60.

174. Ставровский, М.Е. Исследование надежности технологических систем по критериям эффективности / М.Е. Ставровский, М.И. Сидоров // Избранные научные труды 16-й Международной научно-практической конференции «Управление качеством», 14 – 15.03.2017. – Москва: МАИ, 2017. – С. 340-344.

175. Ставровский, М.Е. Повышение живучести систем газодинамических импульсных систем / М.Е. Ставровский, А.В. Вагин, М.И. Сидоров, А.Ю. Албагачиев // Сб. научных трудов 6-й Международной научно-практической конференции «Инновации, качество и сервис в технике и технологиях». – Курск: ЗАО Университетская книга, 2016. – С. 276-280.

176. Степанов, А.В. Основы практической прочности кристаллов / А.В. Степанов. – М.: Наука, 1974. – 132 с.

177. Стокер, Дж. Нелинейные колебания в механических и электрических системах / Дж. Стокер. – М.: Ин. лит-ра, 1953. – 256 с.

178. Сычев, В.В. Сложные термодинамические системы / В.В. Сычев. – М.: Энергоатомиздат, 1986. – 208 с.

179. Терхунов, А.Г. Метод финишной антифрикционной безабразивной обработки (ФАБО) цилиндров и коленчатых валов двигателей внутреннего сгорания / А.Г. Терхунов // Трение, износ и смазочные материалы. – Ташкент, 1985. – Т. 5. – С. 3-4.

180. Турчков, Е.В. Финишная антифрикционная безабразивная обработка поверхностей трения / Е.В. Турчков // Фрикционное взаимодействие твердых тел с учетом среды. – Иваново: Ивановский гос. ун-т, 1982. – С. 135-138.

181. Ухов, В.Ф. Влияние изменения мольного объема раствора на его термодинамические свойства / В.Ф. Ухов, Н.А. Ватолин, В.П. Ченцов // Физическая химия металлургических расплавов. Труды ин-та металлургии УНЦ АН СССР. – Свердловск, 1971. – № 25. – Ч. 3. – С. 41-46.
182. Фенелонов, В.Б. Пористый углерод / В.Б. Фенелонов. – Новосибирск: Ин-т катализа СО РАН им. Г.К. Борескова, 1995. – 518 с.
183. Фиалков, Ю.Я. Двойные жидкие системы / Ю.Я. Фиалков. – Киев: Техника, 1969. – 220 с.
184. Фомин, В.В. Гидроэрозия металлов / В.В. Фомин. – М.: Машиностроение, 1977. – 288 с.
185. Харанжевский, Е.В. и др. Проект. Научно-техническое обоснование космического эксперимента «Измерение и моделирование термических режимов в процессе формирования микроструктуры при фазовых переходах в переохлажденных расплавах на основе палладия» (шифр: Кинетика-2). – 13 с.
186. Хайков, В.Л. Развитие методов инструментального контроля и визуализация состояний каналов стволов артиллерийских орудий / В.Л. Хайков // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2013. – № 3/7 (63). – С. 52-56.
187. Хольм, Р. Электрические контакты / Р. Хольм. – М.: Ин. лит-ра, 1961. – 464 с.
188. Хопин, П.Н. Разработка расчетно-экспериментальной методологии оценки работоспособности узлов трения с твердосмазочными покрытиями изделий аэрокосмической техники: дисс. ... докт. техн. наук. – М.: Росс. гос. технол. ун-т им. К.Э. Циолковского (МАТИ), 2012. – 307 с.
189. Цуладзе, Т.А. Влияние размерной неравноценности частиц на плотность и поверхностное натяжение двойных металлических расплавов с компонентами разной физико-химической природы: дисс. ... канд. хим. наук. – Тбилиси, 1985. – 128 с.
190. Чернов Д.К. О выгорании каналов стальных орудий // Артиллерийский журнал, СПб, 1912, 13 с.

191. Чуев, Ю.В. Проектирование ствольных комплексов / Ю.В. Чуев. – М.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
192. Чурбанов, Е.В. Краткий курс баллистики / Е.В. Чурбанов. –СПб.: Балт. гос. техн. ун-т, 2006. – 291с.
193. Шалин, Р.Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов. – М.: Машиностроение, 1997. – 333 с.
194. Уонг, Дж. Металлические стекла. Ионная структура, электронный перенос и кристаллизация / Дж. Уонг. – М.: Мир, 1983. – 376 с.
195. Юдин, В.М. Трибохимические исследования процессов диагностики и сервиса технологического оборудования: дис... докт. техн. наук / Московский государственный университет сервиса. Москва, 2004. – 455 с.
196. Юдин, В.М. Трибохимия водородного износа / В.М. Юдин, Е.А. Лукашев, М.Е. Ставровский. – М.: МГУС, 2004. – 245 с.
197. Юркин, Ю.А. Верификация математических моделей механохимической кинетики внешнего трения и накопления повреждений в конструкционных материалах при разрушении: дисс. ... канд. техн. наук. – М.: МГУС, 2007. – 232 с.
198. Яковлев, Н.Н. Проблемы реконструкции процесса направленной кристаллизации / Н.Н. Яковлев, Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич // Доклады РАН. – 2008. – Т. 421. – № 5. – С. 625-629.
199. Яковлев, Н.Н. Исследование процесса направленной кристаллизации методом математической реконструкции / Н.Н. Яковлев, Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич // Доклады РАН. – 2012. – Т. 445. – № 4. – С. 398-401.
200. Яковлев, Н.Н. О парадигме внутренней турбулентности / Н.Н. Яковлев, Е.А. Лукашев, Е.В. Радкевич, В.В. Палин // Вест. Самарского гос. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2015. – Т. 19. – № 1. – С. 155-185.
201. Ampuero J., Charbon Ch., Hoadley A.F.A., Rappaz M. Modelling of microporosity evolution during the solidification of metallic alloys // Material Processing in the Computer Age. - 1991. – P. 377.
202. Anand L. // Transactions of the ASME, 1982, v. 104, P. 12.

203. Atkinson C., Akbay T., Reed R.C. Theory for reaustenitisation from ferrite/cementite mixtures in Fe-C-X steels // *Acta metal. mater.*, 1995, v. 43, P. 2013 - 2031.
204. Beck T.L., Berry R.S. The interplay of structure and dynamics in the melting of small clusters // *J. Chem. Phys.* 1988, v. 88, № 6, P. 3910 - 3922.
205. Beckermann C., Viskanta R. Double-diffusive convection during dendritic solidification of a binary system // *Physicochem. Hydrodyn.*, 1995, v. 10, N 2, P. 195 - 213.
206. Beckermann C. Modeling of macrosegregation. Applications and future needs // *Int. Mater. Rev.*, 2002, v. 47, N. 5, P. 243 - 261.
207. Beckermann C., Modelling of Macrosegregation. Applications and Future Needs // *International Materials Reviews*, 2002, v. 47, N 5, P. 243 - 261.
208. Bennon W.D., Incropera F.P. A continuum model for momentum, heat and species transport in binary solid-liquid phase change systems. I. Model formulation // *Int. J. Heat Mass Transfer*, 1987, v. 30, P. 2161 – 2170.
209. Bernal J.D. The structure of liquids // *Proc. Roy. Soc.*, 1964, v. A280, P. 299 - 322.
210. Bernal J.D., Finney J.L. II Geometry of random packing of hard spheres // *Disc. Far. Soc.*, 1967, v. 43, P. 62 - 69.
211. Bhatnagar J., Gross E.P., Krook M.K. A model for collision processes in gases: I. Small amplitude processes in charged and neutral one-component system // *Phys. Rev.*, 1954, v. 94, P. 511 - 525.
212. Bhattacharyya A. et. Al. Analysis of the stick-slip motion of a Van-der-Pol model // *Ann. CIRP*, 1971, v. 20, N 1, P. 81.
213. Birnbaum Z.W., Saunders S.C., McCarty R.C., Elliott R. A statistical theory of lifelength of materials. Boeing Airplane Company. Document No D2-1325, Sept. 15, 1950.
214. Briant C.L., Burton J.J. Molecular dynamics studies of the structure and thermodynamic propreties of argon microclusters // *J. Chem. Phys.*, 1975, v. 63, № 5, P. 2045 - 2068.

215. Brimacombe J.K. // Metall. Mater. Trans., 1993, v. 24B, P. 917.
216. Brown S.G.R., Spittle J.A. A 2D implicit finite difference model to simulate the columnar to equiaxed Zone Transition / eds. M. Rappaz, M.R. Ozgu, K.W. Mahin // Modeling of casting, welding and advanced solidification process V. TMS publication, 1991, P. 395 - 402.
217. Brown S.B., Kim K.H., Anand L. // International Journal of Plasticity, 1989, v. 5, P. 95.
218. Buchmann M., Rettenmayr M. // Journal of Crystal Growth, 2008, v. 310(21), P. 4623 - 4627.
219. Burden M.H., Hunt J.D. // Journal of Crystal Growth, 1974, v. 22, P. 109 - 116.
220. Cai Z.Z., Zhu M.Y. // Acta Metallurgica Sinica, 2009, v. 45, P. 949
221. Cai Z.Z., Zhu M.Y. // Acta Metallurgica Sinica, 2011, v. 47, P. 671.
222. Clyne T.W., Wolf M., Kurz W. // Metall. Trans., 1982, v. 13B, P. 259.
223. Combeau H. et al. Prediction of macrosegregation in steel ingots. Influence of the motion and the morphology of equiaxed grains // Metall. Mater. Trans. B, 2009, v. 40, N 3, P. 289 - 304.
224. Davies G.J., Shin Y.K. Solidification technology in the foundry and cast house. London: The Metal Society, 1979, 517 p.
225. Dokos S.J. Sliding friction under extreme pressure // J. Appl. Mech., 1946, v. 13, N 2, P. 148.
226. Dreyer W., Wagner B. Sharp-Interface Model for Eutectic Alloys. Part I. // Concentration Dependent Surface Tension, Preprint, 2003.
227. Duan Z., Shen H., Liu B. Numerical simulation of solidification and macrosegregation in water cooled heavy steel ingot // The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 3025 - 3032.
228. Duggan G., Tong M., Browne D.J. Front tracking model of simultaneous melting and solidification during multiple layer deposition in GMA welding //

The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 3017 - 3024.

229. Duggan G., Tong M., Browne D.J. // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2012, v. 33, P. 012026.

230. Dukhovskii L.A., Kovalev P.I., Rozhkov A.N. Shock disintegration of polymer solutions // Proceeding of the Golden Jubilee Meeting of the British Society of Rheology and Third European Rheology Conference. 1990, Edinburgh, UK, Elsevier Applied Science, 1990, P. 138 - 140.

231. EL-Bealy M., Thomas B.G. // Metall. Trans., 1996, v. 27B, P. 689.

232. Eshraghi M., Felicelli S.D. An implicit lattice Boltzmann model for heat conduction with phase change // Internat. J. of Heat and Mass Transfer, 2012, N 55 (9 - 10), P. 2420 - 2428.

233. Eshraghi M., Felicelli S.D., Jelinek B. Three dimensional simulation of solutal dendritic growth using lattice Boltzmann and cellular automation methods // J. of Crystal Growth, 2012, N 354 (1), P. 129 - 134.

234. Eppers R.D., Kaelberer J.B. On the character of the melting transition in small atomic aggregates // J. Chem. Phys., 1977, v. 66, № 11, P. 5112 - 5116.

235. Felicelli S.D., Eshraghi M., Jelinek B. Large-scale simulation of dendritic solidification // The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 2931 - 2939.

236. Flemings M.C., Nereo G.E. Macrosegregation. Part I. // Trans. Metall. Soc. AIME, 1967, v. 239, P. 1449 - 1461.

237. Fortune S. A fast algorithm for polygon containment by translation // Proceedings of the 12th Colloquium on Automata, Languages and Programming, 1985, P. 189 - 198.

238. Gabathuler J.-P., Weinberg F. Fluid flow into a dendritic array under force convection // Met. Trans., 1983, v. 14 B, P. 733.

239. George W.L., Warren J.A. A parallel 3D dendritic growth simulator using the phase-field method // J. of computational physics, 2002, v. 177, P. 264 - 283.

240. Gidaspow D. Multiphase flow and fluidization. Continuum and kinetic theory description. NY: Academic Press, 1994.
241. Gorsse S., Pereira P.B., Decourt R., Sellier E. Microstructure Engineering Design for Thermoelectric Materials: An Approach to Minimize Thermal Diffusivity // Chem. Mater., 2010, № 22, P. 988 - 993.
242. Guo Z., Mi J., Grant P.S. An implicit parallel multigrid computing scheme to solve coupled thermal-solute phase-field equations for dendrite evolution // J. of computational physics, 2012, v. 231, P. 1781 - 1796.
243. Han Z.Q., Cai K.K., Liu B.C. // ISIJ Int., 2001, v. 41, P. 1473.
244. Han H.N., Lee Y., Oh K.H., Lee D.N. // Mater. Sci. Eng., 1996, v. 206A, P. 81.
245. Hahn M.Y., Whetten R.L. Rigid-Fluid Transition in Specific-Size Argon Clusters // Phys. Rev. Lett., 1988, v. 61, № 10, P. 1190 - 1193.
246. Harrison H.W., Schieve W.C. Molecular dynamics study of dimer formation. // J. Chem. Phys. 1972, v. 58, № 9, P. 3634 - 3638.
247. Hatamia N., Babaeia R., Dadashzadeha M., Davamib P. // J. Mater. Proc. tech., 2008, v. 205, P. 506.
248. Ho J.-R., Kuo C.-P., Jiaung W.-S. Study of heat transfer in multilayered structure within the framework of dual-phase-lag heat conduction model using lattice Boltzmann method // Int. J. Heat Mass Transfer, 2003, v. 46, P. 55 - 69.
249. Hoare M. R. Packing Models and Structural specificity // J. Non-Cryst. Solids, 1978, v. 31, P. 157 - 179.
250. Hunt J.D. Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic // Mater. Sci. Eng., 1984, v. 65, N 1, P. 75 - 83.
251. Jacot A., Rappaz M. A two-dimensional diffusion model for the prediction of phase transformations. Application to austenitization and homogenization of hypoeutectoid Fe-C steels // Acta mater., 1997, v. 45, N 2, P. 575.
252. Jacot A., Rappaz M. A combined model for the description of austenitization, homogenization and grain growth in hypoeutectoid Fe-C steels during heating // Acta mater., 1999, v. 47, N 5, P. 1645.

253. Jacot A., Rappaz M., Reed R.C. Modelling of reaustenitization from the pearlite structure in steel // *Acta mater.*, 1998, v. 46, N 11, P. 3949
254. Jellinek J., Beck T.L., Berry R.S. Solid-liquid phase changes in simulated isoenergetic Ar. // *J. Chem. Phys.*, 1986, v. 84, № 5, P. 2783 - 2794.
255. Jiaung W.-S., Ho J.-R., Kuo C.-P. Lattice Boltzmann method for the heat conduction problem with phase change // *Numerical heat transfer. Part B*, 2001, v. 39, P. 167 - 187.
256. Jones J.R. A study of stick-slip under press fit conditions // *Lubric.Eng.*, 1967, v.2/3, N 10, P. 408.
257. Kaelberer J.B., Etters R.D. Phase transitions in small clusters of atoms // *J. Chem. Phys.*, 1977, v. 66, № 7, P. 3233 - 3239.
258. Karlsson B., Larsson L.-E. Homogenization by two-phase diffusion // *Materials Science and Engineering*, 1975, v. 20, P. 161.
259. Kelly J.E., Michalek K.P., O'connor T.G., Thomas B.G., Dantzig J.A. // *Metall. Trans*, 1988, v. 19A, P. 2589.
260. Kim K., Yeo T., Oh K.H., Lee D.N. // *ISIJ Int.*, 1996, v. 36, P. 284.
261. Kim K., Yeo T., Oh K.H., Lee D.N. // *Scripta Materialia*, 1996, v. 34, P. 301.
262. Kim K., Han H.N., Yeo T., Lee Y., Oh K.H., Lee D.N. // *Ironmaking & Steelmaking*, 1997, v. 24, P. 249.
263. Konishi J., Militzer M., Brimacombe J.K., Samarasekera I.V. // *Metall. Trans.*, 2002, v. 33B, P. 413.
264. Koseki T., Inoue H., Fukuda Y. et al // *Science and Technology of Advanced Materials*, 2003, v. 4, P. 183 - 195.
265. Kubo K., Pehlke R.D. Mathematical modeling of porosity formation in solidification // *Met. Trans.*, 1985, v. 16 B, P. 359.
266. Larsson L.-E., Karlsson B. Homogenization by one-phase diffusion // *Materials Science and Engineering*, 1975, v. 20, P. 155.

267. Leblond J.B., Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size // *Acta metal*, 1984, v. 32, P. 137.
268. Lee J.E., Yeo T.J., Oh K.H., Yoon J.K., Yoon U.S. // *Metall. Trans.*, 2000, v. 31A, P. 225.
269. . Leitner D.L., Berry R.S., Whitnell R.M. Quantum chaos of Ar3: Statistics of eigenvalues // *J. Chem. Phys.*, 1989, v. 91, № 6, P. 3470 - 3476.
270. Li B., Lin J., Yao X. A novel evolutionary algorithm for determining unified creep damage constitutive equations // *Int. J. of Mech. Sci.*, 2002, v. 44, N 5, P. 987 - 1002.
271. Li W.S. et al. Modeling of macrosegregation in steel ingots/ Benchmark Validation and Industrial Application. // *IOP Conf. Ser: Mater. Sci. Eng.*, 2012, v. 33, P. 012090.
272. Li W.S. et al. Modeling of macrosegregation in a 2.45 ton steel ingots/ Benchmark Validation and Industrial Application // *IOP Conf. Ser: Mater. Sci. Eng.*, 2012, v. 33, P. 012091.
273. Li W., Shen H., Liu B. Numerical simulation of macrosegregation in steel ingots using a two-phase model // *J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2012, v. 19, N 9, P. 787.
274. Lipton J., Glickman M.E., Kurz W. Dendritic growth into undercooled alloy metals // *Mater. Sci. Eng.*, 1984, v. 65, N 1, P. 57 - 63.
275. Lukashev E.A., Radkevich E.V., Solidification and Structuresation of Instability Zones. // *Applied Mathematics*, 2010, v. 1, P. 159 - 178.
276. Lukashev E.A., Yakovlev N.N., Radkevich E.V., Vasil'yeva O.A. On the theory of nonequilibrium phase transitions on the laminar-turbulent transition // *Nanostructures, mathematical physics and modeling*, 2016, v. 14, N 1, P. 5 - 40.
277. *Mater. Scien. Eng.*, 1969, Bd.4, Ho 5, S. 287 - 296.
278. McGinty D.J. Molecular dynamics studies of the properties of small clusters of argon atoms // *J. Chem. Phys.* 1978, v. 58, № 11, P. 4733 - 4742.

279. . Metropolis Дж., Rosenbluth M., Rosenbluth A., Teller A., Teller E. // J. Chem. Phys., 1953, v. 21, P. 1087
280. . Mirihanage W.U., Browne D.J. // Computational Materials Science, 2010, v. 46, N 4, P. 777 - 784.
281. Mrafko P. Homogeneous and isotropic hard sphere model of Solids // Acta phys. Slov., 1978, v. 28, N 2, P.120 – 124.
282. Murakami K., Shirais M., Okamoto T. Fluid flow in interdendritic space in cubic alloys // Acta metall., 1984, v. 32, P. 1423.
283. Nagata S., Matsumiya T., Ozawa K., Ohashi T. // Tetsu-to-Hagané, 1990, v. 76, P. 214.
284. Nakamachi E. et al. Elastic/crystalline viscoplastic finite element analyses of single and poly-crystal sheet deformations and their experimental verification // International Journal of Plasticity, 2000, v. 16, N 12, P. 1419 - 1441.
285. Nauchitel V.V., Pertsin A.J. A Monte Carlo study of the structure and thermodynamic behaviour of small Lennard-Jones cluster // Mol. Phys., 1980, v. 40, № 6, P. 1341 - 1355.
286. Ni J., Beckermann C. A volume-averaged two-phase model for transport phenomena during solidification // Metall. Trans. B, 1991, v. 22, N 5, P. 349 - 361.
287. Niyama E., Uchida T., Morikawa M., Saito S. A method of shrinkage prediction and steel casting practice // AFS Int'l Cast Metals J., 1982, September, P. 52.
288. Nyvlt J., Sohnle O., Matuchova M., Broul M. The kinetics of industrial crystallization. Prague: Academia, 1985. 350 p.
289. Pan S., Zhu M. A three-dimensional sharp interface model for the quantitative simulation of solution of solutal dendritic growth // Acta Materialia, 2010, v. 58, P. 340 - 352.
290. Papenhuysen P.L. Wrijvingenproeven in verband met het Shippen van autovanden // Ingenier, 1938, N 53, S. 75.

291. Park J.H. // CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 2011, v. 35, P. 455 - 462.
292. Park J.K., Thomas B.G., Samarasekera I.V. // Ironmaking & Steelmaking, 2002, v. 29, P. 1.
293. Parker R.J., Zaretsky E.V., Dietrich M.W. Rolling element fatigue lives of four M-series and AISI 52100 at 150 F. NASA TN D-7033. Feb. 1971.
294. Poole W.J., Weinberg F. // Metallurgical and Materials Transactions, 1998, v. 29A, P. 885 - 861.
295. Rabinowich E. The intrinsic variables affecting the stick-slip process // Proc. Phys. Soc., 1958, v. 71, N 460, pt. 4, P. 668.
296. Radkevich E.V., Lukashev E.A., Yakovlev N.N., Vasil'yeva O.A. Study of the Rayleigh-Benard instability by methods of the theory of nonequilibrium phase transitions in the Cahn-Hilliard form // Eurasian J. of mathematical and computer applications, 2017, v. 5, N 2, P. 36 - 65.
297. Rahman A. Correlation in the motion of atoms in liquid argon // Phys. Rev., 1964, v. 136, N 2A, P. 405 - 411.
298. Rahman A. Liquid structure and self-diffusion // J. Chem. Phys., 1966, v. 45, N 7, P. 2585 - 2592.
299. Rappaz M. Microporosity. Ecole Polytechnique Federal de Lausanne. Department des materiaux. MX-G, CH-1015 Lausanne, Switzerland, Интернет, 2012.
300. Rettenmayr M. // International Materials Reviews, 2009, v. 54, P. 1-17.
301. Ridolfi M.R., Vito A.D., Ferro L. // Metall. Trans., 2008, v. 39B, P. 581.
302. Sadoc F., Dixmier J., Guinier A. Theoretical Calculation of Dense Random Pack of Equal and Non-Equal Sized Hard Spheres. Application to Amorphous Metallic Alloys // J. Non-Cryst. Solids, 1973, v. 12, P. 46 – 60.
303. Saito Y. Modelling of microstructural evolution in thermomechanical processing of structural steels // Materials Science and Engineering, 1997, v. A223, P. 134

304. Schijve J., Jacobs F.A. Fatigue test on notched and unnotched clad 24 S-T shett specimens to verify the cumulative damage hypothesis. NLR, report No. M 1982. April 1959
305. Shimokawabe T., Aoki T., Takaki T., Endo T., Yamanaka A., Maruyama N., Nukada A., Matsuoka S. Peta-scale phase-field simulation for dendritic solidification on the TSUBAME 2.0 supercomputer // International Conference for High Performance Computing, Networking, Storage and Analysis. NY, ACM, SC'11, 2011, P. 3.1 - 3.11.
306. Song W. The Metallic Subject. Beijing: Metallurgical industry Press, 1989, P. 108 - 112.
307. Swaminathan C.R., Voller V.R. // International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow, 1993, v. 3, N 3, P. 233 - 244.
308. Sweet A.L., Kozin F. Experimental studies of cumulative damage, 67101. Contract No NASA-20105. George C. Marshall Space Flight Center, Huntsville, AL, March 1967.
309. Sun D., Zhu M.F., Pan S., Raabe D. Lattice Boltzmann modeling of dendritic growth in a forced melt convection // Acta Materialia, 2009, v. 57, P. 1755 - 1767.
310. Taylor J.E. Mean curvature and weighted mean curvature // Acta Metallurgica et Materialia, 1992, v. 40, P. 1475 - 1485.
311. Thomas B.G., Samarasekera I.V., Brimacombe J.K. // Metall. Trans., 1987, v. 18B, P. 119.
312. Thomas B.G., Samarasekera I.V., Brimacombe J.K. // Metall. Trans., 1988, v. 19B, P. 277.
313. Thomas B.G., Moitra A., McDavid R. // ISS Trans., 1996, v. 23, P. 57.
314. Tong M., Browne D.J. // Commun. Numer. Meth. Engng., 2008, v. 24, P. 1171 - 1181.
315. Tuttle R. // International Journal of Metalcasting summer, 2010, v. 10, P. 17 - 25.

316. Tu W., Shen B., Shen H., Liu B. Multiphase modeling of macrosegregation formation in steel ingot // The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 2977 - 2985.
317. Ueshima Y., Mizoguchi S., Matsumiya T., Kajioka H. // Metall. Trans., 1986, v. 17B, P. 945.
318. Virkler D.A., Hillberry B.M., Goel P.K. The statistical nature of fatigue crack propagation. AFFDD-TR-78-43, 1978.
319. Wager J.G., The nature and significance of the distribution of high-speed tool life. Ph. D. thesis. Purdue, Jan. 1967, 225 p., tool piece 7.
320. Wang C.Y., Beckermann C. Prediction of columnar to equiaxed transition during diffusion-controlled dendritic alloy solidification // Metall. Mater. Trans. A, 1994, v. 25, N 5, P. 1081 - 1093.
321. Wang M. et al // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2010, v. 17, N 3, P. 276 - 281.
322. Wang W., Ma C., Wang S., Cao J., Cai J., Lin J. An approach for modelling carbon homogenization processes of steel in micro-scale // The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 3081 - 3090.
323. Weyer S. et al. Automatic finite element meshing of planar Voronoi tessellations. // Eng. Fract. Mech., 2002, v. 69, N 8, P. 945 - 958.
324. Whittaker I.C., Besuner P.M. A reliability analysis approach to fatigue life variability of aircraft structure. AFML-TR-69-65. P. 229 – 232, Items 460, 6301, April, 1969.
325. Won Y.M., Yeo T.J., Seol D.J., Oh K.H. // Metall. Trans., 2000, v. 31B, P. 779.
326. Won Y.M., Han H.N., Yeo T.J., Oh K.H. // ISIJ Int., 2002, v. 40, P. 129.
327. Wu M., Ludwig A. A three-phase model for mixed columnar-equiaxed solidification // Metall. Mater. trans. B, 2006, v. 37, N 5, P. 1613 - 1631.

328. Wu M., Fjeld A., Ludwig A. Modeling mixed columnar-equiaxed solidification with melt convection and grain sedimentation. Part I. Model Description // *Comp. Mater. Sci.*, 2010, v. 50, N 1, P. 32 - 42.
329. Wu M., Ludwig A. Modeling Equiaxed Solidification with Melt Convection and Grain Sedimentation. I. Model Description // *Acta Materialia*, 2009, v. 57, P. 5621 - 5631.
330. Yamanaka A., Nakajima K., Okamura K. // *Ironmaking & Steelmaking*, 1995, v. 22, P. 508.
331. Yarin A. L., Roisman I.V., Weber K., Hohler V. Model for ballistic fragmentation and behind-armor debris // *International J. of Impact Engineering*, 2000, v. 24, N 2, P. 171 - 201.
332. Yin H., Felicelli S.D., Wang L. Simulation of dendritic microstructure with Lattice Boltzmann and cellular automation methods // *Acta Materialia*, 2011, v. 59, P. 3124 - 3136.
333. Yokobory T. The statistical aspect of fatigue fracture of metals // *Pep. Inst. Sci. Technol. Tokio*, 1954, v. 8, N 1, P. 5 – 12
334. Yokobory T. Fatigue fracture in steel // *J. Phys. Soc. Japan*, 1951, v. 6, N 2, P. 81 – 86.
335. Zachariasen W.H. The atomic arrangement in glass // *J. Amer. Chem. Soc.*, 1932, v. 54, N 9, P. 3841 – 3851.
336. Zhu H. X., Thorpe S. M., Windle A. The geometrical properties of irregular two-dimensional Voronoi tessellations // *Philosophical magazine A*, v. 81, N 12, P. 2765 - 2783.
337. Zhu J.D., Ohnaka I. Computer simulation of interdendritic porosity in aluminum alloy ingots and casting, dans *Modeling of casting. Welding and Advanced Solidification Processes* / Eds. M. Rappaz, M. Ozgu, K. Mahin / TMS Publ., Warrendale, Pennsylvania, 1991, P. 435.
338. Zhu M.F., Stefanescu D.M. Virtual front tracking model for the quantitative modeling of dendritic growth in solidification of alloys // *Acta Materialia*, 2007, v. 55, P. 1741 - 1755.

339. Zhu M., Cai Z. Thermo-mechanical behavior and cracking susceptibility of solidification shell in continuous casting mold // The 8 Pacific International Congress on Advanced Materials and Processing. The Minerals, Metals & Materials Society, 2013, P. 3063 - 3072.

340. Ziv I., Weinberg F. The columnar to equiaxed transition in Al-3 Pct Cu // Metall. Trans. B, 1989, v. 20, N 5, P. 731 - 734.

ПРИЛОЖЕНИЯ

ПРИЛОЖЕНИЕ 1. МОНИТОРИНГ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗАДЕЛА В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ И ТРИБОЛОГИИ ПРОТИВОИЗНОСНЫХ ПОКРЫТИЙ

ПРИЛОЖЕНИЕ 1.1. МОНИТОРИНГ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗАДЕЛА В ОБЛАСТИ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ – ВОПРОСЫ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ (ИЕРАРХИЯ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ)

1.1.1. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО СТРУКТУРНОГО УРОВНЯ

Одним из перспективных технических решений, позволяющих повысить живучесть артиллерийских стволов [5], является использование жаропрочных сплавов типа хастеллой, наряду с хромированием и применением металлоплакирующих покрытий. В этом случае повышение живучести обеспечивается тем, что жаропрочные сплавы обладают высоким сопротивлением пластической деформации и разрушению при воздействии высоких температур и коррозионно-активных сред.

Большой опыт применения жаропрочных сплавов имеет авиационная промышленность, так как эти сплавы используются для изготовления наиболее теплонагруженных элементов авиационных турбореактивных двигателей – лопаток турбин. При их производстве основным критерием качества является низкая пористость, поскольку именно пористость ответственна за ресурс турбин. Для снижения этого показателя предпринимались и предпринимаются большие усилия научно-исследовательского характера.

В связи с тем, что поставлена задача совершенствования методов диагностики износа артиллерийских стволов при росте настрела, представляет интерес рассмотреть результаты прикладных и фундаментальных исследований,

направленных на повышение качества изделий из жаропрочных сплавов, работающих в тяжелых эксплуатационных условиях. Качество лопаток турбин, прежде всего, определяется пористостью сплава: микропоры, а тем более макропоры, являются инициаторами процесса накопления повреждений и последующего разрушения изделия. Прогноз формирования микропористости в ходе технологического процесса производства и последующего накопления повреждений в ходе эксплуатации дает возможность повысить информационную составляющую полигонных испытаний артиллерийских стволов.

Проблема микропористости в материаловедении является одной из центральных проблем. Снижения микропористости сплава добиваются подбором состава (легированием) сплава и технологическим режимом литья [64]. Исследования микроструктуры жаропрочных сплавов CMSX-4 и ЖС32, используемых для производства литых монокристаллических лопаток турбин, показало взаимосвязь пористости с температурным градиентом на фронте кристаллизации. Было установлено, что поры формируются в виде микронесплошностей на границах эвтектических выделений и твердого раствора, а также на стенках осей второго порядка соседних дендритов. При этом высокоградиентная направленная кристаллизация существенно (в разы) уменьшает размер пор и общий объем микропористости.

Послойный металлографический анализ микроструктуры интерметаллидных жаропрочных сплавов на основе Ni_3Al показал, что выделения первичной γ' -фазы выстроены в виде цепочек, как бы опоясывающих ветви дендритов ($\gamma + \gamma'$) и образующих сплошной ажурный каркас [6, 64]. Вблизи первичных выделений γ' -фазы из-за разницы в объеме закристаллизовавшегося сплава и твердых фаз образуются поры. Анализ структуры границы раздела первичных выделений γ' -фазы и примыкающего участка ветви дендрита показывает, что граница раздела представляет собой γ -прослойку с вторичными фазами (предположительно плотноупакованные σ - или μ -фазы), обогащенными хромом и молибденом.

Было установлено, что высокотемпературная термообработка увеличивает объемную долю и размер пор. Структура этих сплавов чрезвычайно чувствительна к нарушениям температурно-скоростных режимов процесса направленной кристаллизации. При нарушении режимов наблюдаются структурные дефекты в виде поперечных полос, очерчивающих фронт кристаллизации. Так, при уменьшении температурного градиента или увеличении скорости кристаллизации, понижающих величину критерия устойчивости плоского фронта роста ниже критического ($G/R < 180-200 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{ч}/\text{см}^2$), в структуре появляются поперечные полосы с дендритной морфологией ведущей фазы карбида ниобия.

Режим эксплуатации также оказывает влияние на микропористость сплава. Так, в процессе эксплуатации материал турбинных лопаток подвергается одновременному нестационарному воздействию температур и напряжений. Под влиянием этих факторов возникают изменения структурного и фазового состояния сплава, которые, по мере их накопления, способны заметно ухудшить его механические характеристики. К числу основных изменений такого рода относятся: укрупнение частиц упрочняющей γ' -фазы и потеря ими когерентности; частичный распад монокарбида на двойные карбиды; возникновение микропористости по границам зерен (преимущественно ориентированных перпендикулярно приложенной нагрузке).

Вопросам технологии создания изделий из жаропрочных сплавов на основе никеля и возникающим при этом проблемам, а также путям их решения, посвящено большое число работ, библиография которых представлена, например, в [64, 193]. Вопросы микропористости сплавов на основе алюминия рассматриваются в [60]. Кроме литья для производства жаропрочных сплавов используют методы порошковой металлургии [39], где технологические процессы строятся как модификация исходной дисперсной системы – пористой среды.

Понимание механизмов формирования структуры сплава, не говоря уже о рациональном выборе и оптимизации состава, концентраций легирующих

элементов, параметров технологического режима, из-за сложности невозможно без использования модельных представлений и соответствующих физических и математических моделей. Так, в [299] предложен подход к теоретическому описанию формирования пористости при кристаллизации сплавов.

Поры определяют как дефект, присутствующий в литейных сплавах, и представляющий собой «зазоры или пустые места внутри материала». Считается, что вопрос классификации пористости является трудным и спорным. Отличительный признак, по которому различают разные типы пористости, базируется в основном на морфологии, размере и местоположении пор в материале. Принято различать макропористость и микропористость. Макропористость формируется около усадочных раковин, а поры располагаются в области, где присутствует явная усадка сплава. Микропористость относительно однородно распределена по объему сплава, а поры имеют размеры в интервале $1 \cdot 10^{-5} - 1 \cdot 10^{-4} \text{ м}$ ($10 - 100 \text{ мкм}$). Если эти поры формируются на ранней стадии кристаллизации, когда доля твердой фазы мала, то они имеют форму, близкую к сферической. Часто этот тип микропористости связан с газовой пористостью, в которую также вносит вклад и объемная усадка, обусловленная различием удельных объемов жидкой и твердой фаз.

Газовая пористость есть следствие насыщенности расплава газами: водорода (H_2) в большинстве сплавов или монооксида углерода (CO) в сталях. Этот тип пор может быть исключен путем дегазации жидкого металла и использования сухих форм. Влажность приводит к образованию H_2 и O_2 , а кислород реагирует с углеродом в железных сплавах с образованием CO .

При развитии пористости на последних стадиях кристаллизации, которую называют усадочной пористостью, жидкость не может скомпенсировать изменение объема из-за того, что доля твердой фазы высока (близка к единице) и поступление расплава ограничивается хорошо развитыми дендритными осями (например, при направленной кристаллизации). В этом случае поры имеют извилистую форму. Влияние дендритного каркаса на конечную форму пор определяется тем, что в столбчатых зернах поры становятся удлиненными

и повторяют направление первичных осей. При «равноосной» кристаллизации форма пор определяется распределением кристаллитов по объему. В этом случае извилистая и разветвленная форма поры представляет собою колонию малых пор, которые подобны сферическим.

Считается, что пористость может иметь различную морфологию и локализацию, но механизмы зарождения пор в целом одинаковы. Предполагается, что местом образования пор и других дефектов является двухфазная зона фронта кристаллизации (твёрдо-жидкая область) [201, 238, 265, 282, 287, 337]. Заключение автора [299] сводится к следующим положениям:

- микропористость – важный дефект литейных сплавов; она является потенциальным источником мест образования трещин и обуславливает большой разброс механических свойств литейных сплавов;

- при моделировании акцент делается на механизм, связанный с перепадом давления в двухфазной области (решение уравнения Дарси, использование критерия Ниямы); то, что давление является важным аспектом формирования пористости подтверждается в экспериментах при кристаллизации в условиях пониженного давления; однако этот фактор не единственный;

- перепад давления в двухфазной области обусловлен несколькими параметрами и граничными условиями; в частности, граничное условие на междендритной эвтектике должно рассчитываться корректно; для двухфазной области не существует модели проницаемости равноосной зеренной структуры и модели температурной зависимости вязкости жидкой фазы; под вопросом находится применимость уравнения Дарси к ситуации, когда жидкость «всасывается» пористой структурой, находящейся в процессе формирования;

- механизмы зарождения и формирования пористости должны быть изучены более глубоко; в частности, необходимо исследовать гетерогенное зарождение пор на частицах включений и оксидов; частицы оксидов не смачиваются жидкой фазой и могут адсорбировать значительное количество газа, что сильно снижает значение избыточного давления, необходимого для зарождения пор;

- рост «усадочной» пористости в хорошо развитой дендритной сети требует хороших знаний поверхности раздела между твердой и жидкой фазами.

Несмотря на нерешенность многих вопросов, возникающих при математическом моделировании формирования пористости сплава, многие упрощенные модели, базирующиеся на эмпирических и статистических зависимостях, используются для решения ряда практических задач технологии. Например, в [153] отмечается, что использование компьютерного моделирования позволило в последние годы достичь успехов в повышении качества отливок за счет выявления и устранения «газовой» макропористости. Но актуальной осталась другая проблема - образование в затвердевающей отливке микропористости - рассеянных пор. Процесс формирования микропористости считается [153] до сих пор не ясным.

Вычислительная гидродинамика (CFD) считается эффективным инструментом для расчета и устранения обычной пористости в отливках. До недавнего времени этот инструмент был неэффективным в отношении микропористости, так как имеющиеся физические модели не позволяли рассчитывать изменение давления в расплаве вследствие его усадки при затвердевании. Лишь недавно стали появляться CFD пакеты, способные рассчитывать микропористость (например, FLOW-3D). Исследования компании Albany-Chicago Co. (США) показали, что эти компьютерные программы позволяют достаточно точно предсказывать микропористость в отливках.

Таким образом, следует констатировать, что методы математического моделирования в теоретическом материаловедении в настоящее время интенсивно развиваются и находят свое практическое приложение в виде различных пакетов прикладных программ. В этой связи следует заметить, что первичные представления, например, о пористости дают геометрические подходы, а на их основе затем строятся физические представления о протекании процессов формирования пористости и структуры материала. Для анализа представлений о строении пористой (в широком смысле неоднородной) среды следует кратко

рассмотреть геометрические структуры и текстуры пористых тел и дисперсных материалов. В соответствии с поставленной целью следует остановиться на основных понятиях и концепциях на различных уровнях в иерархии математических моделей: макроскопический, мезоскопический и микроскопический. К основным понятиям следует отнести, прежде всего, геометрические и термодинамические (энергетические), которые на разных масштабах имеют различные физические интерпретации, и поэтому различный математический аппарат.

В [153] отмечается, что в системах со сложной геометрией для перехода от чисто зрительного описания к численным оценкам неизбежно моделирование текстуры, т.е. замена сложной реальности на более упрощенные геометрические модели, удобные для математической формализации. При этом модель пористого тела является не только неизбежной составной частью модели практически любого процесса в пористом теле, но предопределяет механизмы и события в пористом материале. Поэтому геометрическая модель является активной составляющей многих моделей физико-химических процессов, а ее чрезмерное упрощение может сопровождаться столь же чрезмерным искажением реального процесса.

Многие классификации пористых тел базируются на выделении элементов простейшей формы - пор или частиц [182]. Согласно классификации Киселева А.В., все пористые тела делятся на два основных класса: тела с корпускулярной и губчатой структурой. В корпускулярных системах легко описывается морфология частиц, но сложно - пор между ними. В губчатых - наоборот - проста форма пор, но сложна форма каркаса твердой фазы.

Радущкевич [148] предложил классифицировать пористые тела сразу по двум признакам: а) механизму образования и б) общему характеру текстуры. По первому признаку выделены две основных группы: системы сложения и системы роста. Системы сложения образуются при случайном соединении (суммировании) первичных частиц или их агрегатов, это аналог корпускулярных систем Киселева. Системы роста - результат развития (роста) системы пор

(например, в процессах выгорания, растворения и т.п.) или ориентированного роста каркаса твердой фазы, происходящего, например, при образовании цеолитов, кораллов и т.п. Для систем роста часто характерна индивидуальная почти неповторимая морфология, в то время как системы сложения обычно описываются более простыми статистическими закономерностями. Комбинация систем роста и сложения приводит к сложным или комбинированным системам типа получаемых при образовании волокнистого углерода на нанесенных металлических катализаторах. Классификация по второму признаку - общему характеру текстуры, выделяет системы с четко упорядоченной и разупорядоченной структурой.

В ряде работ по измерению механической прочности на разрыв используется модель Ребиндера-Щукина-Марголис [152], представляющая пористое тело в виде регулярных упаковок монодисперсных сфер. Основные расчетные параметры этой модели - число контактов сфер в единице сечения и прочность единичного контакта. В то же время прочность определяется не одинаковыми для всего пористого тела контактами, а наиболее слабыми. Поэтому для создания более совершенной теории необходима модель, учитывающая неравноценность разных участков пористого материала.

Для формулировки и последующего усложнения задачи на первом шаге используется алгоритм формирования регулярной структуры, образованной плотной упаковкой шаров. На следующем шаге вводится усложнение в виде статистической нерегулярной упаковки, затем могут быть рассмотрены упаковки из шаров разного радиуса. Это «геометрическое» моделирование дает возможность интерпретации сложных физических объектов, например, особенностей структуры жидкостей и растворов [15].

Сложная структура «физической» пористой среды заставляет представлять ее как обобщенную модель пористой среды в виде иерархической системы более простых моделей, сохраняющих все необходимые связи друг с другом и с общей моделью. Такая иерархическая система может состоять из некоторой последовательности моделей, например, следующего типа [15].

(1) Модель атомно-молекулярной структуры и межмолекулярных взаимодействий в объеме твердой и газовой фазы и на границе их раздела. Именно на этом уровне и только на нем необходима детализация состава, структуры и взаимной ориентации взаимодействующих компонентов на молекулярном масштабе. Характерный геометрический размер или масштаб этого уровня моделирования - порядок расстояний эффективных межмолекулярных взаимодействий (столкновений).

(2) Модель первичных текстурных элементов - отдельных узлов и связей решетки пор и частиц, т.е. индивидуальных полостей и связывающих их окон или индивидуальных частиц и зон их контактов с ближайшими соседями. Характерный размер или масштаб этого уровня соответствует размерам отдельных узлов и связей с возможным использованием их средних размеров или функций распределения по размерам. Влияние процессов в соседних узлах или связях рассматривается в рамках моделей следующего уровня. Граничные условия для расчета модели i -того уровня иерархической системы моделей определяются особенностями процессов в моделях предыдущего и последующего уровней ($i - 1$ и $i + 1$).

(3) Модель кластеров или ансамблей узлов и связей, размер и структура которых определяется масштабом исследуемого процесса. На этом уровне важны локальные значения координационных чисел решеток пор и частиц, т.е. числа связей, приходящихся на один узел, морфология кластеров и т.д. Пример задач такого уровня - капиллярная конденсация или в более общем случае - распределение введенной в пористое пространство конденсированной фазы при ограниченной степени заполнения объема пор, промежуточные стадии спекания, сушки и т.д.

(4) Модель решетки ансамблей кластеров, учитывающая локальные неоднородности распределения узлов и связей, в том числе их распределение по радиусу зерна, наличие более или менее явно выраженных агрегатов частиц или пор. Такая модель очевидно важна при исследовании гранул с бипористой

или бидисперсной структурой, где характерный размер определяется размером соответствующих агрегатов. Отсутствие явных макронеоднородностей устраняет необходимость введения такого уровня моделирования, в таких случаях модель уровня (3) сразу переходит в модель уровня (5).

(5) Модель зерна пористого тела в виде решетки пор и/или частиц, учитывающая средние значения координационного числа связей и распределение узлов и связей по характерным размерам.

(6) Модель элемента слоя пористых зерен, описывающая процессы тепло- и массообмена.

Каждый набор моделей - один из возможных наборов. При решении конкретных задач иерархические уровни при необходимости могут расширяться или сужаться с введением новых подуровней, или объединением введенных ранее. При этом на каждом уровне конкретизируются и моделируются лишь параметры данного уровня с учетом граничных условий, определяемых процессами и моделями соседних уровней.

Моделирование может базироваться как на геометрии пористого пространства, так и геометрии твердой фазы. Одно из несомненных преимуществ такого подхода заключается в возможности независимой параллельной разработки моделей для разных уровней (как геометрических моделей, так и моделей соответствующих процессов).

Таким образом, можно констатировать, что градация математических моделей может быть сведена к классификации: макроскопический, мезоскопический и микроскопический уровень. Построение такой иерархии диктуют задачи приложений, для решения которых важно иметь информацию о потенциальных возможностях математических моделей. Известно, что правильная постановка задачи – это половина ее решения, поэтому, чтобы получить требуемый ответ (результат моделирования), нужно использовать тот инструментарий, который дает именно этот ответ.

1.1.2. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО СТРУКТУРНОГО УРОВНЯ

Макроскопический уровень моделирования позволяет отслеживать процесс в целом и используется в основном для подбора параметров технологического процесса – его оптимизации (например, для получения минимальной пористости). Многие детали при этом, в частности, связь между составом сплава и режимом, обеспечивающие низкую пористость, остаются за границами рассмотрения и принимаются известными. Эти детали моделируются на другом иерархическом уровне - мезоскопическом. Проблема мезоскопического уровня структуры сплава и попытки представления этой структуры в математической модели процесса кристаллизации с целью управления механическими свойствами путем задания параметров технологического процесса может быть проиллюстрирована на некоторых работах.

Так, известно, что на свойства металлических сплавов, особенно жаропрочных, влияет их структура, например, формируемая в форме дендритов. При кристаллизации таких сплавов формирование дендритной структуры и ее параметры существенно зависят от организации технологического процесса. Постоянно предпринимаются попытки разработки математических моделей процесса кристаллизации, но, несмотря на прогресс численных методов, трехмерное моделирование роста дендритов остается сложной задачей, особенно если требуется учет влияния конвекции. Для описания конвективных течений используются континуальные подходы вычислительной гидродинамики (CFD), использующие уравнения Навье-Стокса. В последнее время все чаще используются «решетчатые методы». Эти методы используют кинетические уравнения и позволяют перейти от микроскопического описания к мезомасштабному уровню.

В ряде работ этот подход был использован для представления процессов теплопередачи, фазовых превращений, систем реакций, в частности с учетом энтальпии фазового перехода и пористой структуры среды [232, 248, 255]. В

последнее время метод был развит для описания роста дендритов при кристаллизации сплавов [239, 242, 305], но эти модели не включали конвекцию. В развитие подхода для описания роста дендритов при кристаллизации сплавов было предложено использовать комплексный подход, сочетающий метод «решетки Больцмана» и метод клеточных автоматов [211, 233, 309, 332]. Предполагается, что растворенное вещество может быть перенесено диффузией и конвекцией. Концентрация на поверхности вычисляется с учетом коэффициента распределения, коэффициента Гиббса-Томсона и анизотропией поверхностной энергии [289, 310, 338]. Алгоритм метода клеточных автоматов предполагает наличие трех типов клеток, относящихся к твердому телу, жидкости и поверхности раздела фаз, и каждая клетка характеризуется концентрацией, температурой, кристаллографической ориентацией и фракцией твердого тела. Иллюстрация вычислений, выполненных на суперкомпьютере, представлена в [235].

Для повышения качества литейной продукции существует потребность в математическом моделировании макроскопической ликвации. Модель, представленная в [316], учитывала многофазность среды, а также явления теплопередачи, конвекции расплава, перемещения твердого каркаса, сопровождающиеся ростом зерен и возможным их дроблением. Результаты расчетов сопоставляли с экспериментальными результатами для модельных сплавов и промышленных сталей. Для стальных слитков наблюдалась зона отрицательной ликвации и зона расслоения.

Математическая модель была разработана в соответствии с более ранними работами [205-206, 208, 223, 236, 271, 286, 327, 328]. В работе [206] была предложена многофазная модель, учитывающая конвекцию расплава и движение зерна. Считается, что эта модель объединяет явления макромасштаба с явлениями микромасштаба - кинетикой роста зерна. В работах [327, 328] представлены многофазные модели, включающие до пяти фаз и описывающие дендритный и недендритный рост кристалла с учетом движения и плавления

зерен. Вопросы геометрии слитков в форме масштабного фактора рассмотрены в работах [223, 271, 272].

Модель формулируется в форме системы уравнений сохранения (массы, импульса, энергии и концентрации компонентов), осредненные по объему, с условием межфазного баланса. Используется формализм Эйлера-Лагранжа. Среда предполагается трехфазной: жидкая фаза, столбчатая фаза и фаза равноосных зерен. Формулировка модели различается для зон столбчатой и равноосных структур сплава в основном за счет уравнения импульсов. Элемент столбчатой структуры представляется цилиндром, равноосной структуры - сферой. Взаимодействия между фазами столбчатой и равноосных структур в модели не предполагается. В модели используются вспомогательные соотношения, в частности, относящиеся к кинетике изменения числа зерен и нуклеационной кинетике образования зародышей кристаллизации. Предполагается, что скорость роста числа зерен пропорциональна концентрации зародышей кристаллизации, а концентрация зародышей кристаллизации пропорциональна степени переохлаждения (внедрения расплава в метастабильную область). Предполагается также, что реализуется нормальное распределение числа зародышей от глубины внедрения расплава в метастабильную область. Другие детали модели заимствованы из работ [240, 320], для анализа результатов привлекаются литературные данные аналогичных работ [216, 250, 274, 340].

Остывание металла при сварке сопровождается формированием структуры сварного шва. При этом наблюдается дендритная и равноосная кристаллизация [228]. Задача моделирования формулируется как предоставление возможности управление структурой сплава и, соответственно, механическими свойствами сварного шва.

При построении модели процесса использовали ранее разработанные модели кинетики фазового перехода [218, 229, 300, 307], использующие континуальный подход, чтобы обойти трудности, связанные с разрывом, пред-

ставляющим поверхность раздела твердое - жидкость, на которой обеспечивается фазовое превращение. В модели предусматривается изменение фракционного состава твердой фазы за счет роста зерен и изменение (рост) пористой области твердой фазы.

Дендритный рост твердой фазы (формирование столбчатой структуры) относят к мезоскопическому уровню моделирования. Поверхность раздела между двумя макрофазами - твердой и жидкой - представляется границей, которая является переходной зоной и характеризуется насыщенностью жидкости дисперсными частицами твердой фазы (вблизи жидкой макрофазы) и пористой средой, каркас которой построен из частиц твердой фазой и в порах которой содержится жидкость. Скорость роста дендрита определяется локальным переохлаждением и температурным градиентом [219, 229, 280].

Модель формирования равноосной структуры использует усредненный подход [280]. Эти процессы изучены для большого числа сталей [294, 315, 321]. Информация, представленная в виде плотности (концентрации) зерен и распределения их по размерам, используется для моделирования равноосной кристаллизации сплавов [264, 291].

При моделировании неустойчивости Кельвина-Гельмгольца, возникающей на границе несмешиваемых и несжимаемых двух потоков одной жидкости, успешно используется «одножидкостная модель» жидкой фазы [314]. Для случая сварки модель позволяет отразить взаимодействия между исходным материалом, материалом наполнителя и воздухом, для чего потребовалось 3 дополнительных уравнения, представляющих эффективные величины: плотность, удельную теплоемкость и удельную теплопроводность.

Установлено, что в объеме сварного шва при затвердевании формируется столбчатая (дендритная) структура, так как реализуется высокое значение температурного градиента при охлаждении. Условия, реализуемые в случае процесса сварки, не позволяют равноосной структуре конкурировать с дендритной.

Макроскопическая ликвация - неравномерное распределение углерода по объему стального слитка - сопровождает процесс его охлаждения. Было показано [227], что метод водяного охлаждения позволяет уменьшить размер первой усадочной раковины в слитке, заметно устраняет положительное расслоение в вершине слитка и отрицательную ликвацию в основе слитка по сравнению с традиционным режимом воздушного охлаждения. Было подтверждено, что за макроскопическую ликвацию ответственны два механизма: термомонвекция и движение зерен [207, 273, 329]. Быстрый процесс затвердевания дает лучшую однородность и качество слитка.

Математическая модель для вычислительного эксперимента строилась как двухфазная [273] и включала уравнения сохранения для массы (уравнения неразрывности), момента, энергии всей смеси и компонентов (твердого и жидкого). Граничные условия задавались с учетом конвективного охлаждения через воздушный зазор и излучения; для соответствующих коэффициентов использовались эмпирические зависимости. Показано, что водяное охлаждение благоприятно сказывается на пористости слитка, а магистральная усадочная раковина в охлажденном водой слитке на 30 % меньше, чем в случае воздушного охлаждения.

Работа [339] посвящена моделированию процесса непрерывной разливки стали. Этот способ разливки считается самым перспективным и им производится до 90 % стали в мире. Однако ему присущи и определенные недостатки: высокая концентрация дефектов, приводящая к образованию различных трещин [215]. Эти недостатки микроструктуры напрямую связаны с микросегрегацией легирующих компонентов (углерод) и примесей (фосфор, сера). Считается, что перитектические сплавы (стали) наиболее восприимчивы к образованию микротрещин. Это закладывается на стадии затвердевания в области пористой среды и обусловлено сложным сочетанием процессов теплопередачи и формирования распределения внутренних напряжений.

Для разработки рекомендаций по повышению трещиностойкости сталей привлекаются методы математического моделирования [222, 224, 243, 247,

259-263, 268, 283, 292, 301, 311-313, 325, 326, 330]. Ставится задача разложения процесса на стадии: фазового перехода и последующего остывания с формированием поля внутренних напряжений в отливаемой полосе. Для представления внутренних напряжений использованы подходы, развитые в работах [311, 312]; для представления динамики трещин при растяжении и изгибе - [262, 283], а также методы механики оболочек - [259, 325, 326]. Основным интерес для математического моделирования представлял процесс сегрегации (разделения, ликвации) компонентов сплава в области прохождения процесса кристаллизации в области пористого фронта, элементы которого имеют дендритную структуру [220]. Для моделирования использован метод конечных элементов, развитый для этого класса задач в работах [202, 217, 221, 231, 244, 317]. Результатом работы явилось то, что была показана определяющая роль микросегрегации растворенных элементов в пористой области фазового перехода, так как большинство трещин, формирующихся в стали, при непрерывной разливке, локализуется в междендритном пространстве. Показано, что пластичность пористого скелета связана с микросегрегацией растворенных элементов на поверхностях раздела фаз, образующих дендриты.

Процесс нагрева стальной плиты для последующего проката моделируется в [322]; он сопровождается фазовыми превращениями перлита, феррита, аустенита и цементита. В математической модели он представлен как гомогенизация за счет диффузии в исходной системе [267, 303, 306]. Исследования на модели предприняты для того, чтобы снизить дендритную ликвацию путем отжига и гомогенизации при нагреве стальной плиты перед горячей прокаткой. Процесс гомогенизации представляется диффузионными моделями с подвижными межфазными границами [251, 258]. Для моделирования зернистых структур в [322] использован метод мозаики Вороного [237, 270, 284, 323, 336] (программное обеспечение VGRAIN, автоматически генерирующее микроструктуру материалов).

Новый подход к моделированию структур сплавов, формирующихся по механизму спинодального расслоения на фазы, представлен в работах [87, 88,

198, 199, 275], в которых использован математический аппарат теории неравновесных фазовых переходов.

Таким образом, выполненный обзор позволяет заключить, что «спектр» математических приемов, используемый для моделирования структуры сплавов на мезоскопическом уровне особенно широк (в отличие от макроскопического и микроскопического). В тоже время — это направление математического моделирования является в настоящее время наиболее бурно развивающимся, поэтому представляет большой интерес для практики, в частности, для прогноза ресурса изделий в различных условиях эксплуатации.

1.1.3. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСКОПИЧЕСКОГО СТРУКТУРНОГО УРОВНЯ

Как было показано выше (Приложение 1.1.1 и 1.1.2), одной из ключевых проблем теоретического материаловедения, является проблема формирования структуры и текстуры материала. Для решения ее используются различные подходы: одни ближе примыкают к технологическим задачам выбора состава сплава и технологического режима, другие в большей степени направлены на установление механизмов формирования структуры материала и понимание взаимосвязи протекающих при этом процессов, третьи ставят задачи разработки модельных представлений и математических моделей на их основе. Представляет интерес проиллюстрировать эти проблемы постановкой и решением ряда исследовательских задач, которые могут быть отнесены к микроскопическому уровню, т.е. в которых главную роль играют атомные и молекулярные взаимодействия. Эти взаимодействия могут рассматриваться в рамках некоторой геометрии, для иллюстрации которой используются такие математические объекты, как шары, диски, решетки и т.п. Для рассмотрения этого уровня моделирования для примера можно остановиться на нескольких работах (не претендуя на полноту охвата проблемы).

Так, в работе [70] поставлена задача компьютерного моделирования структуры и свойств аморфных металлов и сплавов. Автор отмечает, что в последние тридцать лет произошло смещение центра интересов в физике конденсированных сред, охватившее новые классы материалов и явлений. Это относится к наноматериалам - ультрадисперсным порошкам, фуллеренам и нанотрубкам, а также твердым аморфным телам, в частности к металлам и сплавам с топологически разупорядоченной структурой - металлическим стеклам. Основной трудностью при исследовании аморфных материалов является нестабильность этой фазы, которая создает большие проблемы, как при получении, так и при исследовании.

Проблемы, связанные с экспериментальным исследованием аморфных структур, потребовали разработки теоретических моделей плотных упаковок жестких сфер. Первой такой упаковкой была модель случайной непрерывной сети атомов В. Захариазена, построенной для описания структуры плавленого кварца [335]. В дальнейшем этот подход получил свое развитие в работах Дж. Бернала [15-19] и других [249, 281, 302]. В настоящее время число моделей структур, статических и динамических уже велико и продолжает возрастать. Однако проблема исследования структуры и свойств топологически разупорядоченных структур настолько сложна и обширна, что каждое новое продвижение в этой области представляет бесспорный научный интерес. Для построения моделей аморфных структур используются методы случайной плотной упаковки твердых сфер и методы потенциалов взаимодействия (эмпирических потенциалов и псевдопотенциалов). Основной математической процедурой при построении плотных топологически разупорядоченных структур является процедура нелинейной оптимизации, и ее правильный выбор определяет эффективность всего алгоритма построения структуры.

В [70] использовались эмпирические потенциалы взаимодействия Морзе и Баллога, а также потенциал, восстановленный из рентгеновского эксперимента на жидком железе и псевдопотенциал Мориарти. Проведено сравнение тонкой структуры и свойств построенных кластеров для одинаковых атомов,

но с разными потенциалами взаимодействия. Показано, что во всех модельных структурах существуют плоские, пятичленные и семичленные кольца; они являются классическими признаками аморфности структуры. Исследованы детали тонкой структуры ближнего порядка, показано, что первая координационная сфера представляет совокупность тетраэдров.

Обнаружено, что в большем кластере спонтанно возникают микроскопические области кристалличности (по крайней мере, одномерной): несколько атомов в процессе релаксации выстраиваются строго вдоль прямых. Возможно, что процесс кристаллизации при моделировании является размерным эффектом и кластер должен содержать достаточно большое количество атомов, чтобы в нем могли возникнуть микрокристаллиты.

Показано, что в результате релаксации в интерметаллиде Ni_3Al возникает отчетливо выраженное химическое упорядочение, тогда как в других бинарных системах такое упорядочение лежит в пределах статистической погрешности. Численный анализ деталей тонкой структуры показал, что в больших и сверхбольших моделях при релаксации возникают строго прямолинейные цепочки атомов, которые могут рассматриваться как зародыши кристаллизации.

В работе [33] методом молекулярной динамики исследовалась устойчивость метастабильных фаз и кластеров. Рассматривались следующие вопросы: методы исследования устойчивости систем взаимодействующих частиц, в частности, энергетические барьеры при образовании и росте зародышей, критерии коротковолновой устойчивости (теория Шнейдера), капиллярная теория сосуществования жидких и твердых кластеров, а также использование многогранников Вороного в вычислительном эксперименте, устойчивость переохлажденной жидкости к бесконечно малым возмущениям, экспериментальные и теоретические исследования устойчивости переохлажденных жидкостей, термодинамические свойства простой жидкости в метастабильной области, структура переохлажденной жидкости, спонтанная кристаллизация переохла-

жденной жидкости в вычислительном эксперименте, создание разупорядоченной среды вокруг кристаллического ядра, фазовый переход и структурная релаксация в переохлажденном аргоне, топологические индексы структур аргона, релаксирующих к кристаллу и жидкости, устойчивость перегретых кристаллов, удельная поверхностная энергия кристаллического аргона, модель формирования свободной поверхности, температурная зависимость поверхностной энергии, структура кристалла и устойчивость кристаллических кластеров, компьютерное изучение фазовых переходов в кластерах, поверхностное натяжение кластеров, структура гетерокластеров.

Информацию о структуре жидкости ранее давали эксперименты по упругому рассеянию нейтронов и рентгеновских лучей. Данные по рассеянию удобно представлять в виде функции радиального распределения. В последнее время пространственное расположение молекул в жидкости стали определять по тонкой структуре рентгеновского поглощения [194]. Неполнота, а также неоднозначность описания структуры жидкости из данных эксперимента стимулировали бурное развитие моделирования неупорядоченных систем. Моделирование развивалось от простых статистических представлений [15-19] к разностороннему компьютерному анализу [34, 35, 210, 297]. Существенные сведения о структуре жидкости были получены в результате применения метода статистической геометрии в молекулярно-динамических расчетах. Этим путем были определены особенности координации частиц в жидкости [36, 129, 297], в частности, несоответствие ближнего порядка нерегулярной системы [165] кристаллическому упорядочению. Подтвердился вывод Бернала [208], что жидкость не бесструктурна, но она устроена по-другому, чем кристалл (недостатки теории гомогенной нуклеации рассмотрены в [287]).

Проведенные исследования позволили сделать следующие заключения:

- динамические коротковолновые возмущения могут приводить к нарушению устойчивости однородной переохлажденной жидкости;

- тип структуры новообразований, присутствующих в переохлажденной жидкости, во многом определяет направление фазового перехода, включая возможность появления метастабильных кристаллов;

- устойчивость перегретого кристалла характеризуется формой углового распределения ближайших соседей, полученного путем статистического анализа многогранников Вороного, и поведением производных по давлению ряда механических величин, связанных с модулями упругости третьего порядка;

- устойчивость твердого кластера определяется его способностью удерживать внутренние нормальные напряжения, радиальное распределение которых в большей степени зависит от структуры агрегата, чем от типа межатомного взаимодействия.

Представляют интерес следующие результаты:

- с понижением температуры термодинамическая устойчивость метастабильной нерегулярной структуры может не только не понижаться, но может даже возрастает, а спинодаль у переохлажденной жидкости может отсутствовать. Однако с ростом переохлаждения понижается коротковолновая устойчивость. Достижение предела устойчивости жидкого состояния сдерживается стеклованием;

- процентное содержание фона углового распределения ближайших геометрических соседей может служить критерием устойчивости кристаллических решеток. Критическая доля фона зависит от типа регулярной упаковки. Критерием устойчивости перегретого ОЦК кристалла может быть аномальное поведение производных модулей упругости 2-го порядка по давлению, которые резко возрастают с приближением к температуре разрушения;

- необходимым условием целостности кластера является положительная определенность среднего значения поверхностного натяжения, а устойчивость структуры связана с поверхностными свойствами агрегата;

- размер твердого сферического кластера может быть как больше, так и меньше радиуса равнозначной координационной сферы соответствующего

протяженного кристалла. Структурный переход, как правило, сопровождается уменьшением размера агрегата;

- в металлическом кластере, испытывающем структурный переход ОЦК - ГПУ, нормальная компонента тензора давления положительна для внутренних сферических слоев агрегата и отрицательна для наружных. Прямо противоположный характер распределения нормальных напряжений имеют кластеры металлов с ГЦК структурой, а также твердые кластеры инертных газов.

Вопросы исследования структуры конденсированных сред поставлены в работе [139], автор которой отмечает, что из литературы [29, 40, 57, 67, 72, 168], посвященной потенциалу Леннард-Джонса («6:12»), следует, что параметры потенциала «6:12» практически не привязаны к физико-химическим свойствам вещества. Особый интерес представляет проблема формирования объемных и энергетических свойств вещества при увеличении количества структурных элементов в кластерах [50, 157, 204, 213, 233, 244, 245, 253, 256, 268, 277, 284] и при переходе от микрокластеров (димеров, тримеров, тетрамеров и т.д.) к конденсированным состояниям вещества. Автором [139], предложено рассматривать нагревание простых жидкостей от температуры плавления до температуры испарения как ряд квазифазовых переходов; предложена новая точка подобия жидкого состояния вещества, имеющая место в различных жидкостях (ассоциированных, простых, квантовых, классических) [140-144]. Установлено, что в этих «особых» точках координационные числа имеют четные значения Z (10; 8; 6; 4). Предполагается, что отсутствие у простых молекулярных кристаллов, состоящих из небольших молекул сферической формы, кристаллических решеток с нечетными значениями координационных чисел Z свидетельствует об их нестабильности.

Для описания свойств реальных газов в работе [65] использована модель ван-дер-ваальсовского ассоциированного флюида, в частности рассмотрены следующие вопросы: модельные представления о неидеальных газах с учетом явления ассоциации молекул, вириальное уравнение состояния, классификации определений ассоциатов в теориях ассоциированных газов и жидкостей,

теории ассоциации Банда, Френкеля, ван-дер-ваальсовского газа Вукаловича и Новикова. Отмечается, что уравнение Ван-дер-Ваальса, дающее качественное описание газов и жидкостей, можно существенно улучшить учетом явления ассоциации. Экспериментальные и теоретические исследования подтверждают эту точку зрения даже в отношении инертных газов.

В работе [65] выполнен молекулярно-статистический расчет констант равновесия квазихимических реакций образования ассоциатов кратности i путем присоединения единичной молекулы к ассоциату кратности $i-1$ (констант ассоциации), показана целесообразность ограничения числа употребляемых констант. Рассмотрено влияние способа учета констант ассоциации на форму кривой фазового равновесия. Показано незначительное влияние выбора параметров потенциала парного межмолекулярного взаимодействия Леннарда-Джонса (из набора рассчитанных и полученных экспериментально для данного флюида) на величины констант ассоциации.

«Геометрическая» структура физической системы часто определяет особенности ее поведения. Примеры подобного характера рассмотрены в работе [190]. К ним относятся следующие: относительные избыточные объемы расплавов, структурные модели жидкостей, механическая модель металлических растворов, избыточные термодинамические функции металлических расплавов, внутренняя структура плотноупакованного статистического ансамбля жестких сфер и ее связь с термодинамикой смещения, макроскопическая модель расплавов с наличием направленных связей у одного из компонентов. В этой работе экспериментально исследованы плотность и поверхностное натяжение двойных расплавов, а полученные результаты анализируются с помощью макроскопических моделей, в основе которых лежит гипотеза Бернала [15-19, 208, 209] о топологической идентичности структуры простой жидкости и нерегулярно плотноупакованного ансамбля жестких сфер. Обоснованность таких предположений для металлических расплавов считается доказанной [55, 166], и в данной работе использована для объяснения противоречивого пове-

дения расплавов исходя из геометрических особенностей структуры, построенной из шаров разного размера. Автор [190] отмечает, что характер диаграмм равновесия металлических систем, структура и свойства металлического сплава, часто неоднозначно отражаются в жидкой фазе. Особенно это касается расплавов с тенденцией к расслаиванию, например, типа простых эвтектических систем, поведение которых не описывается в терминах идеальных и даже регулярных растворов. Установлено, что характер межчастичного взаимодействия, считающийся единственно ответственным фактором в процессе формирования расплава, не объясняет, почему одни свойства указывают на отрицательные отклонения системы от идеальности, а другие на положительные. Примером служат отклонения молярных объемов двойных реальных расплавов от закона аддитивности. Подобные отклонения обычно объясняют химическими процессами при смешении [30, 167, 184]. Однако для целого ряда металлических систем отмечено отсутствие корреляции между изменением объема при образовании раствора и энергетическими параметрами смешения [81]. Более того, отрицательный избыточный объем при смешении, для расслаивающихся систем с положительными отклонениями от закона Рауля, не укладывается в рамки существующих представлений [276].

Исследованные расплавы одной группы характеризуются резким различием атомных объемов смешиваемых пар. Одновременно, они по-разному отклоняются от закона Рауля. Другие характеризуются малыми эндотермическими эффектами смешения и кристаллизуются по типу эвтектических систем. Некоторые расплавы обнаруживают широкую концентрационно-температурную область расслаивания и поэтому их можно отнести к растворам с сильными положительными отклонениями от идеальности. Предполагается, что при образовании расплавов первой группы размерный эффект в меньшей степени будет завуалирован энергетическим. Наоборот, в расплавах второй группы энергетический фактор должен оказывать решающее влияние на формирование свойств расплава.

Для анализа полученных данных для металлических расплавов применена геометрическая модель раствора, согласно которой раствор рассматривается, как хаотическая совокупность жестких невзаимодействующих сферических частиц. Исследованы детали внутренней конфигурации такой модели и обнаружены геометрические причины асимметричного характера избыточного объема. Показано, что максимальное уменьшение объема смеси достигается при максимуме гетерогенных контактов, возникающих между разноименными частицами. В связи с этими наблюдениями высказано предположение о том, что максимум и других избыточных термодинамических функций, зависящих от числа разноименных контактов, например, энтальпии смешения (ΔH), должны быть асимметричными, если молярные объемы компонентов значительно различаются. Закономерности, получаемые на макроскопических моделях, удовлетворительно описывают асимметричность ΔH реальных расплавов.

Однако оказалось, что упомянутая хаотическая модель раствора, не в состоянии описать объемные изменения в расплавах на основе германия. Объясняется это сохранением в жидкой фазе частичной гомеополярности германия. Разработана макроскопическая модель раствора, один компонент которого металл и поэтому моделируется статистическим ансамблем жестких сфер. Другой компонент в жидкой фазе имеет направленный характер связей и аппроксимируется «молекулами» разной геометрической конфигурации.

На примере изотерм поверхностного натяжения, показано, что геометрическая неравноценность смешиваемых атомов, всегда вызывает отрицательное отклонение от идеальной изотермы. Наиболее четко это наблюдается в системах со значительными положительными отклонениями от идеальности и с заметным размерным фактором.

Работа [190] позволила сделать следующие выводы:

- расплавы щелочных металлов образуются с уменьшением объема при положительных отклонениях термодинамических свойств от идеальности;

- геометрический фактор всегда вносит отрицательный вклад в величину избыточного объема. Поэтому в расплавах с отрицательными отклонениями от идеальности знаки избыточного объема и энтальпии смешения, как правило, совпадают. Наоборот, для расплавов с положительными отклонениями от закона Рауля вклады геометрического и энергетического факторов противоположны по знаку и поэтому при умеренных положительных отклонениях системы от идеальности и значительном различии атомных объемов компонентов избыточный объем раствора может быть и отрицательным, как например, в расплавах щелочных металлов. Если образование раствора слишком затруднено «структурной» несовместимостью компонентов, энергетический фактор полностью доминирует над геометрическим, и система расширяется в объеме;

- в расплавах с тенденцией к расслаиванию геометрическая неравноценность смешиваемых атомов всегда вызывает уменьшение поверхностного натяжения раствора по сравнению с идеальной изотермой Луховицкого. В таких случаях изотерма Павлова-Попеля лучше описывает экспериментальные данные, поскольку учитывает эффекты, связанные с размерным фактором;

- путем исследования структуры нерегулярно плотноупакованного ансамбля жестких сфер установлены концентрационные закономерности изменения разноименных координаций. При этом обнаружено, что максимум избыточного объема достигается при максимуме разноименных связей и всегда сдвинут в сторону компонента с меньшим атомным объемом. Распространение подобных закономерностей на расплавы показывает, что избыточный объем, а также энтальпия смешения - величина, связанная исключительно с возникновением в растворе разноименных связей, могут быть асимметричными в результате геометрической неравноценности смешиваемых атомов;

- для объяснения объемных изменений в расплавах на основе германия разработана макроскопическая модель раствора, один из компонентов которого металл и поэтому представляется как хаотическая совокупность плотноупакованных сферических частиц. Другой компонент раствора в значительной

степени сохраняет направленный характер сил связей в жидкой фазе, в результате предполагается, что образуются «молекулы» разной геометрической конфигурации.

Ряд подобных проблем, связанных с геометрическим представлением физических объектов, был предметом изучения в работе [128]. Рассматривались решеточная модель бинарного раствора с центральными взаимодействиями и решеточная модель ассоциированного раствора. В работе был использован метод Монте-Карло, в частности для исследования концентрационной и ориентационной неоднородности бинарного раствора с направленными взаимодействиями.

Автор [128] отмечает, что, несмотря на большие успехи в развитии строгих методов расчета, на пути приложения их к реальным физическим системам стоят большие трудности как математического характера, так и связанные с недостаточностью сведений о потенциальной функции межмолекулярного взаимодействия. Поэтому при описании свойств растворов важным является использование различных модельных представлений, в частности решеточные модели.

Решеточные модели разработаны для систем с центральными и направленными взаимодействиями (когда энергия взаимодействия зависит от способа контактирования молекул), для систем, в которых молекулы компонентов близки по размерам или заметно отличаются. На основании этих моделей рассчитывают избыточные термодинамические функции раствора, характеристики упорядоченности системы.

Наиболее изученной является система близких по размерам молекул с центральными взаимодействиями. Модель основана на предположении о том, что по узлам решетки статистически распределены частицы различных сортов, причем учитывается взаимодействие только между ближайшими соседями. Эта модель сопоставляется с моделью Изинга для ферромагнетиков. Однако и для такой упрощенной модели статистически строгое решение Онзагера существует лишь для ограниченного числа частных случаев (линейная

цепочка, двумерная система эквимолярного состава). Для расчета термодинамических функций двумерных систем неэквимолярного состава, а также трехмерных решеточных систем, которые представляют наибольший практический интерес, используют приближенные методы. Прежде всего, - это квазихимическое приближение, на основе которого строится теория строго регулярных растворов Гуггенгейма, и разложения, область применимости которых ограничена высокими или низкими температурами.

При исследовании систем с направленными взаимодействиями также применяются различные приближенные методы статистической обработки исходной решеточной модели. В частности, получившая широкое распространение теория ассоциированных растворов Баркера включает квазихимическое приближение, распространенное на систему молекул с контактными участками различных типов.

Исследованы системы с центральными взаимодействиями при положительных значениях энергии взаимообмена и в области вблизи критической, где системы макроскопически гомогенные имеют значительные концентрационные неоднородности.

В основе методов, используемых для исследования таких систем, лежат геометрические построения в виде систем твердых шаров, дисков, стержней и т.п. Предполагается, что в этих системах возникают статистические конфигурации, которые исследуются методом Монте-Карло. Конфигурации выбираются хаотически, а затем «взвешиваются» путем умножения на экспоненциальный множитель, который пропорционален вероятности конфигурации в системе, описываемой каноническим распределением. Вклад некоторой L -ой конфигурации в канонические средние пропорционален больцмановскому множителю, который может сильно меняться в зависимости от конфигурации. В связи с этим некоторые конфигурации дают значительный вклад в канонические средние, некоторые - практически нулевой. При хаотическом выборе,

однако, и те, и другие конфигурации появляются одинаково часто, а умножение на вероятностный множитель производится только при формировании суммы.

Обсуждается нерациональность такого метода генерирования конфигураций. Так, если плотность системы велика, тогда среди хаотически выбранных конфигураций основную долю составят такие, в которых, по крайней мере, две частицы перекрываются, т.е. сближены настолько, что между ними имеется сильное отталкивание. В этом случае для модельной системы твердых шаров бесконечности равна энергия, всех конфигураций, при которых хотя бы два шара перекрываются.

Для численного расчета канонических средних используется метод Метрополиса [278]: конфигурации генерируются так, чтобы относительная частота появления произвольной L -ой конфигурации в цепи равнялась вероятности появления этой конфигурации в канонически распределенной системе. Цепь конфигураций получают путем задания вероятностей перехода от одного состояния к другому. Вероятность перехода зависит от энергии этих конфигураций. Эти вероятности являются условными, т.е. вероятность конфигурации зависит от того, каким было предыдущее событие. Последовательность таких событий представляет собою цепь Маркова. Теория марковских цепей дает возможность показать, что предельная зависимость для вероятности появления конфигурации с заданной энергией будет выполняться, если вероятности удовлетворяют определенным условиям.

Цепь Маркова сходится к каноническому ансамблю Гиббса в том смысле, что при достаточной длине цепи различные состояния появляются с частотами, которые пропорциональны больцмановскому множителю. Среднее от некоторой функции вдоль цепи стремится к среднему по каноническому ансамблю.

Первой системой, для исследования которой был использован метод Монте-Карло, была система твердых дисков [278] - двумерная система с пар-

ным потенциалом взаимодействия. Наибольшей возможной плотностью упаковки в бесконечной системе обладает плотноупакованная регулярная гексагональная решетка - треугольная решетка. Для системы твердых дисков проводились расчеты уравнения состояния, получены также радиальные функции распределения. Наиболее распространенными из непрерывных потенциалов являются потенциал Леннарда-Джонса и потенциал Гуггенгейма-Мак-Глашена.

Таким образом, рассмотренные работы позволяют заключить, что на этом уровне математического моделирования остается много вопросов, которые не позволяют напрямую использовать их результаты для практических приложений. Хотя эти методы пока не могут конкурировать с экспериментальными методами прямых измерений (энтальпии и энтропии смешения и др.), но они имеют большой «объяснительный потенциал» качественной трактовки результатов эксперимента. Это позволяет на качественном уровне ориентироваться в «многомерном пространстве» составов и свойств сплавов, используя для этого только геометрические и энергетические представления.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1.2. МОНИТОРИНГ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗАДЕЛА В ТРИБОЛОГИИ ПРОТИВОИЗНОСНЫХ ПОКРЫТИЙ И СМАЗОК (РЕЗУЛЬТАТЫ АПРОБАЦИИ В РАЗЛИЧНЫХ ОБЛАСТЯХ ТЕХНИКИ)

Проблема повышения живучести артиллерийских стволов является актуальной по многим причинам, в том числе, и экономическим. Основной причиной выхода ствола из строя является расширение его канала вследствие износа. Это приводит к прорыву пороховых газов и падению их давления, девиации снаряда и, как следствие - к снижению дульной скорости и кучности стрельбы. Износ канала ствола зависит от количества выстрелов, условий ведения огня, ухода за орудием, состояния боеприпасов.

Так, основной износ 125-мм танковой пушки 2А46М и 2А46М-1 происходит при выстреле бронебойно-подкалиберными снарядами. Труба подлежит

замене при увеличении диаметра канала ствола на 3,3 мм на расстоянии 850 мм от казенного среза трубы (не более 100 выстрелов при стрельбе бронебойно-подкалиберными снарядами - замена ствола).

Величина износа зависит от ряда факторов, прямо или косвенно приводящих к разрушению поверхностного слоя канала ствола из соответствующего металла:

- трение ведущих устройств снаряда о стенки ствола;
- эрозионное и механическое воздействие газопороховой смеси;
- динамические нагрузки в процессе врезания или опрессовки ведущих устройств в заходном конусе канала ствола;
- диффузия различных газообразных продуктов разложения пороха в поверхностный слой канала ствола;
- циклические тепловые нагрузки на материал ствола и, как следствие, структурно-фазовые превращения в металле и усталостное разрушение поверхностного слоя.

Первичная апробация металлоплакирующих составов с целью повышения живучести стволов была выполнена при полигонных испытаниях пушки МТ-12 (ФКП НИИ «Геодезия», 2001 г.). Перед стрельбой на очищенную и обезжиренную поверхность канала ствола №1189 был нанесен металлоплакирующий антифрикционный противоизносный состав в объеме 58 см^3 . Ранее из данного ствола было произведено 64 выстрела с БПС. На ведущие пояски снарядов перед каждым выстрелом наносился тонкий слой состава № 2 (на 100 снарядов израсходовано также 58 см^3 состава № 2).

Полигонные испытания защитного покрытия, нанесенного при помощи металлоплакирующих противоизносных составов, проводились стрельбой бронебойно-подкалиберными снарядами 5М2 в объеме 20 выстрелов в каждый день испытаний. Всего из пушки МТ-12 произведено 100 выстрелов. После отстрела каждой группы выстрелов (20 шт.) пушка выдерживалась в течение суток при температуре помещения $10-13^{\circ}\text{C}$, после чего производился обмер канала ствола механической звездкой через каждые 50 мм, а в сечениях, при-

легающих к зарядной камере (930 мм, 1050 мм, 1260 мм, 1380 мм, 1500 мм), обмер производился прибором контроля износа (ПКИ-19). В таблице Пр.1.1 помещены данные по износу на 1 выстрел.

Дополнительно была произведена серия испытаний из 44 выстрелов из изношенного ствола после 200 выстрелов. При анализе результатов из рассмотрения были исключены выстрелы обычными снарядами (ОФС, 0ФК), так как по данным обмеров после проведения серии из 34 выстрелов такими снарядами износа не было обнаружено, как до стрельб, так и после них износ в сечениях 1260 мм, 1380 мм и 1500 мм составил 2,6 мм; 2,2 мм; 2,0 мм, соответственно. Кроме того, не учитывались результаты замеров перед 44 выстрелами подкалиберными снарядами, так как перед этим в течение свыше 7,5 лет стрельбы из ствола не производились, вследствие чего ствол покрылся коррозионной пленкой, не полностью удаленной даже при тщательной чистке: вместо этого были использованы результаты промежуточных замеров после 22 выстрелов подкалиберными снарядами и замеров после 44 выстрелов, проводившихся прибором ПКС в течение суток.

Таблица Пр.1.1

Износ на 1 выстрел в сечениях	Ствол № 1189 с проведением мероприятий антиизноса (60 выстрелов), износ - мм	Ствол № 00298 без антиизносных мероприятий (58 выстрелов), износ - мм
Обмер механической звездкой		
4500 мм	0,0020	0,010
4900 мм	0,0008	0,014
5100 мм	0,0008	0,020
Обмер прибором ПКИ		
1260 мм	0,0025	0,019
1380 мм	0,0008	0,015
1500 мм	0,0008	0,013

По результатам испытаний видно, что износ очень велик на начальном участке, но резко падает по мере приближения к дульному срезу, причем износ у дульного среза становится заметным только после проведения всех стрельб. Темп износа на последних 44 выстрелах, проведенных по антиизносной технологии резко падает по сравнению с износом на предыдущих 137 выстрелах, проведенных по штатной технологии. В среднем темп износа падает в 3 раза - с 1,8 мм на I выстрел до 0,6 мм на I выстрел. Снижение износа находится в пределах от двух до трехкратного по сравнению со штатной технологией.

Другая серия полигонных испытаний защитного покрытия была выполнена с использованием танковой пушки Д-81 (ФКП НИИ «Геодезия»). Износостойкость защитного покрытия, нанесенного на поверхность канала ствола, проводилась стрельбой бронебойно-подкалиберными снарядами индекс ЗБМ42 в объеме 35 выстрелов.

Перед проведением работ поверхность канала ствола была почищена с использованием механизма чистки ствола (МЧТ) из состава передвижного комплекса КПМ 1437 и обезжирена бензином. Затем была измерена величина и характер износа канала ствола прибором ПИНТ (прибор измерения непрямолинейности трубы) из состава КПМ 1437 с инструментальной погрешностью 0,01 мм.

После проведения начальных измерений на поверхность канала ствола был нанесен противоизносный состав № 1 путем возвратно-поступательных движений банника (120 циклов). После нанесения защитного покрытия произведен отстрел 2 групп по 7 выстрелов в группе и 1 группа из 14 выстрелов, затем 1 группа из 7 выстрелов «Манго», на ведущие пояски которых перед стрельбой наносился состав № 2. После отстрела каждой группы ствол чистился, вытирался насухо, после чего производился обмер канала ствола прибором ПИНТ.

В процессе всех стрельб фиксировались начальная скорость и техническое рассеивание снарядов на дистанции 100 м. Результаты измерений диаметра канала ствола № 512 125-мм пушки № РГ1370 приведены в таблице Пр.1.2.

Для оценки износостойкости ствола по полученным результатам были построены экспериментальные зависимости износа от настрела по результатам стрельб однотипными снарядами «Манго» из 4-х стволов, проведенными в ФКП НИИ «Геодезия» без применения антиизносной технологии.

Осредненные зависимости показали, что в пределах 120 выстрелов зависимость износа от количества выстрелов носит линейный характер, т.к. отклонения средних значений износа на всех графиках от прямой отличается незначительно по сравнению с отклонениями от ствола к стволу. Из полученных данных следовало, что в процессе применения «безыносной» технологии на поверхность канала ствола защитного покрытия его износостойкость увеличивается в 2,2 раза.

Таблица Пр.1.2

Расстояние от казенного среза, мм	1200	1100	1000	900
Первичные значения износа, мм	0,542	0,570	0,580	0,590
Величина износа после 7 выстрелов	0,582	0,630	0,640	0,658
Величина износа после 14 выстрелов	0,617	0,685	0,698	0,726
Величина износа после 28 выстрелов	0,655	0,732	0,812	0,850
Величина износа после 35 выстрелов	0,720	0,810	0,880	0,950
Величина удельного износа по антиизносной технологии	0,0051	0,0069	0,0086	0,0102
Величина удельного износа по штатной технологии	0,012	0,015	0,018	0,020
Коэффициент увеличения износостойкости	2,4	2,2	2,1	2,0

При использовании вместо линейных зависимостей средних экспериментальных, в области от 0,5 мм до 1,0 мм коэффициент износостойкости увеличится до 3 - 3,5 (в сечении 1000 мм удельный износ в этой области равен не 0,015 мм, а 0,022 мм соответственно коэффициент износостойкости возрастает до 3,2).

Таким образом, пробные полигонные испытания антифрикционных противоизносных покрытий, выполненные специалистами ФКП НИИ «Геодезия», показали перспективность этого направления исследований. Систематические исследования предполагают обзор и оценку опыта, наработанного в этом и

смежных направлениях. Ниже представлены результаты мониторинга некоторых работ по апробации антифрикционных противоизносных покрытий.

Апробации противоизносных триботехнических составов для повышения живучести стволов стрелкового оружия и артиллерийских орудий посвящены работы [59, 69]. Так, в [59] отмечается, что существуют материалы или триботехнические составы (композиции), которые способны в паре трения при определенных условиях инициировать процессы самоорганизации трения в триботехнически выгодном направлении. Эффект наращивания поверхностей трения происходит за счет введения в смазку различных присадок: органических соединений (фторопласт, стирол, спирты, жирные кислоты и др.); металлов (*Co*, *Ni*, *Cu*, *Zn* и др.); катализаторов (*Pt*, *Pd*, фуллериды и др.); керамики на основе *Nb*, *Ta*, *Zr* и др.; жидких кристаллов (металлов, растворимых в органическом соединении), которые формируют антифрикционный поверхностный слой; наполнителя (природных и искусственных соединений в порошкообразном виде), который формирует подповерхностный слой.

Сообщается, что исследования, проведенные в «ЦКИБ СОО», показали, что наиболее подходящим для применения в стрелковом оружии является полифункциональный состав «Живой металл» (СПФ «ЖМ»), разработанный НИИ специальных технологий, представляющий собой комплекс специальным образом переработанных природных и синтетических катализаторов, органических структур и керамики. В СПФ «ЖМ» применены специально переработанные (гидротермальный каталитический синтез) минералы и включены специальные и металлоорганические (каталитические) системы, что придает СПФ способность к саморегуляции, а также формированию неоднородных (металл, керамика, органические соединения) защитных покрытий, не трескающихся и не откалывающихся при механическом и термическом воздействии. Специальные каталитические системы, включенные в СПФ, снижают насыщение водородом трущихся металлических поверхностей, не допускают снижения прочности поверхностного слоя при диффузии дисперсионно-упрочняющихся систем с поверхностных слоев в более глубокие.

Основу дисперсионно-упрочняющей системы составляет серпентинит. Серпентинит - метафорическая (вторичная) ультраосновная горная порода, имеющая плотность $2,50-2,75 \text{ г/см}^3$ и состоящая из серпентина, магнитного железняка Fe_3O_4 , хромистого железняка и остатков исходных первичных горных пород - оливинов и пироксенов. Основным элементом серпентинита является серпентин, который состоит из силикатов и куросиликатов магния, кадмия и железа. Общая формула - $Mg_6[Si_4O_{10}](OH)_8$. Незначительная часть кремния замещается алюминием, а магния - Al , Fe^{2+} , Fe^{3+} , Ni , образуя новые минералы. Минералогическая структура серпентинов напоминает структуру подшипниковых сплавов: в мягкой волокнистой основе распределены твердые кристаллы (кремнекислородные тетраэдры $[SiO_4]^{4-}$). Плотность серпентина $2,55 \text{ г/см}^3$, твердость по шкале Мооса 2,5 - 3,5, что соответствует микротвердости $73-149 \text{ кгс/мм}^2$ или твердости мало- и среднеуглеродистых сталей в отожженном состоянии.

СПФ «ЖМ» состоит из следующих компонентов: 27,5 % - дисперсионно-упрочняющиеся системы, полученные из минералов; 9 % - специальные каталитические системы, полученные методом каталитического органического синтеза; 10 % - металлоорганический комплекс, содержащий клатратные гетероциклические органические соединения, полученные в результате биосинтеза, а также себациновую и изоциануровую кислоты; 3,5 % - клатратная система, содержащая органометаллические и фторорганические компоненты; 25 % - кремний-фторорганические, полиэфирные, полиамидные органические соединения; 25 % - масло И20А.

Исследования по определению коэффициента трения страгивания для триботехнических пар сталь 30ХН2МФА без покрытия, с хромовым покрытием и СПФ «ЖМ» в сочетании со сталью 20, медью и бронзой (таблица Пр.1.3) показали, что наибольшее сопротивление страгиванию создает хромовое покрытие, наименьшее - СПФ «ЖМ».

Коэффициенты трения страгивания

Материалы триботехнических пар	Коэффициенты трения		
	Сталь 20	Медь	Бронза
Сталь 30ХН2МФА	0,079	0,093	0,084
Сталь 30ХН2МФА + хром	0,131	0,178	0,150
Сталь 30ХН2МФА + СПФ «ЖМ»	0,071	0,089	0,067

Технология нанесения трибологического покрытия на поверхность канала ствола в [59] представлена следующим описанием. Для получения покрытия канала ствола он сначала подвергается предварительной обработке, а затем нанесению соответствующего покрытия. Предварительно канал ствола обрабатывается смесью природных материалов и биологических ферментных систем, растворенных и взвешенных в изопропиловом спирте при температуре $50-80^{\circ}\text{C}$ в течение $60-90$ мин. Затем на поверхность канала ствола наносится покрытие, представляющее собой полифункциональный состав, состоящий из смеси гомогенных и гетерогенных катализаторов и дисперсионно-упрочняющих систем в вязком носителе. Далее производится термообработка первого слоя в течение $2-4$ час при температуре $110-120^{\circ}\text{C}$. После чего ствол присоединяется к образцу оружия, оружие заряжается и производится выстрел, упрочняя тем самым нанесенное покрытие. Количество упрочняющих выстрелов зависит от калибра оружия.

Сообщается [59], что апробация данного способа на различных моделях спортивно-охотничьего и снайперского оружия с последующим их испытанием показало, что полученное покрытие не уступает хромовому по износостойкости и превосходит его по сохранению параметров внутренней и внешней баллистики оружия. Применение СПФ «ЖМ» позволило увеличить ресурс стволов 12,7-мм снайперской винтовки ОСВ-96 в 2 - 2,5 раза при стрельбе как моноблочными, так и оболочечными пулями.

В работе [69] износ канала ствола определяется, как изменение его размеров, контура и качественного состояния элементов (зарядной каморы, нарезов, внутреннего диаметра), и возникает вследствие многократно повторяемого чрезвычайно мощного воздействия на его поверхность пороховых газов и ведущих частей снарядов. Характеристикой износа канала ствола гладкоствольной пушки является увеличение внутреннего диаметра, а у нарезного ствола - изменение геометрических размеров нарезов и удлинение зарядной каморы.

У гладкоствольных пушек увеличение диаметра канала ствола под воздействием ударно-вибрационных нагрузок может происходить в нескольких сечениях по длине трубы, а это сказывается на изменении боя пушек. В нарезных стволах уже после первых выстрелов в начале нарезов можно наблюдать появление мелких трещин (рисунок, а). В дальнейшем (после 200 - 300 выстрелов) трещины увеличиваются и образуют сетку с замкнутыми петлями, постепенно распространяющуюся по каналу в направлении к дульной части (рисунок, б); при этом наблюдаются сплющивание и стирание полей в начале нарезов.

После 1000 - 2000 выстрелов большинство трещин оказываются сориентированными вдоль оси канала ствола из-за эрозионного действия пороховых газов (рисунок, в, г), кроме того, наблюдается выкол полей у начала нарезов, их боевые грани стираются, поля округляются.

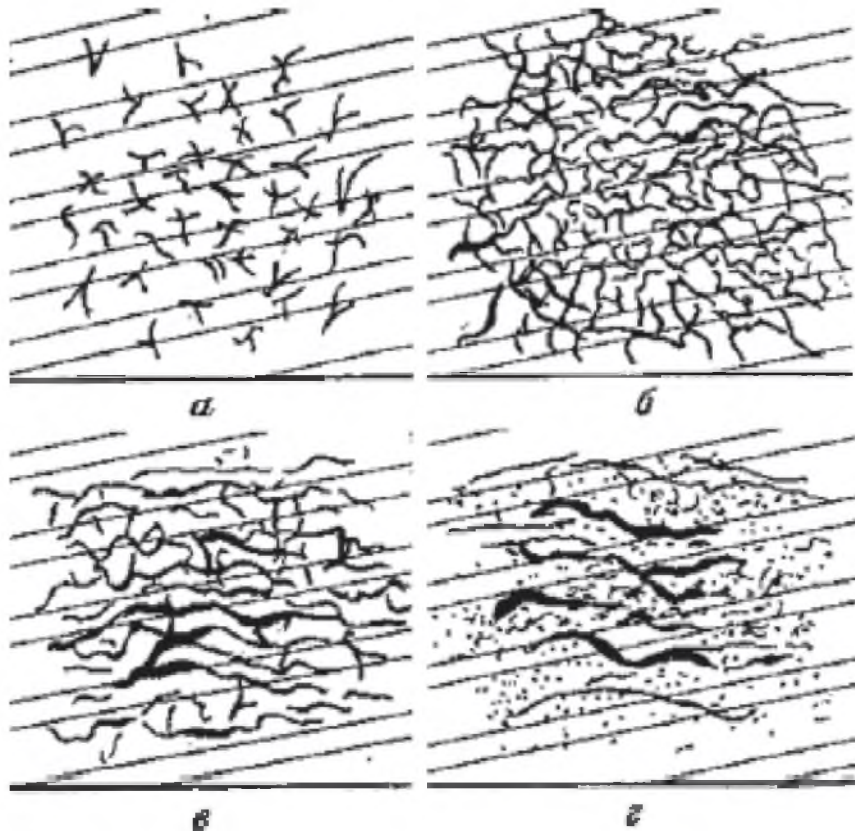


Рис. Пр.1. Износ стенки нарезного ствола: а - мелкие трещины; б - сетка с замкнутыми нитями; в, г - ориентированные трещины

Для уменьшения износа канала ствола в состав метательных зарядов вводят флегматизаторы. Для более эффективного действия флегматизатор располагается вокруг верхней части метательного заряда у стенок гильзы. Его действие сводится к тому, что при горении пороха часть теплоты тратится на возгонку органических веществ флегматизатора, что дает снижение температуры газов в канале ствола. Кроме того, пары флегматизатора, обладающие повышенной вязкостью и низкой теплопроводностью; они образуют защитный пограничный слой, затрудняющий передачу теплоты от газов к стенкам ствола. Это дает возможность несколько увеличить живучесть стволов орудий среднего и малого калибра.

Однако применение флегматизатора увеличивает нагар в стволе и ухудшает экстракцию гильз вследствие засорения зарядной каморы. В то же время действие флегматизаторов не обеспечивает снижение сил трения снаряда о поверхность канала ствола.

Одним из решений проблемы снижения трения и последствий ударно-вибрационных нагрузок в системе ствол-снаряд, как отмечают авторы [69], может быть применение уже известных в различных отраслях промышленности специальных антифрикционных составов. Отмечается, что в области борьбы с трением и сопутствующим ему износом более 10 лет работает научно-производственная инновационная фирма (НПИФ) «ЭНИОН-БАЛТИКА». Авторы [69] представляют накопленный за это время опыт; они отмечают, что существует принципиально новое и эффективное решение проблемы трения. В 2001 году совместно с ОАО «Научно-производственное предприятие «Радий» разработан и запатентован триботехнический состав направленной ионной диффузии (ТС НИОД). Его применение позволяет добиться уникального антифрикционного эффекта в любых парах трения за счет существенного изменения триботехнических свойств взаимодействующих поверхностей. Процесс происходит непосредственно в пятне контакта под действием рабочих нагрузок и температур во время штатной эксплуатации механизма.

Отмечается, что этот триботехнический состав существенно отличается от существующих присадок к смазкам и модификаторов тем, что для нормального функционирования механизма не требуется его постоянное присутствие в смазке, т.е. НИОД позволяет эксплуатировать некоторые механизмы вообще без смазки.

Триботехнический состав НИОД - мелкодисперсный материал (размеры частиц 5 – 50 $\mu\text{м}$), основой которого является серпентинит. Состав не является модификатором либо присадкой к смазке, а также собственно смазкой. Авторы [69] полагают, что эффект при применении ТС НИОД возникает не вследствие изменения свойств смазки, т.е. «третьего тела», а за счет изменения свойств взаимодействующих поверхностей, и проявляется этот эффект в течение длительного времени, когда самого триботехнического вещества в пятне трения уже нет.

Предполагается, что в отличие от присадок, ТС не образует пленку на поверхности металла, а внедряется в приповерхностные слои под действием

взаимного контактного давления двух соприкасающихся деталей (например, зубья шестерен, шарик и дорожка качения обойм в подшипнике, компрессионное кольцо и стенка цилиндра и т. п.). В действии ТС выделяют следующие фазы: очистка и микрошлифование поверхностей трения; внедрение в поверхность деталей под действием контактного давления; распределение ТС в приповерхностном объеме с возможным образованием твердых растворов путем замещения катионов магния в ТС катионами железа; микровосстановление формы и размеров деталей; образование антифрикционного эффекта на контактирующих поверхностях за счет уменьшения шероховатости до $Ra = 0,16 \text{ мкм}$ и выравнивания твердости обеих поверхностей.

Интенсивность внедрения ТС в поверхность пропорциональна локальному давлению и температуре в пятне контакта. Поэтому вызванные износом детали биения стимулируют внедрение ТС именно в наиболее изношенные участки поверхности, что приводит к микровосстановлению линейных размеров сопрягаемых деталей.

В результате изменения свойств взаимодействующих поверхностей на поверхностях трения образуется «псевдолегированный» слой, обладающий высокой твердостью и низкой шероховатостью поверхности. Коэффициент трения между «новыми» поверхностями снижается в 2 - 3 раза, а их износостойкость значительно возрастает. Характерной особенностью процесса является его способность к саморегуляции, обусловленная тем, что он происходит одновременно в обеих контактирующих поверхностях под воздействием одной и той же нагрузки. При этом внедрение ТС НИОД в более твердую поверхность происходит медленнее, что приводит в итоге к полному выравниванию микротвердости поверхностных слоев контактирующих поверхностей. Считается, что одинаковая микротвердость в сочетании с низкой шероховатостью поверхности приводит к возникновению уникального антифрикционного эффекта.

В целом применение ТС НИОД обеспечивает снижение коэффициента трения, увеличение в несколько раз ресурса узлов и механизмов; высокую износостойкость, значительный срок послепействия и возможность работы некоторых узлов трения в «сухом режиме» (без смазки).

Сообщается, что ТС НИОД испытаны на артиллерийских системах. В период с 2002 по 2007 г. на базе Коломенского артиллерийского училища проводились экспериментальные стрельбы с целью исследования влияния триботехнического состава на живучесть стволов как нарезных, так и гладкоствольных орудий.

Стрельбы из 152-мм гаубиц 2А65 проводились с нанесением триботехнического состава НИОД четырьмя различными способами: на нормальную крышку, на ведущий пояс, на центрующие утолщения и без нанесения ТС.

По результатам стрельб было установлено, что наиболее эффективным способом применения ТС НИОД является обработка центрующих утолщений снаряда. При этом способе после 100 выстрелов удлинение зарядной камеры было на 67,4 % меньше, чем у орудия, на котором состав не применялся. Менее эффективным по результатам стрельбы явился способ обработки ведущего пояска снаряда, снижающий удлинение зарядной камеры при тех же условиях на 30,4 %. Самая низкая эффективность состава была установлена при обработке нормальной крышки метательного заряда: уменьшение износа зарядной камеры составило 3,7 %.

Отмечается, что применение данного способа связано со значительными временными затратами на нанесение состава на нормальную крышку по ее периметру, а также с преждевременной разгерметизацией пороховых метательных зарядов. Нанесение ТС НИОД на снаряды - трудоемкий процесс, поэтому для повышения живучести ствола целесообразным считается вариант обработки не снарядов, а стволов.

Сообщается [69], что целью проверки длительности сохранения достигнутого результата были продолжены исследования, которые проводились при

тех же условиях стрельбы и из тех же гаубиц 2А-65. Для этого из каждого орудия было произведено по 100 контрольных выстрелов. Анализ результатов последствий стрельбы и их сопоставление с предыдущими испытаниями позволил сделать вывод, что наибольшая сохраняемость результатов получена в орудии, у которого ТС обрабатывались центрующие утолщения снарядов. Износ канала ствола оказался на 20 % меньше, чем у орудия, не обработанного триботехническим составом.

Для определения влияния ТС на повышение живучести стволов в условиях более высоких нагрузок по давлению и температуре (стрельба на полном заряде) были проведены стрельбы из гладкоствольных противотанковых орудий МТ-12. По результатам испытаний было установлено, что после производства 118 выстрелов с обработанным ТС центрующим утолщением и обтюрирующим пояском снарядов уменьшение износа канала ствола составило в среднем 30 % (расход состава на каждый снаряд составляет примерно 10 г).

Через год с момента проведения стрельбы, были проведены дополнительные исследования с целью определения степени сохранности защитного металлокерамического покрытия у контрольного орудия МТ-12. В ходе эксперимента выяснилось, что примерно через 100 выстрелов (220 выстрелов в сумме с первыми испытаниями) наступил процесс стабилизации износа, а при последующих 14 выстрелах диаметр канала ствола уменьшился. Начался процесс восстановления изношенной поверхности.

На основе полученных результатов был сделан вывод, что при применении состава описанными способами после 250 выстрелов износ прекращается, проявляется безыносный эффект и наступает процесс восстановления изношенной части канала ствола, что в конечном итоге приводит к продлению ресурса живучести ствола (по расчетам) более чем на 166 выстрелов.

Информация, представленная в этих двух работах [59, 69], свидетельствует о том, что исследования в области применения покрытий стволов для повышения их живучести находятся на стадии поисковых, поскольку многие

вопросы остаются скрытыми за общими терминами. Так, например, в [59] отмечается, что в СПФ «ЖМ» входит: 10 % - металлоорганического комплекса, содержащего клатратные гетероциклические органические соединения, полученные в результате биосинтеза. Отсутствие конкретной информации о том, какой это биосинтез, какие соединения в ходе него получаются (гетероциклические органические соединения - это очень широкий класс соединений), почему возникла необходимость именно биосинтеза и прочие вопросы, говорят о недостаточной проработанности методической основы этой работы. Поэтому даже при положительных ее результатах она не может быть кому-либо рекомендована, так как термин «технология» (в данном случае это – технология нанесения покрытий) означает строгое и «буквальное» описание всей последовательности операций и используемых для этого реагентов. Простой вопрос о необходимости использования именно себациновой и изоциануровой кислот и нельзя ли их заменить другими, более доступными реагентами, или вопрос о чистоте используемых кислот, поскольку их получают из природного сырья, при постановке технологии на производство должны иметь конкретные ответы.

Известно, что поисковые работы, часто оформляемые как изобретения, не являются в полной мере научно обоснованными, но, тем не менее, в форме описания изобретения они фиксируют конкретную экспериментальную информацию, доказывающую эффективность технологии или устройства. В трибологии противозносных покрытий и их применения имеется достаточно большой научно-технический задел. Этот задел, кроме того, является иллюстрацией методического подхода, используемого на стадии поисковых исследований.

Последние достижения в трибологии и триботехнике обобщены в монографиях [11, 12, 37, 38, 47, 89, 90, 123, 170, 195, 196]. В них показан прогресс экспериментальных и теоретических исследований. Однако, как правило, в монографиях частные вопросы практических приложений рассматриваются лишь косвенно и используются в основном как иллюстративный материал. В

тоже время развитие техники и технологии требует расширения приложений новых эффективных технических решений, в частности в трибологии противоизносных покрытий и смазок. В связи с этим результаты мониторинга научно-технического задела в этой области представляются востребованными, например, для их апробации с целью повышения живучести артиллерийских стволов и стволов стрелкового оружия.

Противоизносные покрытия различного состава прошли апробацию во многих областях техники и технологии [195, 196], что позволило обобщить некоторые результаты. Так, при анализе методов финишной обработки деталей узлов трения в металлоплакирующих средах были выявлены следующие закономерности. Мягкие и твердые поверхностные слои деталей по-разному влияют на их трибологические свойства. Если поверхностный слой имеет меньшую твердость по сравнению с внутренним материалом детали, то коэффициент трения и износ плавно уменьшаются по мере увеличения поверхностного давления вплоть до критического значения, когда износ и коэффициент трения резко возрастают. Если же поверхностный слой имеет большую твердость, то коэффициент трения существенно не изменяется, а износ повышается при увеличении поверхностного давления до критического значения.

На абразивный износ детали влияет толщина покрытия. Если в качестве поверхностного слоя используют материал с меньшей твердостью, чем материал детали, и этот слой тоньше, чем абразивная пыль, возникающая из материала поверхностного слоя, то абразивный износ этого тонкого слоя значительно меньше, чем абразивный износ толстого слоя того же материала. В случае использования твердой поверхности также существует оптимальная в отношении долговечности толщина слоя. Согласно [37, 78, 79] для обеспечения нормального трения обработанная поверхность детали должна соответствовать правилу градиента механических свойств, которое состоит в том, что прочность на сдвиг должна расти по мере удаления от поверхности трения вглубь тела детали.

С целью повышения антифрикционных свойств и устранения холодного заедания, возникающего в результате полусухого трения на поверхности трения осаждают медь, олово, серебро, кадмий или наносят фосфатные покрытия. Недостатком фосфатных покрытий является значительное изменение размеров сопряженных деталей в период приработки и уменьшение их ресурса.

Среди покрытий пластичными металлами лужение дает хорошие результаты при жестких режимах трения. Олово обладает значительной пластичностью, стойкостью к коррозии, имеет низкую температуру плавления и способно без разрушения многократно деформироваться [7]. Оловянное покрытие при условии хорошего сцепления с основной деталью подобно жидкому смазочному материалу локализует процесс металлического взаимодействия поверхностей в слое олова и устраняет, таким образом, заедание при значительных давлениях. Свинцовое покрытие достаточно пластично и легкоплавко, улучшает прирабатываемость, повышает сопротивляемость задиру, но сравнительно быстро окисляется. Кадмий близок по свойствам к олову, однако менее пластичен.

Для приработки деталей используются медь или ее сплавы. Предполагается, что механизм воздействия деталей с медным покрытием, нанесенным фрикционным способом, заключается в следующем. В начальный период взаимодействия трущихся деталей пленка меди претерпевает сильное пластичное деформирование, обусловленное образованием, движением и взаимодействием дислокаций между собой. Происходит заполнение впадин неровностей поверхности, нормализующее давление и исключающее критические нагрузки. Выход на поверхность ступенек дислокаций усиливает микросхватывание, перенос меди на контртело и повышает интенсивность изнашивания покрытия. Затем происходит резкое снижение интенсивности изнашивания пары трения и уменьшение коэффициента трения. Это связано с образованием на сопряженной поверхности насыщенного медью тонкого слоя и пленки на нем, которая характеризуется высокой степенью дефектности и обладает свой-

ствами псевдожидкого тела с малым сопротивлением сдвигу. Очаги микросхватывания локализуются в тонком дефектном слое меди, не вызывая глубинного повреждения основного металла. Рассмотренный механизм находит свое обоснование в рамках адгезионно-деформационной теории.

Из фрикционных методов нанесения пленки широкое распространение получил метод латунирования [31, 37, 42, 43, 86, 130]. Наибольшее применение фрикционное латунирование нашло при обработке деталей цилиндропоршневой группы двигателей внутреннего сгорания (ДВС) и дизелей. По результатам испытаний было определено, что ресурс ДВС повысился на 30 % при сокращении расхода горючего на 3 %. Установлено повышение износостойкости пар трения в 2 – 4 раза. По сведениям различных авторов [42, 80, 130-132, 179, 180] для получения фрикционных пленок высокого качества необходимо, чтобы шероховатость поверхности перед их нанесением составляла 0,06–0,60 *мкм*. При латунировании поверхности стальной детали ее покрывают слоем латуни толщиной 2–3 *мкм*, а при бронзировании и меднении – слоем бронзы или меди толщиной 1–2 *мкм* [130,131, 179, 180].

Разработан метод финишной антифрикционной безабразивной обработки (ФАБО), который основан на использовании явления схватывания и переноса металла при трении. Оксидные и масляные пленки не позволяют осуществить схватывание металлов при трении, поэтому при фрикционной обработке необходимо обезжирить покрываемую поверхность и удалить с нее оксидные пленки. При сухом трении схватывание металлов сопровождается интенсивным окислением поверхностей и проявляется в виде вырывов отдельных сравнительно крупных частиц с поверхности менее прочного материала и налипания их на поверхность более прочного материала. Для обеспечения схватывания наносимого материала с основным и образования прочного сцепления между ними, обрабатываемую поверхность обезжиривают и перед обработкой смазывают глицерином.

Формирование защитной пленки производится фрикционным воздействием на поверхности детали специальным инструментом в присутствии рабочей среды, содержащей соли плакирующего металла и поверхностно-активные вещества. Один из составов рабочей среды: хлорид меди (I) - 2–5 масс.%, оксид кремния – до 4 масс.%, глюкоза - 1–5 масс.%, глицерин – остальное [134].

Наряду с этим проверялась возможность повышения износостойкости пары трения сталь - алюминиевый сплав нанесением антифрикционного медного покрытия на стальную деталь. Испытаниям подвергались образцы из стали марки 45 (ролик) и колодки из АЛЗО при работе в маслах И-20А и ХФ12-16 на воздухе и хладоне - 12 со скоростью скольжения 2 м/с и удельной нагрузкой 5 МПа. Результаты испытаний показали, что нанесение покрытия на стальной ролик позволяет повысить износостойкость пары: сталь 45-АЛЗО, и снизить интенсивность изнашивания в 2 - 2,5 раза. Было отмечено также снижение коэффициента трения на 20 %. Покрытие позволило сократить время приработки в 2 раза.

Формирование металлсодержащего покрытия на детали может производиться с помощью эластичного инструмента на основе полиуретана, содержащего в своем составе соли меди неорганических кислот. Разработан состав [135] для изготовления инструмента: древесная мука - 40–80 масс.%; полиэтиленгликоль или поливиниловый спирт - 5–15 масс.%; соль меди - 5–15 масс.%; полиуретан – остальное. Процесс ведут при относительной скорости скольжения детали и инструмента 1,5–2,5 м/с и усилия его прижатия к детали 0,5–1,5 МПа. Для улучшения процесса в зону обработки может подаваться вода или водная эмульсия. Испытания на износ стальных образцов (сталь 45) с нанесенными покрытиями при скорости 2 м/с, усилия поджатия 2,0 МПа и смазывании маслом И20А показали, что покрытие, полученное согласно [135], может обеспечить повышение износостойкости трущихся материалов до 2 раз.

Для уменьшения потерь на трение были разработаны металлоплакирующие рабочие среды для нанесения композиционных покрытий, содержащие в своем составе фтороорганические соединения [136]. В состав входят: хлорид меди, глюкоза, оксид кремния, фторорганическое соединение и глицерин. В процессе механической активации обрабатывают поверхности при небольших удельных нагрузках, при этом за счет восстановления меди образуется пленка металла. Роль восстановителя выполняет глюкоза. Оксид кремния, повышает вязкость среды, уменьшает расход компонентов. Активизация процесса образования покрытия происходит благодаря абразивному действию оксида кремния и наличию в глюкозе активных альдегидных групп. Предполагается, что в процессе трения фторорганическое соединение взаимодействует с медным покрытием, в результате чего фторсодержащие радикалы связываются с медью и образуют дополнительный антифрикционный слой на поверхности покрытия. Это подтверждают данные, полученные рентгеноспектральным анализом. При работе в смазочной среде за счет гидрофобного взаимодействия углеводородных и фторуглеродных цепей удерживается на поверхности трения некоторое количество масла, что позволяет обеспечить скольжение с малой затратой энергии внутри слоя по принципу диффузионно-вакансионного механизма. Лабораторные испытания на износ образцов из стали 45 показали, что наличие покрытия снижает коэффициент трения в 1,9 раза, при одновременном увеличении износостойкости в 3 раза и сокращении времени приработки до 1,4 раза.

В состав другой композиции [169] входят карбонат меди, соляная кислота, глицерин и фторорганическое соединение. Механизм образования композиционного покрытия аналогичен работе ранее упомянутого состава [136]. Покрытие из данного состава также снижает потери на трение до 1,8 раза, повышает износостойкость трущихся стальных пар до 2 раз и сокращает время их приработки до 2,5 раз. Наличие в составе соляной кислоты позволяет рекомендовать его для формирования покрытий на сталях с повышенным содер-

жанием легирующих элементов. Рекомендован следующий металлоплакирующий состав: глицерин - 1–4 *масс.%*; тетрафторборат меди - 0,3–0,7 *масс.%*; натрий лимоннокислый трехзамещенный - 0,2–1,0 *масс.%*; бихромат калий - 0,05–0,10 *масс.%*; ортофосфорная кислота - 0,1–0,2 *масс.%*; вода – остальное.

Ортофосфорная кислота ускоряет образование металлсодержащего покрытия на легированных сталях и также повышает антикоррозионные свойства покрытия. Испытания на износ стальных образцов (сталь 45) с нанесенным покрытием толщиной 0,5 *мкм* на один из них показали, что коэффициент трения может быть снижен до 1,5 раз, интенсивность износа - до 2 раз. Данный состав может быть применен для нанесения покрытий на поверхности стальных, чугунных и алюминиевых деталей.

Рассмотрен метод формирования износостойких покрытий обкаткой в металлоплакирующих средах. Отмечается, что, применяя данную технологию можно вести обработку и формировать покрытие на поверхностях трения уже собранных или неразборных узлов, детали которых невозможно подвергнуть обработке каждую в отдельности (например, подшипник качения).

Для обкатки узлов трения, которые могут быть промыты после обработки, а остатки металлоплакирующей среды могут быть удалены из полостей детали, разработан состав [202], содержащий: карбонат меди - 2–4 *масс.%*; соляная кислота - 4–6 *масс.%*; глицерин – остальное. Данный состав предназначен для формирования медных покрытий на зубьях шестерен в коробках скоростей станков, редукторов, на дорожках трения и шариках шарикоподшипников. Обработка производится путем работы на холостом ходу узла трения в течении 1–5 *мин* в металлоплакирующей обкаточной среде. Затем ее сливают. Узел трения промывают водой, ацетоном или другими растворителями и заполняют штатным смазочным материалом. В результате подобной обработки время приработки деталей сокращается до 2 раз. В дальнейшей работе узла трения отмечается увеличение износостойкости до 1,5 раза. Практически исключается образование задиров на поверхности трения.

В тех случаях когда невозможно полностью удалить обкаточную среду из узла трения разработан следующий состав, [138] содержащий: неорганическая кислота - 0,001–0,2 масс.%; одноатомный спирт - 0,1–2,0 масс.%; металл-содержащая добавка - 0,5–5,0 масс.%; масло - остальное. Использование данного состава обеспечило сокращение времени приработки коробки скоростей токарно-винторезного станка в 3,1 раза и повысило срок его службы на 30 - 40 %.

Металлоплакирующие присадки прошли апробацию [195, 196] на изделиях бытовой техники (кухонный процессор), на основных механизмах швейных машин челночной системы, на лезвийном инструменте машин скользящего резания кожевенно-обувных и текстильных материалов (установлено снижение водородного износа в 1,8 - 2,5 раза), на режущей кромке ножей лущильных и стружечных станков (показано, что стойкость ножей деревообрабатывающих станков к водородному износу может быть повышена на 30 %).

Цикл исследований по двигателям автомашин ГАЗ-24, ЗИЛ-130 и КАМАЗ-740 включал лабораторные, стендовые и эксплуатационные испытания образцов и деталей цилиндرو-поршневой группы, подвергнутых ФАБО в металлоплакирующих средах. Результаты лабораторных испытаний позволили сделать следующие выводы.

1. По деталям ЗИЛ-130. Интенсивность изнашивания пары коленчатый вал - вкладыш, подвергнутой ФАБО, в 1,5 - 7,3 раза ниже по сравнению с износом при работе на базовом масле в интервале удельных давлений 10–25 МПа. Метод ФАБО в период приработки позволяет сократить на 38 % время приработки, суммарный приработочный износ сокращается на 50 – 60 %, коэффициент трения снижается на 12,5 – 21,5 %.

Ролик Ст. 45 HRC 55-60, колодка - шатунный вкладыш двигателя внутреннего сгорания (ДВС) ЗИЛ-130. Нагрузка: ступенчатое увеличение с 3,34 МПа до критической; масло М8В. ФАБО снижает интегральную интенсивность износа на 40 % и повышает стойкость к задирам.

2. По автомобилю ГАЗ-24. Интенсивность изнашивания образцов, изготовленных из материала гильзы и кольца машины ГАЗ-24, смазываемых маслом М6з/10Г₁ и подвергнутых ФАБО в 1,3 - 1,6 раза ниже интенсивности изнашивания образцов, смазываемых просто маслом, в интервале удельных давлений 5–14 МПа.

ФАБО подвижного образца - ролика позволила сократить в 2,25 раза время приработки образцов. Суммарный приработочный износ на 60 % меньше, чем у образцов без ФАБО. Коэффициент трения снижается на 17 %.

3. По деталям автомобиля КАМАЗ-740. Интенсивность изнашивания образцов, изготовленных из материала коленчатого вала и вкладыша двигателя внутреннего сгорания (ДВС) КАМАЗ-740, смазываемых маслом М10Г₂К и подвергнутых ФАБО, в 1,2 раза ниже интенсивности изнашивания образцов, смазываемых просто маслом, в интервале удельных давлений 8–14 МПа.

ФАБО подвижного образца позволила сократить в 2 раза время приработки. Суммарный приработочный износ образцов без ФАБО в 2 раза больше суммарного приработочного износа образцов, подвергнутых ФАБО. У последних коэффициент трения также снижается на 9 %.

Эксплуатационные исследования двигателей КАМАЗ-740 показали, что интенсивность износа гильз, подвергнутых ФАБО, при пробеге автомобиля 55 тыс. км в 5,6 раза меньше, чем у гильз, не подвергнутых ФАБО, а при пробеге автомобиля 93 тыс. км меньше, соответственно, в 2,3 раза.

Результаты стендовых испытаний двигателя ЗИЛ-130 с ФАБО шеек коленчатого вала показали, что метод ФАБО наиболее эффективен при переменных нагрузках и пониженном давлении масла, т.е. при условиях, которые имеют место в режимах технологической и эксплуатационной приработки двигателя. Обработка по методу ФАБО сказывается положительно и на работе гильз цилиндров.

Триботехнические испытания по апробации технологии ФАБО, выполненные на дизельной технике специального назначения (типа 2Э26, 2Э28, 2Э52), показали снижение интенсивности износа в 1,4 - 2 раза.

В ходе апробации металлоплакирующих присадок установлено повышение срока службы погружного центробежного насоса (типа ЭЦНМ), предназначенного для работы в тяжелых условиях при откачке из нефтяных скважин пластовой жидкости, имеющей высокую температуру (до 140°C) и содержащей до 99 % попутной воды и твердых абразивных частиц с массовой концентрацией до 0,01 %. Положительные результаты показали также испытания плунжерных насосов, используемых в авиации.

С целью апробации металлоплакирующих присадок выполнен анализ работы узлов трения машин ВПР и ВПРС, который показал [195, 196], что наибольшему износу подвержены подшипники качения, оси и втулки осевого редуктора колесной пары, буксового узла колесной пары, раздаточной коробки, промежуточной опоры, подъемно-рихтовочного устройства (захваты), роликов ПРУ, коробки перемены передач, шкворня, реверс раздаточной коробки, редуктора привода гидронасосов, карданных валов.

Тяжелые условия работы узлов трения приводят к быстрому выходу из строя этих деталей и в немалой степени этому способствует водородный износ поверхностей трения. Разработана технология, предназначенная для введения металлоплакирующих присадок в жидкие смазочные материалы с целью улучшения их противоизносных и антифрикционных характеристик. Для модифицирования применяется концентрат присадок «ПЭТМ-1».

Результаты производственных испытаний опытного образца подбивочного блока машины ВПР № 26 (1992 г.) показали улучшение его работы, а износостойкость быстро изнашивающихся деталей была повышена на 30 %.

Отмечается [195, 196], что ремонтные предприятия железных дорог, ремонтные заводы системы «Ремпутьмаш» и предприятия, эксплуатирующие машины ВПР и ВПРС, обеспечиваются предприятием «Трибо» рабочей средой РСТМ-1 и концентратом присадок ПЖТМ-1, которые были разработаны в ходе апробации металлоплакирующих присадок. Это предприятие проводит модификацию пластичного смазочного материала «Литол-24» в соответствии с данной технологией.

Кроме того, технология ФАБО деталей в металлоплакирующей среде прошла апробацию на следующих узлах и агрегатах машины ВПР-1200: тележка тяговая; отопитель ОВ65; тормоз колодочный; управление реверсом, режимом и раздаточной коробкой; управление коробкой передач и муфтой сцепления; коробка передач; установка силового привода; коробка реверс-раздаточная; коробка раздаточная; установка силовая; компрессор; установка генератора и компрессора; редуктор; валы нагруженные; система подбивочного блока; подъемно-рихтовочное устройство; уплотнитель балласта; система контрольно-измерительная; пневматическое оборудование; гидравлическое оборудование.

Металлоплакирующие присадки дали положительные результаты при апробации их на химическом оборудовании с узлами трения или перемешивающими устройствами [195, 196]: аппарат с перемешивающим устройством для производства гидроксиламин сульфата; герметичный реактор, предназначенный для проведения эндотермических и экзотермических реакций и процессов растворения взрывоопасных, пожароопасных и токсичных веществ при высоких давлениях; экранированный электропривод герметичного аппарата; аппараты для выращивания микроорганизмов; полимеризаторы; ферментеры; сушильные червячные машины; отжимные червячные машины; агрегаты для агломерации латексов методом замораживания - оттаивания; выделители двухвалковые для выделения и сушки каучука на горячих поверхностях; шестеренные питатели выгрузатели; бисерные измельчители.

Некоторые аспекты трибологии антифрикционных и противоизносных покрытий и методические вопросы этой области исследований могут быть рассмотрены на примере работ, результаты которых являются научно-обоснованными [189].

Таким образом, по результатам работ, рассмотренных в Приложении 1 можно заключить, что для повышения живучести артиллерийских стволов имеется достаточно большой научно-технический задел в области материало-

ведения жаропрочных сплавов и антифрикционных противоизносных покрытий. Этот задел может быть активно использован в обеспечение модернизации системы полигонных испытаний артиллерийских стволов, для чего должна быть поставлена проблема разработки на базе этого задела соответствующих теоретических основ.

ПРИЛОЖЕНИЕ 2. АПРОБАЦИЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОГО ЗА- ДЕЛА В ОБЛАСТИ ТРИБОЛОГИИ

ПРИЛОЖЕНИЕ 2.1. КАЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ МАТЕМАТИЧЕ- СКОЙ МОДЕЛИ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ

Математическое моделирование и соответствующая обработка экспериментальных данных, например, верификация, могут рассматриваться как метод исследования сложного процесса такого, как трение. Методическая основа такого исследования кратко формулируется следующим образом: из представительного набора математических моделей (разного уровня приближения) выбирается модель, наиболее полно удовлетворяющая результатам испытаний.

Анализ экспериментальных данных в виде зависимостей коэффициента трения от скорости скольжения и предварительные результаты верификации математической модели топахимической кинетики внешнего трения показали, что для интерпретации результатов верификации необходимо провести качественный анализ модели. Анализ, представленный в Главе 2, касался только отдельных особенностей поведения модели, поэтому в развитие этой работы была поставлена задача проследить влияние тех параметров, которые должны рассчитываться в ходе верификации ($\theta_1 - \theta_{12}$).

Согласно модели, функция, отражающая зависимость коэффициента трения от скорости, имеет вид

$$\alpha = 1 - (1 - \alpha_0) \exp \left\{ -A_0 k_y^2 t^2 (1 - \exp \{ -k_x t \}) \right\}, \quad (2.13)$$

$$\text{где } t = \frac{h}{v + v_0}, \quad k_x = k_{0,x} \exp \left\{ -\frac{h^* [E_A^* - \delta^* g(v)]}{E_T^* + \rho^* g(v)} \right\}, \quad k_y = k_{0,y} \exp \left\{ -\frac{h [E_A - \delta g(v)]}{E_T + \rho g(v)} \right\},$$

$g(v) = av + b$ (параметр b может отражать активацию поверхностей, которая была достигнута в предыдущих перемещениях). Поскольку ряд параметров

образуют произведения, то они могут быть объединены в некоторые комплексы, как сложные параметры. В связи с этим общее число параметров может быть снижено до 12 (таблица Пр.2.1).

Таблица Пр.2.1

Переобозначенные параметры модели

$1 - \alpha_0$	$A_0 h_y^2 k_{0,y}^2$	v_0	δ_y	$E_{A,y}$	ρ_y	$E_{T,y}$	$h^* k_{0,x}$	δ_x	$E_{A,x}$	ρ_x	$E_{T,x}$
θ_1	θ_2	θ_3	θ_4	θ_5	θ_6	θ_7	θ_8	θ_9	θ_{10}	θ_{11}	θ_{12}

Уравнение (2.13) в новых параметрах будет иметь вид

$$\alpha = 1 - \theta_1 \exp \left\{ \frac{-\theta_2}{(v + \theta_3)^2} \exp \left\{ \frac{-\theta_5 + \theta_4 v}{\theta_7 + \theta_6 v} \right\} \left[1 - \exp \left\{ \frac{-\theta_8}{v + \theta_3} \exp \left\{ \frac{-\theta_{10} + \theta_9 v}{\theta_{12} + \theta_{11} v} \right\} \right] \right] \right\}. \quad (\text{Пр.2.1})$$

В модели (2.13) параметр α_0 есть предельная часть зародышей ядер адгезионного схватывания, которые успевают при любой скорости ($v \rightarrow \infty$) переходить в растущие ядра схватывания. Этот параметр характеризует начальную адгезионную активность поверхности, тогда $1 - \alpha_0$ есть доля зародышей активируемых именно трением ($\alpha_0 = 1 - \theta_1$). Результаты верификации (Глава 2), показали, что θ_1 уменьшается с ростом давления нагружения. Из этого следует, что α_0 растет с ростом давления нагружения. Поэтому, при высоких давлениях большая часть зародышей переходит в активные ядра схватывания на максимально больших скоростях, что можно объяснить активацией при смятии неровностей.

На рис. Пр.2.1 показан характер зависимостей $\alpha = \alpha(v)$ при разных значениях параметра θ_1 и при постоянных значениях других параметров θ_i . Увеличение θ_1 приводит к смещению графика $\alpha = \alpha(v)$ вниз, т.е. уменьшение α_0 ($\alpha_0 = 1 - \theta_1$) – начальной активации поверхности трения, приводит к общему снижению α (или коэффициенту трения). Характер кривой $\alpha = \alpha(v)$ при уменьшении α_0 остается тот же, но резче проявляются особенности поведения, выражаемые минимумом и максимумом на кривой.

Таким образом, увеличение α_0 (уменьшение θ_1) приводит к общему увеличению α и «выглаживанию» кривой $\alpha = \alpha(v)$.

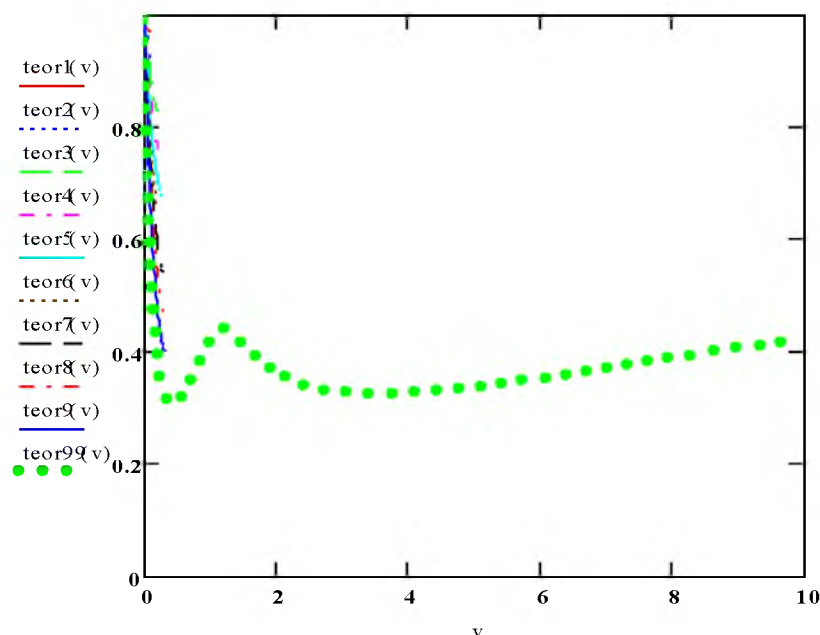


Рис. Пр.2.1. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_1 (сверху вниз: 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,5; 0,6; 0,7; 0,8; 0,9; 0,99 – значение выделено на графике жирным пунктиром) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,1$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 1$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

При разных давлениях нагружения θ_1 имеет разные значения. Увеличение давления приводит к уменьшению θ_1 , т.е. к увеличению α_0 . И хотя значения α при высоких давлениях в целом меньше, все же α_0 растет с ростом давления. Таким образом, можно утверждать, что общее снижение α при росте давления связано не с тем процессом, за который ответственен параметр α_0 , а с другими процессами. Результаты верификации, рассмотренные в главе 2, показали, что при малом давлении нагружения $\alpha_0 = 0,70 \div 0,73$, при среднем - $\alpha_0 = 0,75$, при высоком - $\alpha_0 = 0,99$.

Таким образом, при всей сложности (многопараметричности) явления трения (в рамках разработанных моделей кинетики) модель позволяет выделить вклад одной из составляющих этого процесса.

Качественный анализ поведения модели при изменении параметра θ_3 ($\theta_3 = v_0$) проиллюстрирован на рис. Пр.2.2.

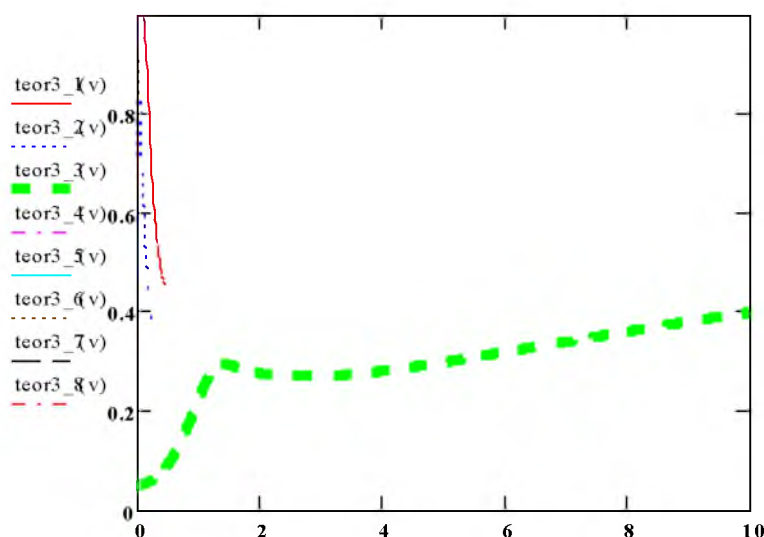


Рис. Пр.2.2. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_3 (сверху вниз: 0,01; 0,1; 0,5 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 1; 5;

10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь

$\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 1$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$;

$$\theta_{12} = 1.$$

Увеличение θ_3 приводит к общему смещению кривой $\alpha = \alpha(v)$ вниз (в сторону меньших коэффициентов трения). При этом характер кривой $\alpha = \alpha(v)$ остается подобным, но вместе со смещением кривой происходит снижение «стартовых» значений α (при $v = 0$), минимум на кривой $\alpha = \alpha(v)$ смещается влево (в сторону меньших v) положение максимума остается неизменным: $\alpha_{maxloc} = \alpha(v_*)$, кривая $\alpha = \alpha(v)$ «выглаживается», т.е. происходит уменьшение абсолютных значений α и уменьшение изменений ($d\alpha/dv$).

Таким образом, изменение параметра θ_3 изменяет качественный характер зависимости $\alpha = \alpha(v)$: максимум сглаживается и переходит в простой перегиб зависимости, минимум смещается в сторону малых скоростей и достигает $v = 0$, так что увеличение скорости скольжения от нуля и выше сразу дает рост α , т.е. падение α при начальном росте скорости при относительно больших θ_3 не фиксируется. Поскольку данный параметр ($\theta_3 = v_0$) характеризует запаздывание топохимической реакции относительного проскальзывания и может интерпретироваться как процесс "захлопывания" ювенильных областей поверхности фрикционного контакта, который определяется способностью к растеканию смазочного материала, то он – этот параметр модели, является достаточно чувствительным в отношении тестирования смазочных материалов. Отсюда следует, что разрабатываемые модели при их надежной верификации могут быть положены в основу методик тестирования смазочных материалов при соответствующей организации эксперимента и испытаний.

На рис. Пр.2.3 показано влияние параметра θ_2 на характер кривой $\alpha = \alpha(v)$: рост θ_2 сопровождается общим подъемом кривой к большим значениям α (коэффициента трения), но качественный характер зависимости α от скорости при этом остается тем же самым. Этот параметр отражает в первую очередь влияние удельной скорости разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания в области пятен фрикционного контакта. Эта тенденция является закономерным проявлением тех процессов, которые в качестве модельных были приняты при разработке кинетических моделей, т.е. увеличение скорости покрытия поверхности пятен фрикционного контакта двумерными адгезионными ядрами схватывания приводит к необходимости затратить больше энергии на разрыв этих ядер и тем самым к большему трению.

Влияние параметра θ_4 на характер зависимости $\alpha = \alpha(v)$ представлено на рис. Пр.2.4. В рамках допущений, принятых при формулировке кинетической модели, этот параметр линейно зависит от скорости, т.е. механохимическая активация процесса разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания

растет с ростом скорости скольжения. Это должно приводить к большей скорости разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания и, соответственно, к большим значениям α . Большой вклад этого эффекта при больших скоростях должен быть более значительным, что и определяет характер качественных изменений $\alpha = \alpha(v)$, показанный на рис. Пр.2.4.

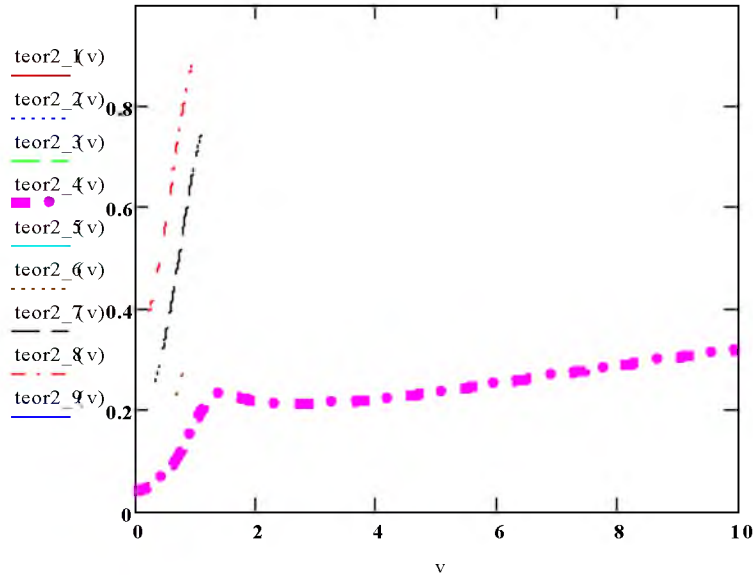


Рис. Пр.2.3. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_2 (снизу вверх: 0,01; 0,1; 0,5; 0,75 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 1; 2; 5; 10; 50) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 1$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

Параметр θ_5 отражает вклад энергии активации разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания без учета механохимической составляющей, снижающей эту энергию активации, т.е. этот параметр характеризует начальную активность материалов, находящихся во фрикционном контакте, к образованию ядер адгезионного схватывания.. Влияние этого параметра на характер кривой $\alpha = \alpha(v)$ показано на рис. Пр.2.5. Рост θ_5 (энергии активации) приводит к снижению $\alpha = \alpha(v)$. Однако следует отметить, что характер кривой

$\alpha = \alpha(v)$ сохраняется, хотя с ростом θ_5 наблюдается уменьшение значений α и $|d\alpha/dv|$.

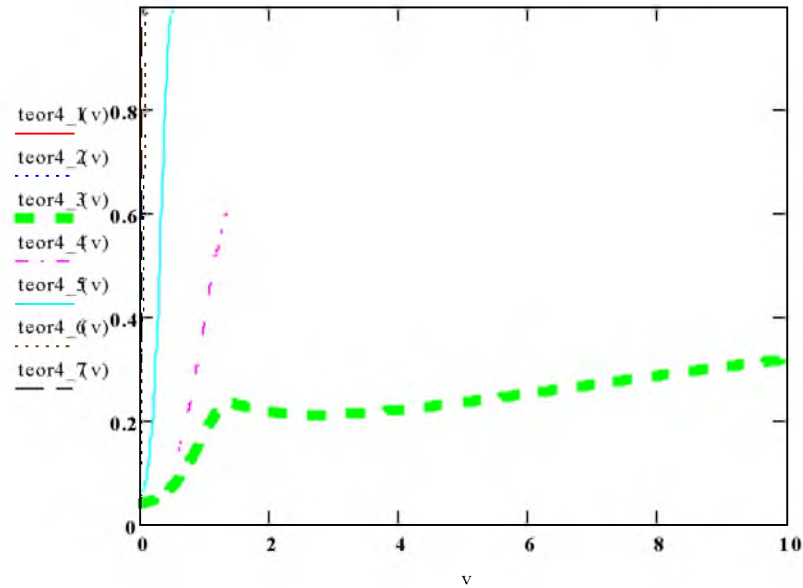


Рис. Пр.2.4. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_4 (снизу вверх: 0,01; 0,1; 0,9 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 2; 10; 50) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 0,75$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 1$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

Далее, для анализа поведения графика относительно параметров θ_6 , θ_8 , θ_9 , θ_{10} , θ_{11} и θ_{12} изменен инвариантный набор. А именно, по сравнению с предыдущими случаями изменены значения θ_2 и θ_7 : θ_2 вместо 0,75 равно 1, а θ_7 вместо 1 равно 3. Это приподнимает график вверх. Дальнейший анализ для θ_6 , θ_8 , θ_9 , θ_{10} , θ_{11} и θ_{12} проводится относительно графика, обозначенного жирным пунктиром.

Вклад в характеристику трения $\alpha = \alpha(v)$ параметра θ_6 , отражающего тепловую активацию процесса разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания, проиллюстрирован на рис. Пр.2.7. Из рис. Пр.2.7 видно, что вклад этого параметра неоднозначный: при малых скоростях наблюдается небольшое увеличение α , а при больших – уменьшение.

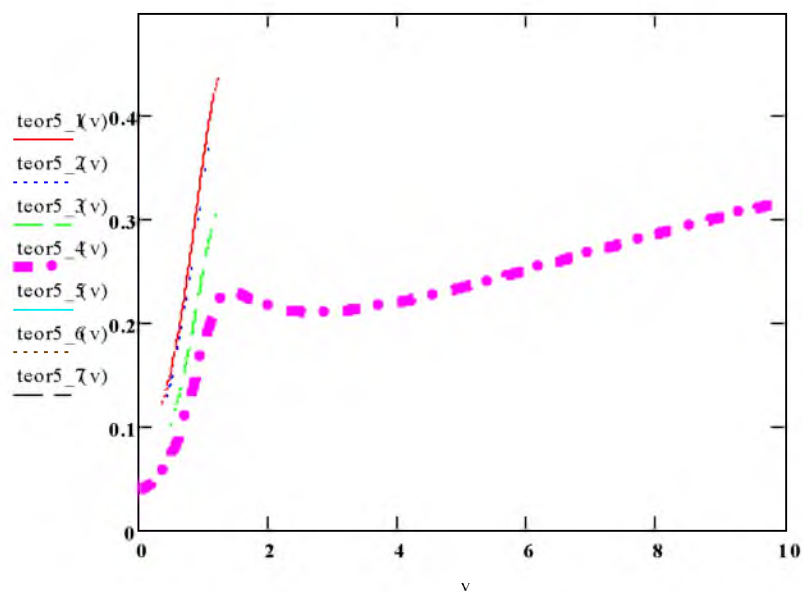


Рис. Пр.2.5. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_5 (сверху вниз: 0,01; 0,1; 0,5; 1 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 5;

10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь

$$\theta_1 = 0,99; \theta_2 = 0,75; \theta_3 = 0,5; \theta_4 = 0,9; \theta_6 = 0,1; \theta_7 = 1; \theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{10} = 5;$$

$$\theta_{11} = 0,1; \theta_{12} = 1.$$

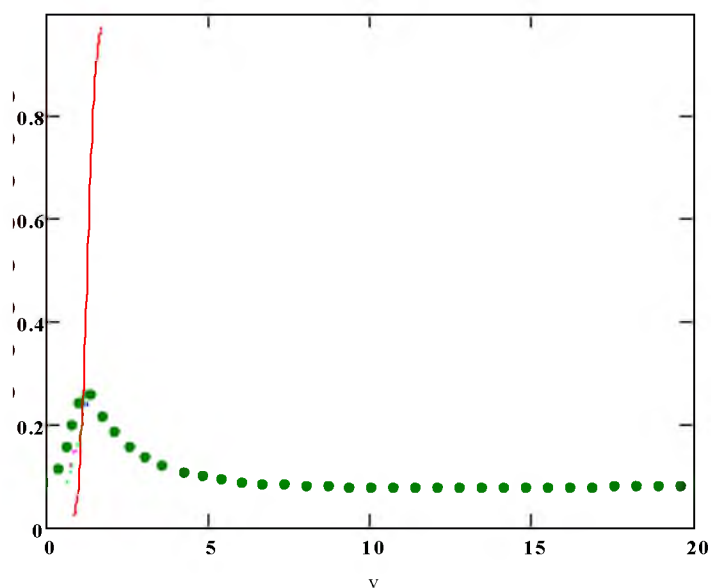


Рис. Пр.2.6. Жирным пунктиром обозначен инвариантный набор параметров $\theta_1 = 0,99; \theta_2 = 1; \theta_3 = 0,5; \theta_4 = 0,9; \theta_5 = 1; \theta_6 = 0,1; \theta_7 = 3; \theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{10} = 5;$

$$\theta_{11} = 0,1; \theta_{12} = 1.$$

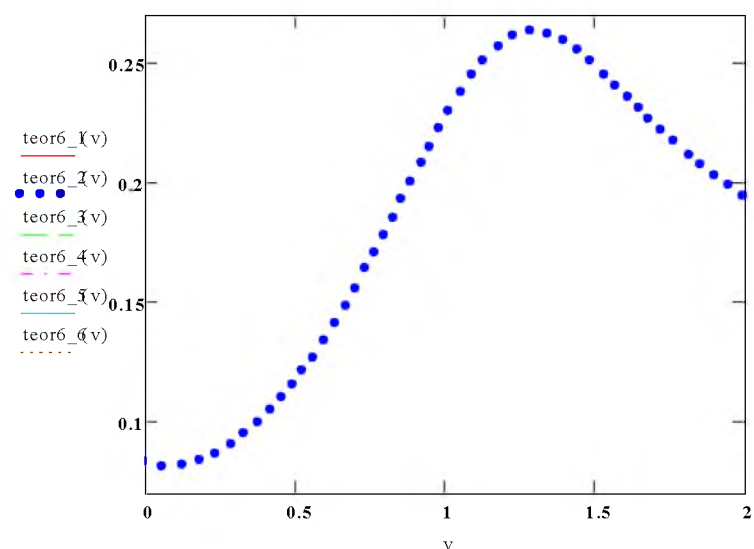


Рис. Пр.2.7.а. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_6 на малых скоростях (при малых v снизу вверх: 0,01; 0,1- значение выделено на графике жирным пунктиром; 0,5; 1; 5; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$;

$$\theta_7 = 3; \theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{10} = 5; \theta_{11} = 0,1; \theta_{12} = 1.$$

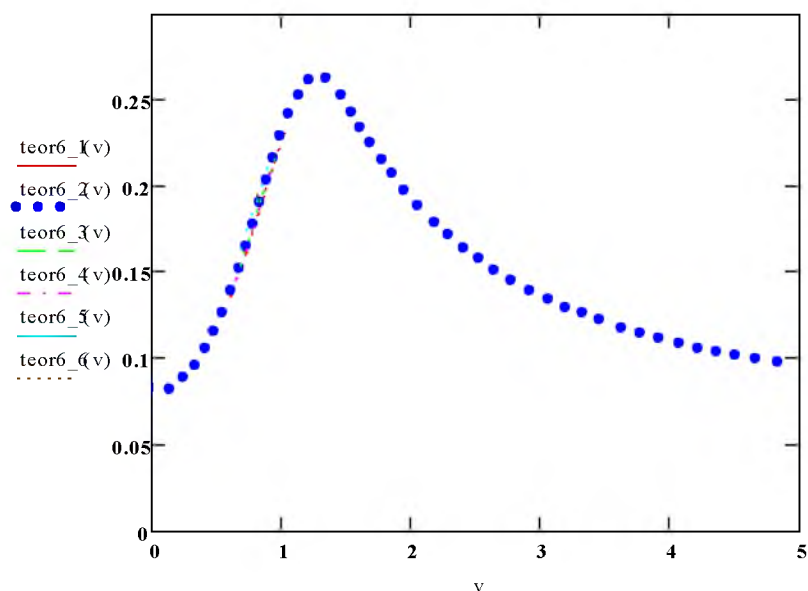


Рис. Пр.2.7.б. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_6 на больших скоростях (при больших v сверху вниз: 0,01; 0,1- значение выделено на графике жирным пунктиром; 0,5; 1; 5; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$;

$$; \theta_7 = 3; \theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{10} = 5; \theta_{11} = 0,1; \theta_{12} = 1.$$

Таким образом, управляя этим параметром, например, увеличивая его, можно сместить минимум кривой $\alpha = \alpha(v)$ в сторону больших скоростей с одновременным подъемом части кривой $\alpha = \alpha(v)$, лежащей правее максимума (т.е. соответствующей большим значениям скорости). Такой характер изменений кривой $\alpha = \alpha(v)$ связан с тем, что увеличение θ_6 приводит к уменьшению влияния θ_4 при больших скоростях скольжения. Это связано с диссипацией энергии механического движения при трении, которая включает механохимическую и тепловую составляющие. Увеличение тепловой составляющей приводит к снижению доли механохимической составляющей. Тем самым, увеличение параметра θ_6 должно приводить к увеличению скорости разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания за счет повышения температуры, но увеличение θ_6 в то же время приводит к уменьшению вклада параметра θ_4 в снижение энергии активации этого процесса и чем больше скорость и значение θ_6 , тем вклад этого больше.

Влияние параметра θ_7 , отражающего вклад в процесс разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания температуры фрикционного контакта, но без учета роста температуры за счет увеличения скорости скольжения, проиллюстрировано на рис. Пр.2.8. Здесь можно видеть, что при малых скоростях скольжения рост θ_7 приводит к увеличению α , а при больших – к уменьшению. Кроме того, наблюдается изменение характера кривой $\alpha = \alpha(v)$: при больших значениях θ_7 проявляется отчетливый максимум, который при уменьшении θ_7 сглаживается, а затем при дальнейшем уменьшении θ_7 исчезает, а на кривой фиксируется только в виде излома.

В соответствии с физическим смыслом, который вкладывается в параметр θ_7 при конструировании модели, его влияние должно заключаться в том, что рост температуры приводит к увеличению скорости химической реакции; здесь это – реакция разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания на поверхности пятен фрикционного контакта. Данный характер зависимости

$\alpha = \alpha(v, \theta_7)$, где θ_7 - параметр, (зависимость от параметра) проявляется при относительно малых значениях θ_7 : от нуля до 1. При $\theta_7 > 1$ ($\theta_7 = 1,5 \div 100$) рост θ_7 (условной температуры фрикционного контакта) приводит к увеличению скорости разрастания двумерных ядер адгезионного схватывания только при относительно малых скоростях скольжения (на рис. Пр.2.8 при $v < 1$). В то же время при скоростях скольжения $v > 1$ (рис. Пр.2.8) увеличение θ_7 приводит к снижению α . Это, на первый взгляд, противоречит характеру процесса как топомеханической реакции, который был принят при конструировании модели. Однако, как и в предыдущем случае, это следует связывать с уменьшением относительного вклада механохимической составляющей активации поверхности пятен фрикционного контакта с увеличением скорости скольжения, т.е. отношения параметров θ_4/θ_7 .

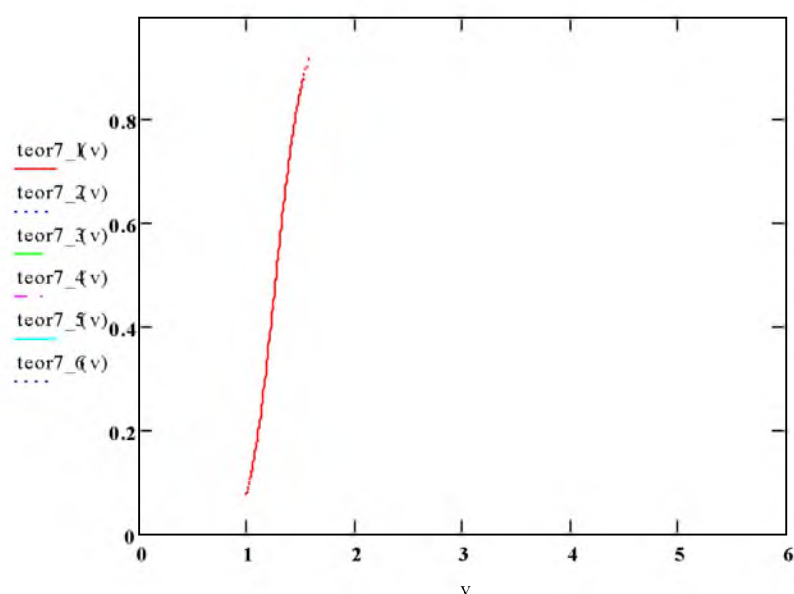


Рис. Пр.2.8. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_7 (при больших v сверху вниз: 0; 0,5; 1; 1,5; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

Аналогичные зависимости могут быть продемонстрированы для изменений параметров $\theta_8 - \theta_{12}$, которые отслеживают вклад ряда факторов в процессы механохимической и тепловой активации поверхности фрикционного контакта, (рис. Пр.2.9 – рис. Пр.2.13). Ход кривых $\alpha = \alpha(v)$ подобен тем, которые представлены на рис. Пр.2.1 – рис. Пр.2.8, но каждый параметр на своей манер изменяет положение кривых. В связи с этим сравнение результатов качественного исследования и верификации может дать возможность физико-химической интерпретации экспериментальных данных, по которым проводилась верификация математических моделей трибохимической кинетики внешнего трения.

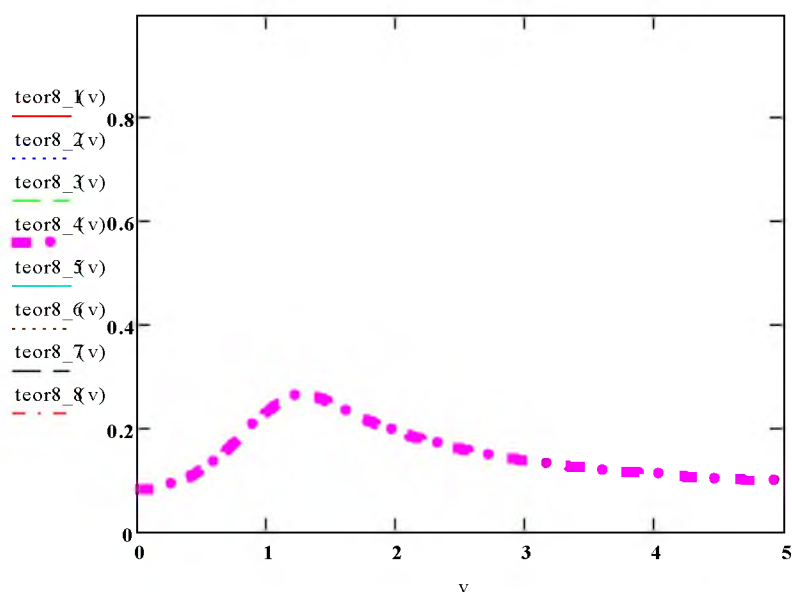


Рис. Пр.2.9. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_8 (снизу вверх: 0,01; 0,1; 1; 2- значение выделено на графике жирным пунктиром; 5; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 3$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

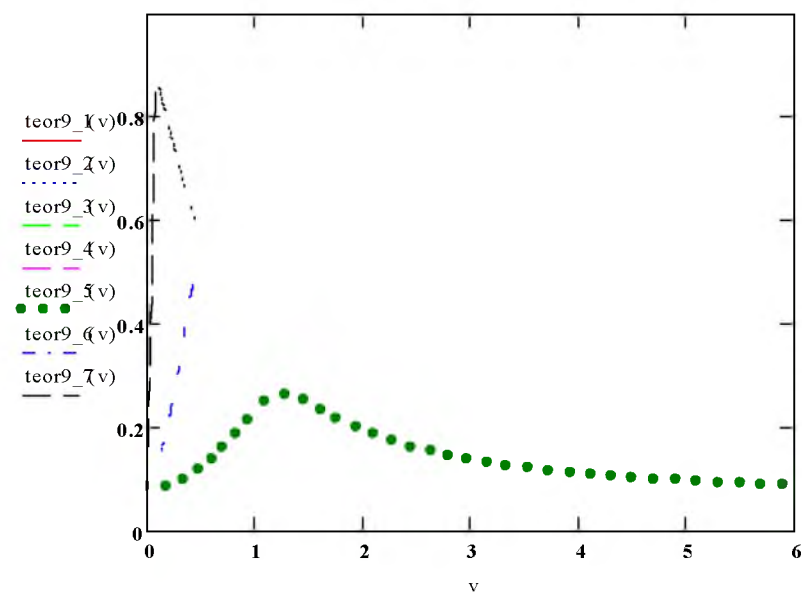


Рис. Пр.2.10. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_9 (снизу вверх: 0,01; 0,1; 1; 4,5 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 3$; $\theta_8 = 2$; $\theta_{10} = 5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

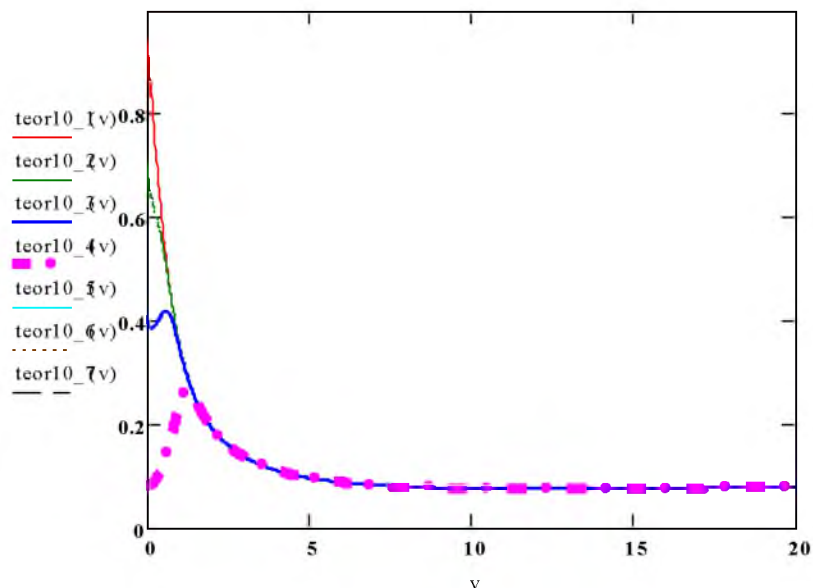


Рис. Пр.2.11.а. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_{10} (сверху вниз: 0; 2; 3; 5- значение выделено на графике жирным пунктиром; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь

$$\theta_1 = 0,99; \theta_2 = 1; \theta_3 = 0,5; \theta_4 = 0,9; \theta_5 = 1; \theta_6 = 0,1; \theta_7 = 3; \theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{11} = 0,1; \\ \theta_{12} = 1.$$

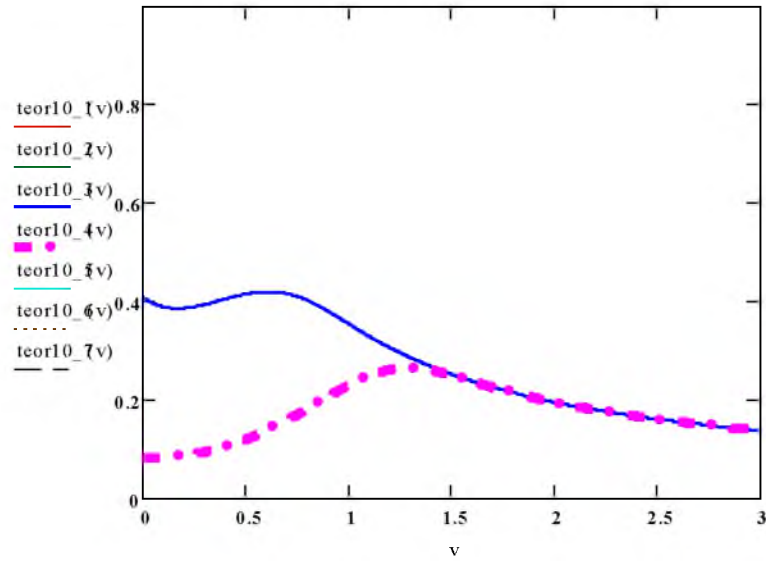


Рис. Пр.2.11.б. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_{10} (на малых скоростях - сверху вниз: 0; 2; 3; 5 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 3$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{11} = 0,1$; $\theta_{12} = 1$.

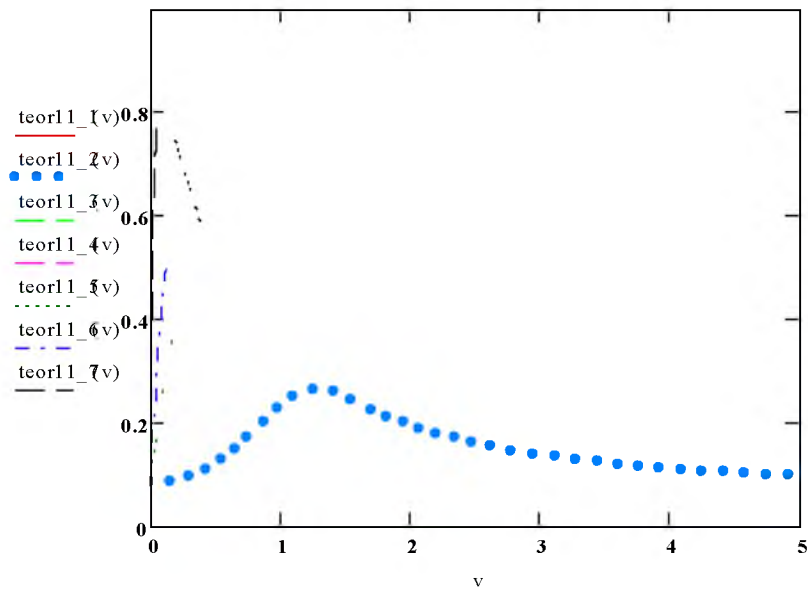


Рис. Пр.2.12. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_{11} (на малых скоростях - снизу вверх: 0,01; 0,1 - значение выделено на графике жир-

ным пунктиром; 1; 2; 5; 10; 50; 100) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь $\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 3$;

$$\theta_8 = 2; \theta_9 = 4,5; \theta_{10} = 5; \theta_{12} = 1.$$

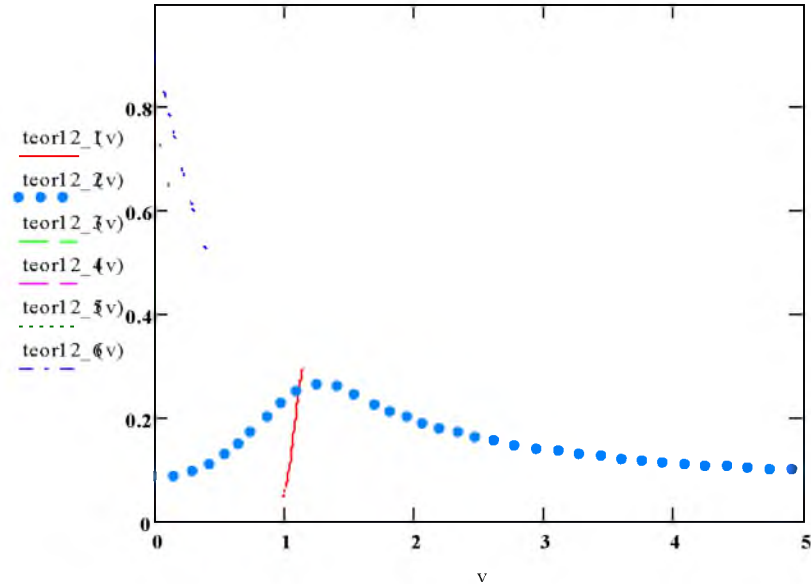


Рис. Пр.2.13. Изменение кривой $\alpha = \alpha(v)$ при изменении параметра θ_{12} (при малых v снизу вверх: 0,1; 1 - значение выделено на графике жирным пунктиром; 1,25; 3; 6) и при постоянных значениях других параметров θ_i ; здесь

$\theta_1 = 0,99$; $\theta_2 = 1$; $\theta_3 = 0,5$; $\theta_4 = 0,9$; $\theta_5 = 1$; $\theta_6 = 0,1$; $\theta_7 = 3$; $\theta_8 = 2$; $\theta_9 = 4,5$; $\theta_{10} = 5$;

$$\theta_{11} = 0,1.$$

ПРИЛОЖЕНИЕ 2.2. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЕРИФИКАЦИИ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ТРИБОХИМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКИ ВНЕШНЕГО ТРЕНИЯ

2.2.1. ВЕРИФИКАЦИЯ ПО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ДАННЫМ ДЛЯ ТОРМОЗНЫХ КОЛОДОК (СПАДАЮЩИЙ ХАРАКТЕР ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ОТ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ)

Ниже представлены результаты верификации математической модели в форме уравнения (Пр.2.1) по экспериментальной зависимости средних значений коэффициента трения металлических тормозных колодок от скорости

скольжения (данные Мецкова [78]). Вектора для лучших аппроксимаций приведены в табл. Пр.2.3. На рисунках Пр.2.14 и Пр.2.15 приведены результаты лучших аппроксимаций № 2 и № 16, соответственно.

Анализ наилучших результатов верификации (табл. Пр.2.3; № 2, № 10, № 16; № 2 и № 10 имеют близкие значения параметров) показывает, что наибольший разброс значений фиксируется для следующих пар параметров: θ_4 и θ_5 , θ_6 и θ_7 , θ_9 и θ_{10} , θ_{11} и θ_{12} . Параметры θ_5 , θ_7 , θ_{10} и θ_{12} определяют статические условия функционирования фрикционной пары: θ_5 и θ_{10} - материалы пары; θ_7 и θ_{12} - температурные условия функционирования. Параметры θ_4 , θ_6 , θ_9 и θ_{11} определяют динамические условия функционирования фрикционной пары (зависимость от скорости): θ_4 и θ_9 - механохимическую активацию поверхностей фрикционного контакта, а θ_6 и θ_{11} - тепловую активацию.

Таблица Пр.2.3

Выборка наилучших результатов расчета для кинетических констант

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
1*	0,960	0,225	0,262	0,010	4,020	0,010	3,548	0,557	0,010	2,350	0,010	1,469
2**	0,958	0,223	0,251	0,010	4,050	0,010	3,536	0,555	0,010	2,479	0,010	1,459
10**	0,944	0,149	0,230	0,010	17,029	0,010	26,389	0,354	0,010	6,464	0,010	3,811
12*	0,974	0,224	0,284	0,010	22,680	0,010	18,610	0,554	0,010	40,997	0,010	35,359
14*	1,000	0,134	0,236	0,798	1,231	0,875	1,324	0,355	0,843	1,237	0,900	1,248
15*	0,996	0,129	0,240	0,774	1,217	0,860	1,390	0,345	0,820	1,221	0,886	1,314
16**	0,959	0,058	0,186	0,658	1,366	0,773	1,429	0,489	0,780	1,350	0,847	1,249
18*	1,000	0,034	0,207	0,302	1,378	0,340	2,121	5,045	0,877	1,043	0,919	1,358
19*	1,000	0,029	0,213	0,106	1,137	0,365	2,513	5,253	0,736	0,853	0,826	1,797
21*	1,000	0,028	0,215	0,000	1,024	0,289	2,519	4,968	0,465	0,691	0,691	2,188

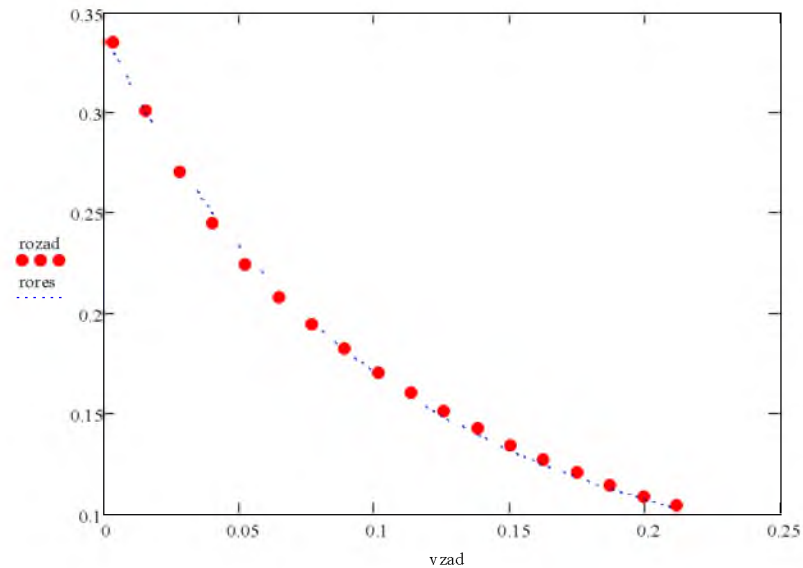


Рис. Пр.2.14. Результаты верификации № 2

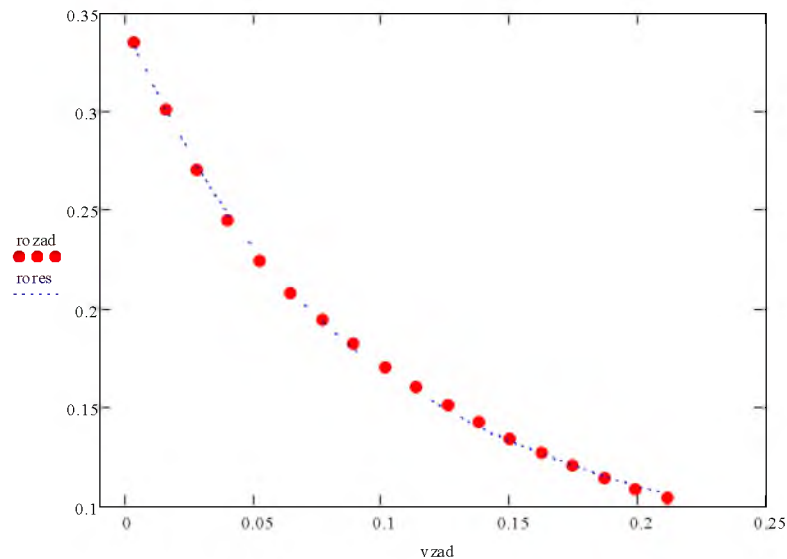


Рис. Пр.2.15. Результаты верификации № 16

Разброс значений этих параметров свидетельствует о том, что одна и та же зависимость коэффициента трения от скорости скольжения может быть получена для разных фрикционных пар и разных условий функционирования.

2.2.2. ВЕРИФИКАЦИЯ ПО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ДАННЫМ, ИМЕЮЩИМ МАКСИМУМ НА ЗАВИСИМОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ОТ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Стальная пара. Зависимость силы трения от скорости скольжения для стальной пары в отсутствии смазки, имеющая максимум в области малых скоростей приводится Ахматовым А.С. [9]. Результаты верификации математической модели по этой зависимости представлены в табл. Пр.2.4 и на рис. Пр.2.16, Пр.2.17.

Как показывают полученные данные, ряд параметров различаются, оставаясь, однако, в пределах одного порядка. Таким образом, как и в предыдущем случае, различное развитие последовательности событий, обуславливающей в целом процесс внешнего трения, может давать подобные зависимости коэффициента трения от скорости скольжения.

Таблица Пр.2.4

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов начальных значений. Лучшие аппроксимации.

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
3*	0,909	7,199	3,326	0,049	0,475	0,067	1,574	13,158	0,040	0,052	0,046	0,004
7*	0,900	6,093	3,143	0,050	0,462	0,067	1,599	18,489	0,040	0,055	0,040	0,004

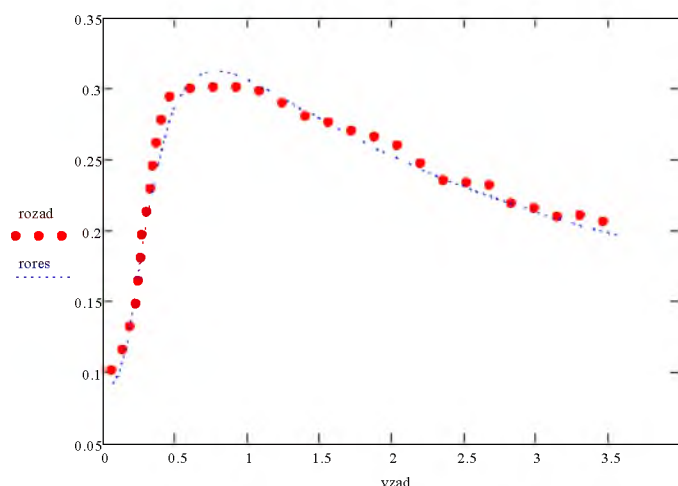


Рис. Пр.2.16. Результаты лучшей аппроксимации. (Табл. Пр.2.4, № 3)

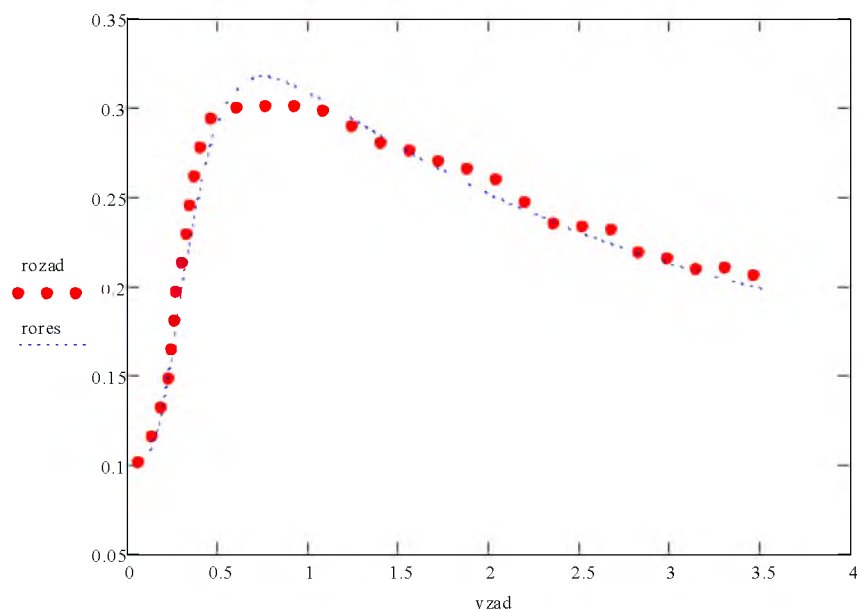


Рис. Пр.2.17. Результаты лучшей аппроксимации. (Табл. Пр.2.4, № 7)

Пара трения «чугун-чугун». Ниже представлены результаты верификации по экспериментальным данным Конти [78] для пары «чугун-чугун» при давлении $0,19 \text{ кг/см}^2$ (табл. Пр.2.5; рис. Пр.2.18, Пр.2.19).

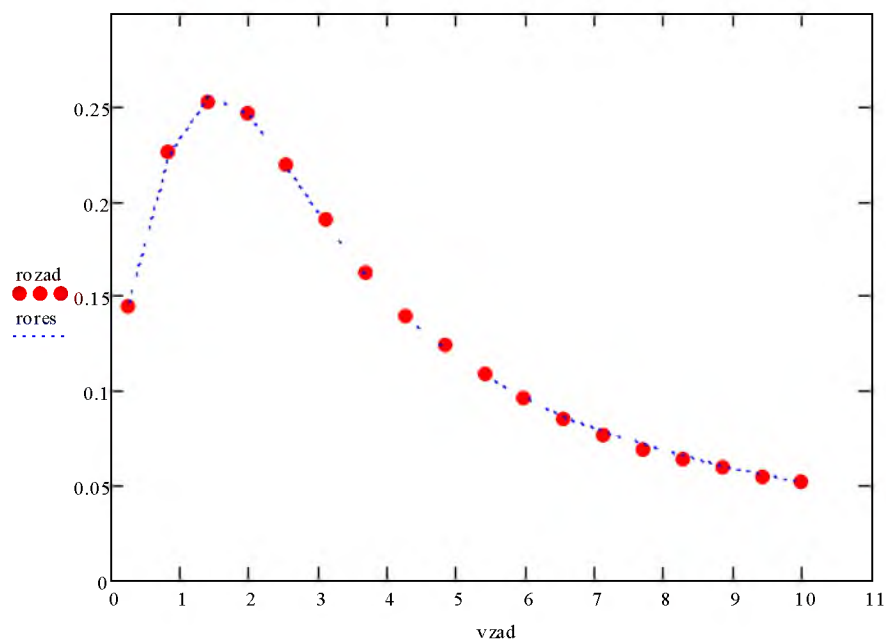


Рис. Пр.2.18. Результаты лучшей верификации (табл. Пр.2.5, № 1).

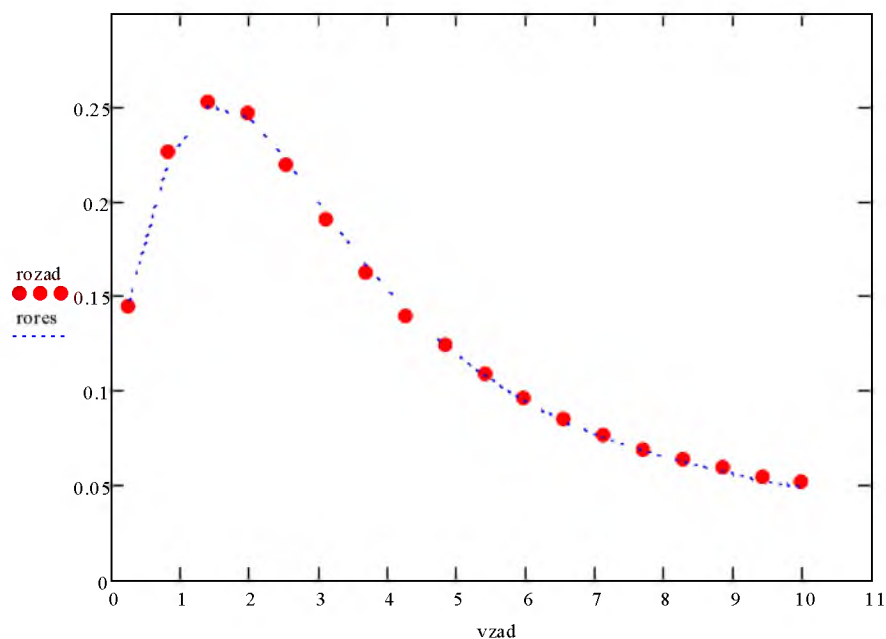


Рис. Пр.2.19. Результаты лучшей верификации (табл. Пр.2.5, № 13)

Таблица Пр.2.5

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений; лучшие аппроксимации

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
1**	1	2,856	1,432	1,805	0	1,034	9,895	1,65	1,639	1,678	0,246	0,637
14**	1	3,045	3,539	0,025	0,01	0,017	0,006	20,089	0,009	0,119	0,01	1,961
5**	0,979	17,79	2,707	0,349	1,776	0,876	0,483	3,995	0,127	3,757	0,126	19,077
6**	0,982	22,161	3,2	0,056	1,781	1,076	0,475	5,08	0,129	2,998	0,127	21,265
8**	0,979	3,151	1,211	1,31	1,295	4,398	1,753	2,187	1,718	2,499	0,198	0,831
13**	0,987	3,309	1,221	1,367	1,305	3,51	1,621	2,228	1,263	1,906	0,218	0,628

Как видно из представленных результатов (рис. Пр.2.18, рис. Пр.2.19), для пары трения «чугун-чугун» в отличие от пары «сталь-сталь» модель достаточно хорошо описывает экспериментальные данные на всем интервале скоростей скольжения, изученном экспериментально.

2.2.3. ВЕРИФИКАЦИЯ ПО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ДАННЫМ, ИМЕЮЩИМ МИНИМУМ НА ЗАВИСИМОСТЯХ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ОТ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Олово (трение на высоких скоростях с оплавлением поверхностных слоев). Ниже представлены результаты верификации математической модели внешнего трения по экспериментальным данным Ф. Боудена, Е. Фрейтага и П. Персона [13] для оловянных образцов по трению скольжения на высоких скоростях до 600 м/с (рис. Пр.2.20). Результаты этого эксперимента имеют одну характерную особенность - оплавление поверхностей трения. Тем не менее, была предпринята попытка проверить верифицируемость математической модели внешнего трения и для этих результатов, дающих зависимость коэффициента трения от скорости скольжения с минимумом.

Для этих экспериментальных данных простой перебор стартовых значений параметров для компьютерной программы аппроксимации не дает положительных результатов, что проиллюстрировано на рис. Пр.2.20.

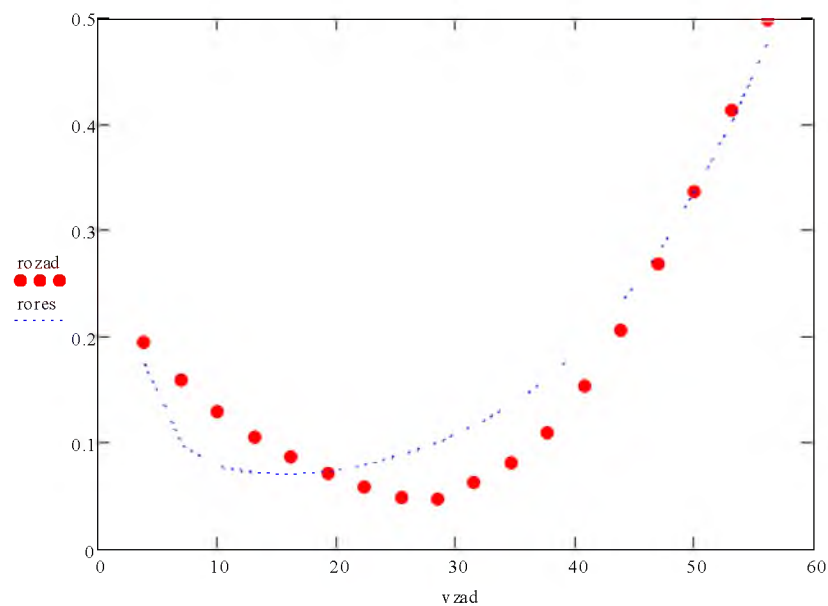


Рис. Пр.2.20. Результат верификации с использованием перебора стартовых значений параметров в компьютерной программе аппроксимации

В связи с этим была предпринята попытка использовать в качестве начальных параметров, те значения кинетических констант, которые дают поведение, подобное экспериментальным данным. Для этого были рассмотрены два случая. В первом предполагалось, что имеющие место процессы подобны тем, которые моделирует модель на малых скоростях, т.е. до абсциссы максимума функции модели, а во втором – на высоких, то есть после абсциссы максимума (рис. Пр.2.13).

В первом случае был выбран пример для параметра θ_{12} (рис. Пр.2.13). В качестве стартовых значений выбраны те, которые соответствуют графику, обозначенному жирным пунктиром на рис. Пр.2.13. Здесь порядок изменения знака первых и вторых производных на «малых» скоростях от 0 до 1 соответствует аналогичным характеристикам для данных эксперимента.

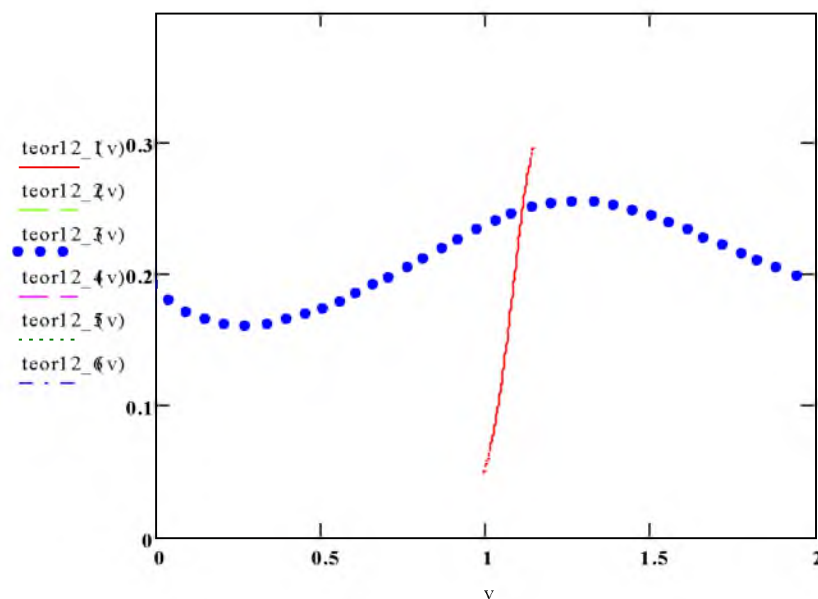


Рис. Пр.2.21. Аналог рис. Пр.2.13

Для согласования параметров модели и эксперимента масштаб скорости экспериментальных данных был приведен к масштабу разобранного примера, т.е. использован коэффициент 10^{-3} . Результаты верификации, полученные в данном случае, показаны на рис. Пр.2.22. Как видно, верификация в этом случае дала не вполне удовлетворительный результат

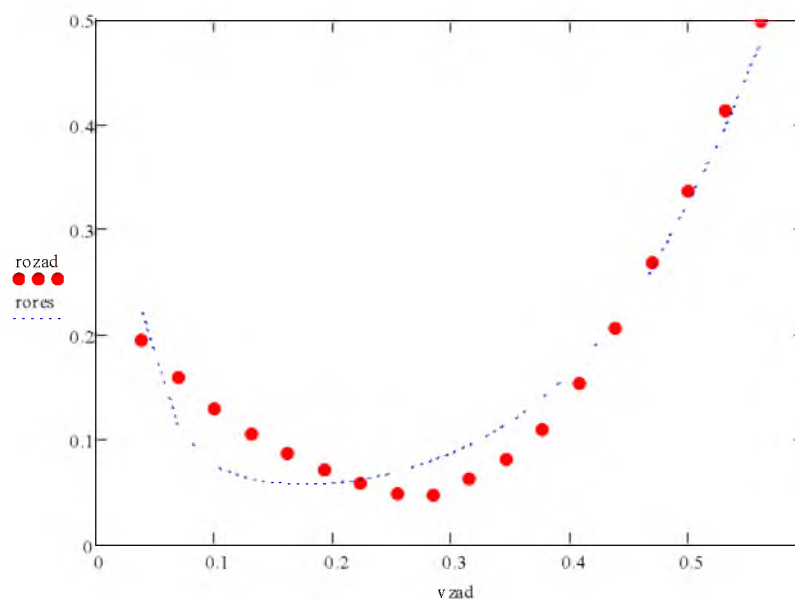


Рис. Пр.2.22. Вариант верификация для «малых» скоростей модели

Далее в качестве аналога был выбран рис. Пр.2.7, как соответствующий второму случаю – случаю высоких скоростей. В этом случае модель дает зависимость, качественно подобную экспериментальным данным на участке после локального максимума (рис. Пр.2.23).

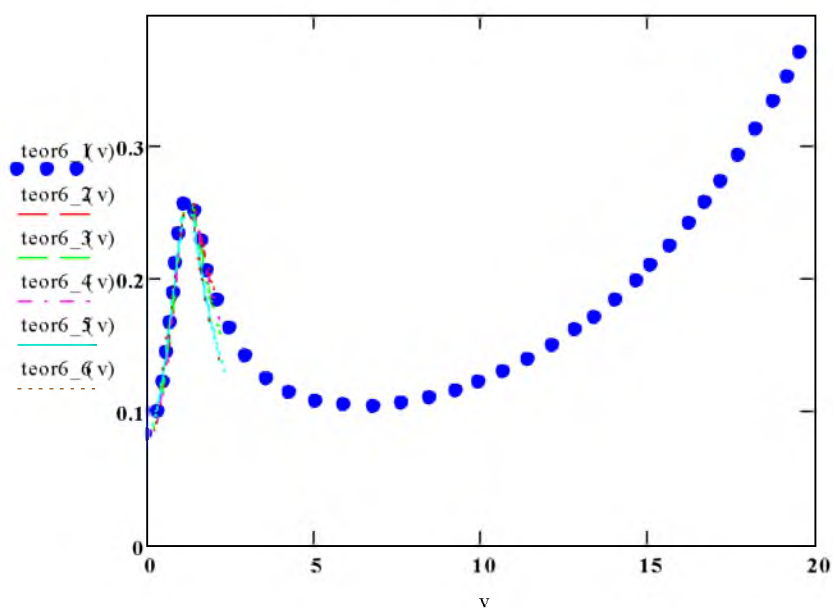


Рис. Пр.2.23. Аналог рис. Пр.2.7.б

Для согласования масштабов скорости для расчетных и экспериментальных данных был использован коэффициент 10^{-1} . В этом случае также получен отрицательный результат верификации.

Следующая процедура, которая была опробована, заключалась в сдвиге графика по оси абсцисс. Эта попытка также не дала удовлетворительных результатов (табл. Пр.2.6, табл. Пр.2.7, соответственно для «малых» и «больших» скоростей).

Для всех рассмотренных случаев имеет место следующая закономерность зависимости теоретического коэффициента трения от скорости, которая не может быть обеспечена исследуемой математической моделью: с увеличением скорости скольжения убывание графика на участке до локального минимума на расчетных зависимостях происходит быстрее, чем последующее возрастание, в то время как у экспериментальной зависимости наблюдается обратная закономерность.

Таблица Пр.2.6

Результаты расчета кинетических констант для «малых» скоростей с применением дополнительного параметра сдвига по оси абсцисс θ_{13}

№ п/ п	Расчетные значения												
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}	Θ_{13}
1	1	0,52 7	0,29 7	1,14 2	0,46 1	0	0,79 4	0,14 2	0,26 8	0,21 2	1,607	0,77 6	0,1
2	0,98 3	0,04 1	0,09 5	1,20 2	0,02 9	0	0,81 6	0,66 6	0,61 6	0,97	1,402	0,98 7	0,07 9
3	0,95 7	7,11 1	0,03	0,18 3	0,05 2	0,02 9	0,09 2	0,02 3	0,41 9	1,41 7	0,0007 5	0,30 7	0,23 8

Результаты расчета кинетических констант для «высоких» скоростей
с применением дополнительного параметра сдвига θ_{13}

№ п/п	Расчетные значения												
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}	Θ_{13}
1	0,996	1,599	0	0,4	0,136	0	3,071	1,03	1,377	2,187	0,025	0,458	0,857
2	0,997	2,033	0,009	0,598	0,13	0	4,805	1,03	1,4	1,19	0,025	0,458	0,405
3	0,982	1,511	0	1,25	3,879	0,004	8,793	2	4,5	5	0,1	1	0,923

В связи с этим был сделан вывод: для сложных случаев трения, например, при оплавлении поверхностей, т.е. когда трение сопровождается фазовым переходом «твердое тело – жидкость», математическая модель внешнего трения должна быть перестроена.

Пара «сталь-алмаз» (трение при высоких скоростях). Ниже приведены результаты верификации математической модели внешнего трения по экспериментальным данным Д. Миллера [13], где исследовался случай скольжения стального шарика по нешлифованной поверхности октаэдрического алмаза на скоростях до 500 м/с . В ходе эксперимента было установлено, что на поверхности алмаза образовывался адгезионный налет стали. Балакин В.А. [13] объясняет рост, а затем падение коэффициента трения понижением температуры в области контакта, увеличением адгезионных связей между частицами стали и переходу к скольжению стали по алмазу.

По плану вычислительного эксперимента для данного случая необходимо было подобрать такие стартовые значения векторов параметров, которые соответствовали бы тому набору значений параметров, который дает качественно подобную характеристику трения. Одна из полученных верификаций представлена на рис. Пр.2.24 (табл. Пр.2.8, № 4).

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов начальных значений. Лучшие аппроксимации.

№ п/п	Расчетные значения											
	Θ_1	Θ_2	Θ_3	Θ_4	Θ_5	Θ_6	Θ_7	Θ_8	Θ_9	Θ_{10}	Θ_{11}	Θ_{12}
2*	0,959	2,5	0,014	0,298	0,155	0,01	0,499	2,21	2,257	4,441	0,003	0,387
4**	0,954	2,033	0,036	0,131	0,159	0,01	0,211	0,424	2,646	4,548	0,003	0,474
5*	0,948	3,372	0,07	0,251	0,027	0,008	0,432	0,431	2,626	4,399	0,003	0,491
11*	0,936	7,519	0,06	0,164	0,092	0,006	0,379	0,459	2,11	3,699	0,002	0,373
14*	0,943	7,379	0,057	0,157	0,08	0,006	0,36	2,255	1,868	3,812	0,002	0,329
6*	1	7,053	0,123	0,182	0,11	0,005	0,378	0,466	2,152	3,671	0,003	0,453
13*	1	6,923	0,163	0,172	0,126	0,006	0,485	0,458	2,122	3,747	0,002	0,457

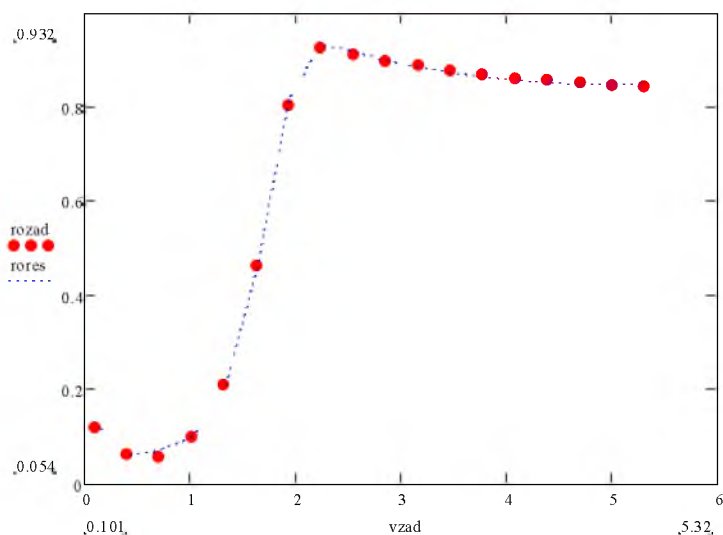


Рис. Пр.2.24. Результаты лучшей аппроксимации (табл. Пр.2.8. № 4)

Представленные результаты позволяют заключить, что исследуемая математическая модель внешнего трения является работоспособной даже для таких сложных случаев, когда в ходе процесса трения происходит образование адгезионного налета стали на алмазе.

ПРИЛОЖЕНИЕ 2.3. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИССЛЕДОВАНИЙ ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ

2.3.1. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ К ИССЛЕДОВАНИЮ ИЗМЕНЕНИЙ ХАРАКТЕРА ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ ПРИ УВЕЛИЧЕНИИ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ

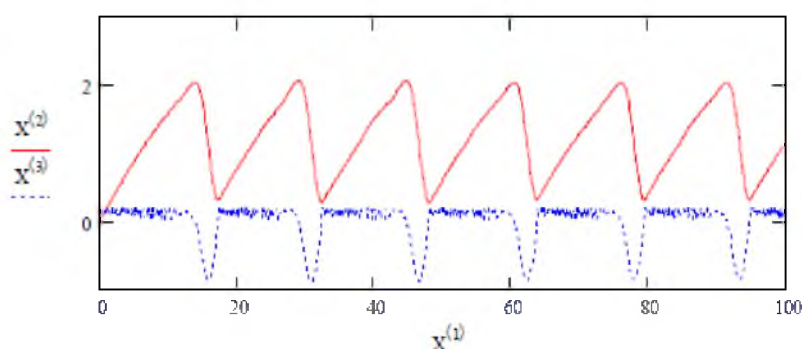


Рис. Пр.2.25. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

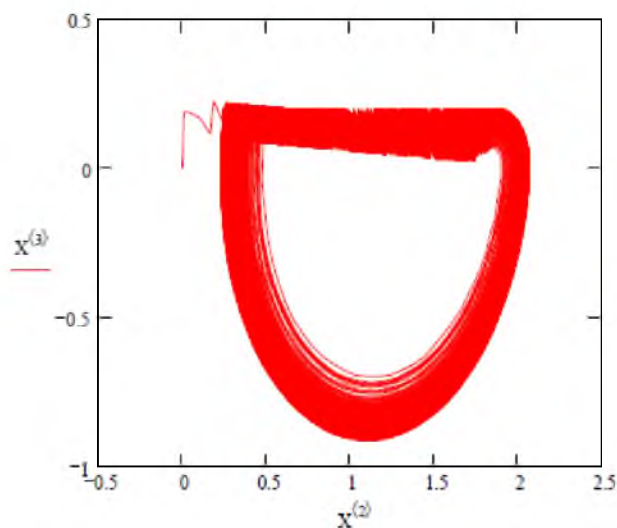


Рис. Пр.2.26. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.25.

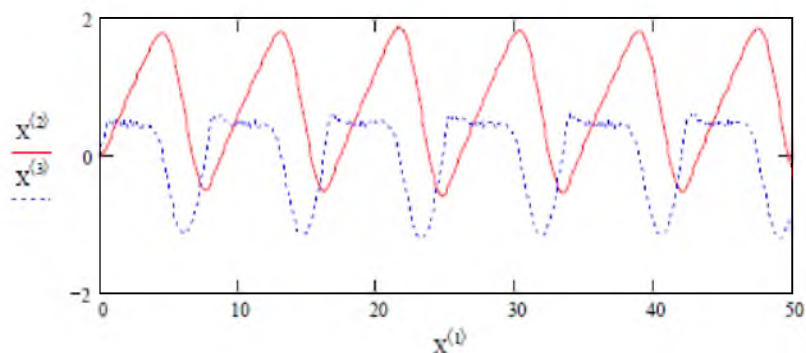


Рис. Пр.2.27. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 0,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

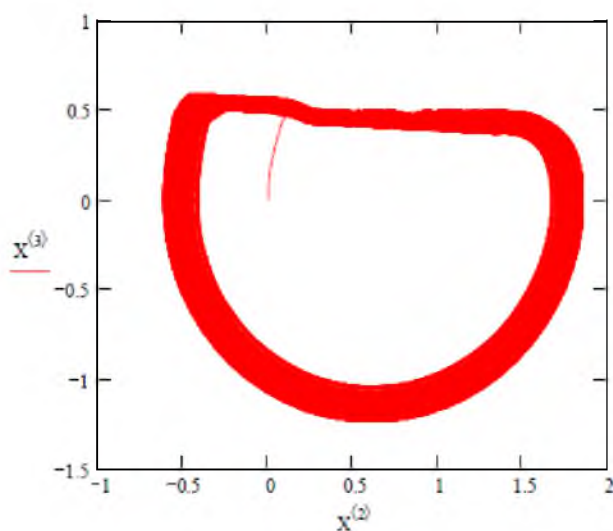


Рис. Пр.2.28. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.27.

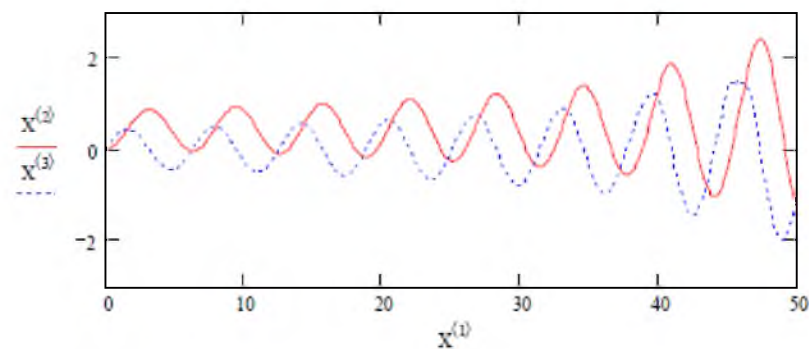


Рис. Пр.2.29.а. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 1,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

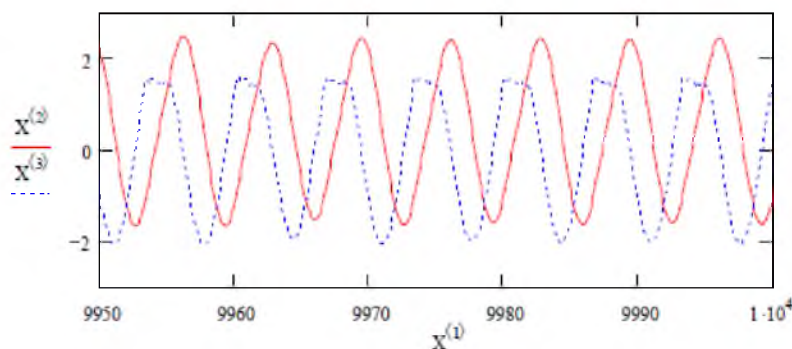


Рис. Пр.2.29.б. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 1,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

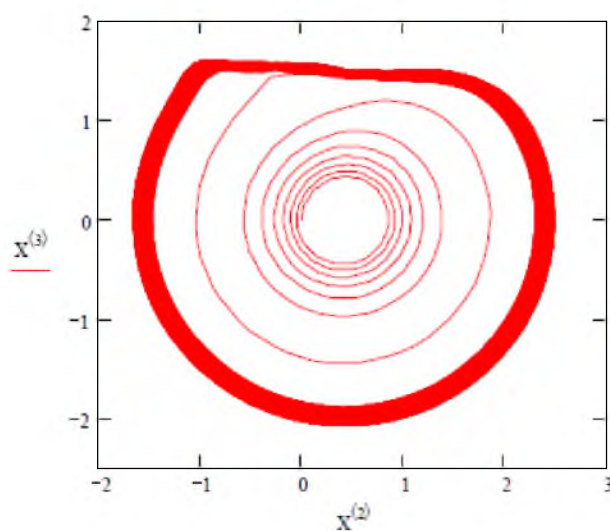


Рис. Пр.2.30. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.29.

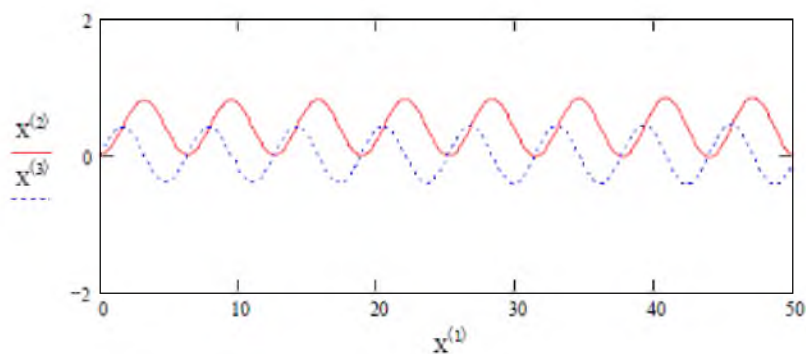


Рис. Пр.2.31.а. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 2,0$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

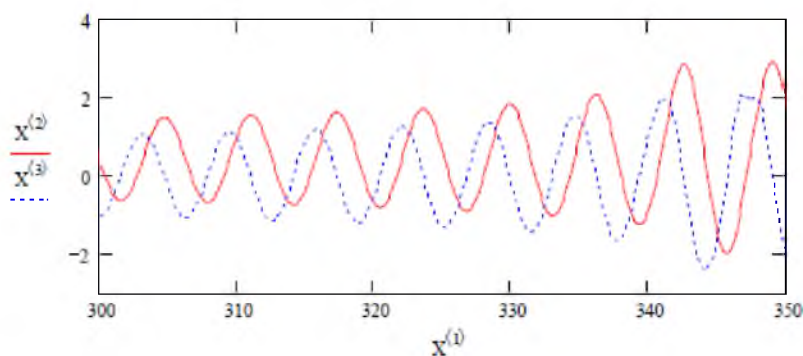


Рис. Пр.2.31.б. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 2, 0$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

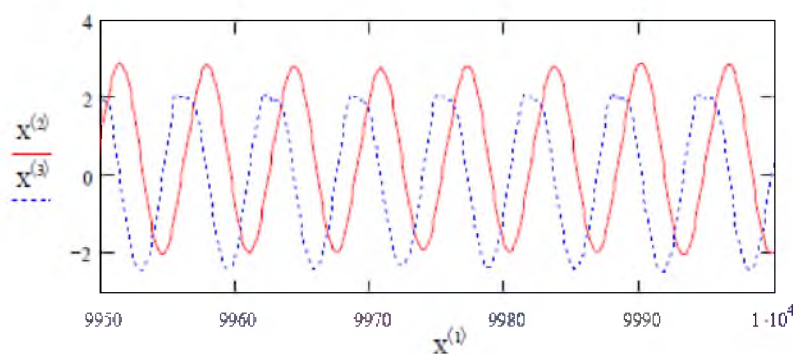


Рис. Пр.2.31.в. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($\nu = 2, 0$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

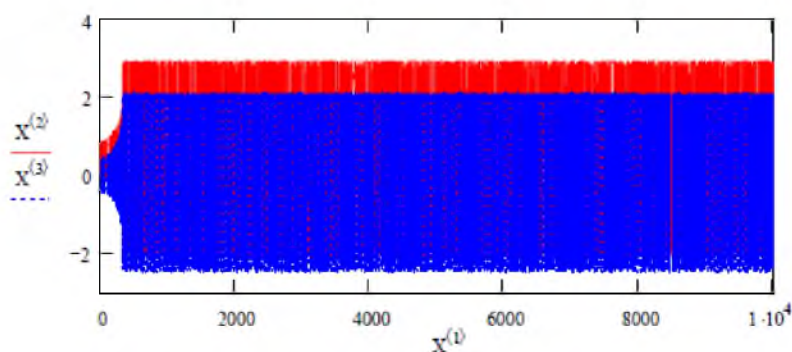


Рис. Пр.2.32. Иллюстрация нарастания автоколебаний во всем расчетном временном интервале с выходом на предельный режим (для рис. Пр.2.31)

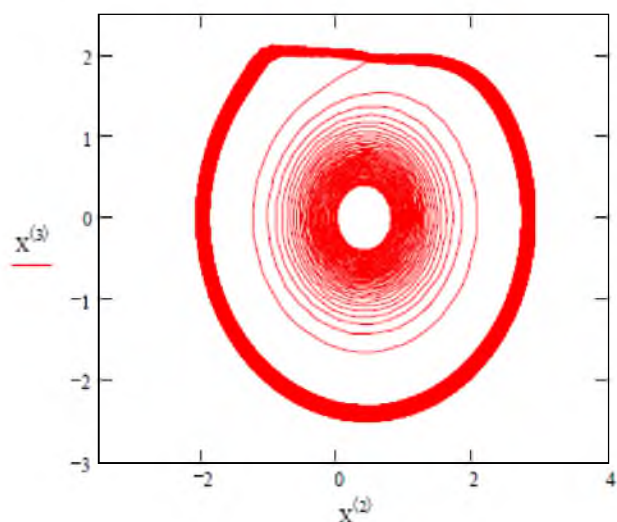


Рис. Пр.2.33. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.31.

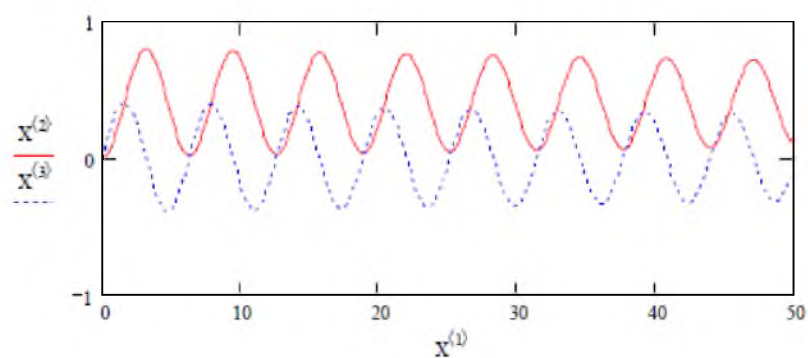


Рис. Пр.2.34.а. Иллюстрация вырождения фрикционных автоколебаний ($\nu = 2,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

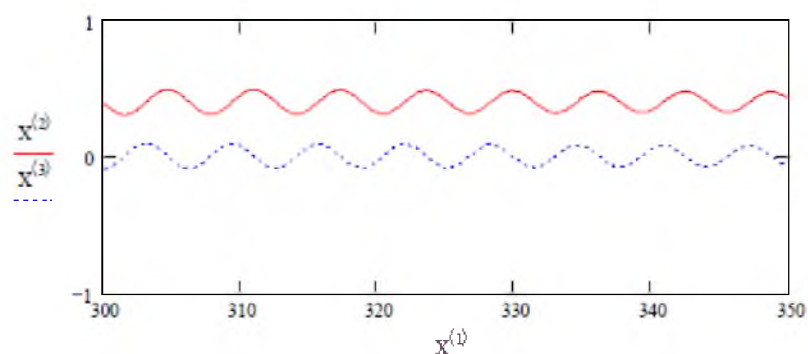


Рис. Пр.2.34.б. Иллюстрация вырождения фрикционных автоколебаний ($\nu = 2,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

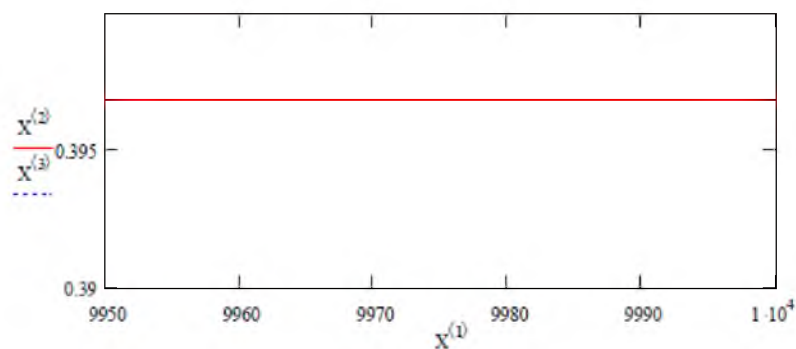


Рис. Пр.2.35.а. Иллюстрация вырождения фрикционных автоколебаний ($\nu = 2,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

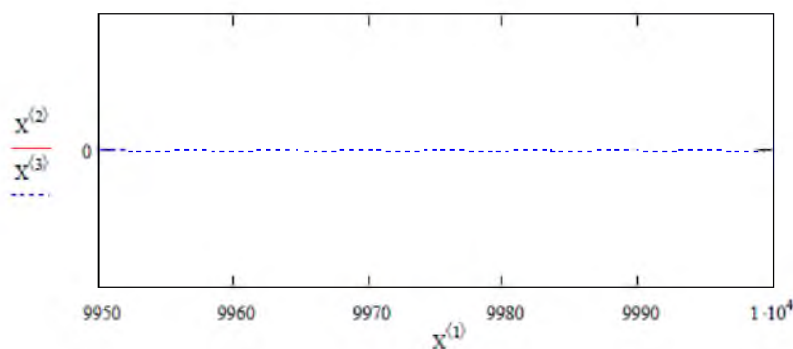


Рис. Пр.2.35.б. Иллюстрация вырождения фрикционных автоколебаний ($\nu = 2,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; ($\nu = 1,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

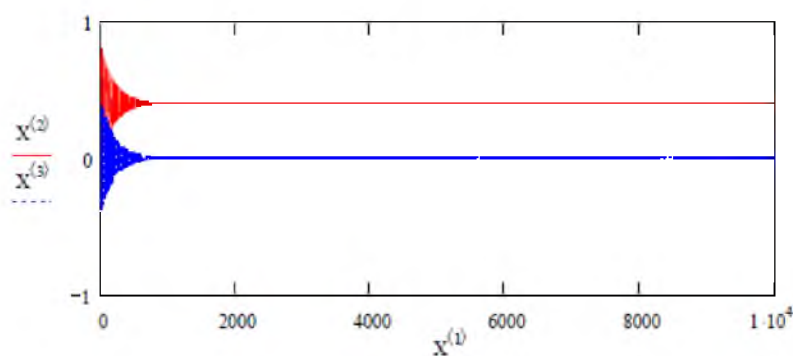


Рис. Пр.2.36. Иллюстрация вырождения фрикционных колебаний во всем расчетном временном интервале (для рис. Пр.2.34, рис. Пр.2.35)

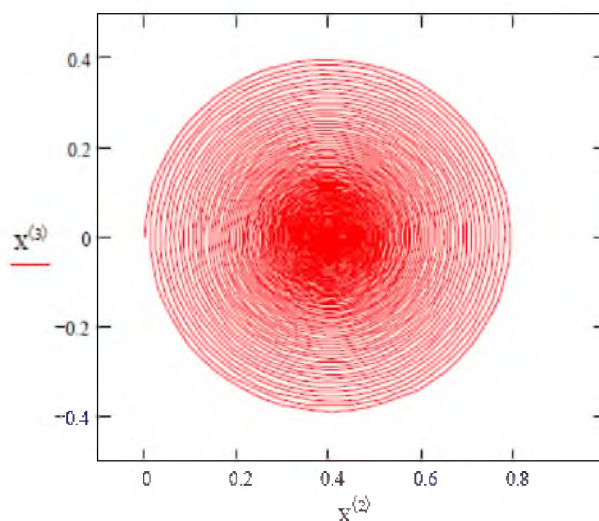


Рис. Пр.2.37. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.34 – рис. Пр.2.36.

2.3.2. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ, ВЫЗЫВАЮЩЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ ПЕРЕХОДА ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ЗАРОДЫШЕЙ В АКТИВНЫЕ ЯДРА АДГЕЗИОННОГО СХВАТЫВАНИЯ, НА ХАРАКТЕР ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ

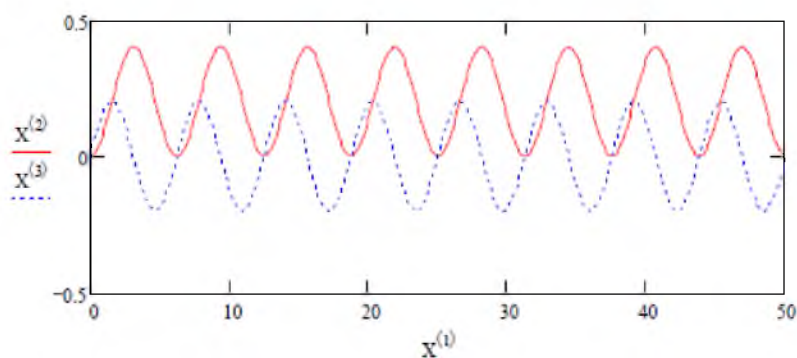


Рис. Пр.2.38. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 0,1$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

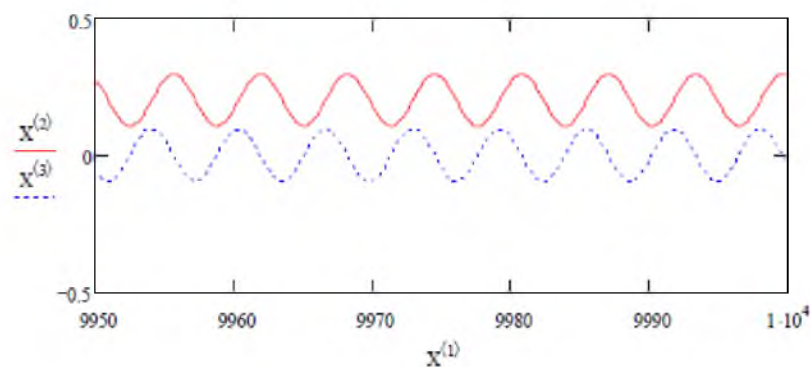


Рис. Пр.2.39. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 0,1$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

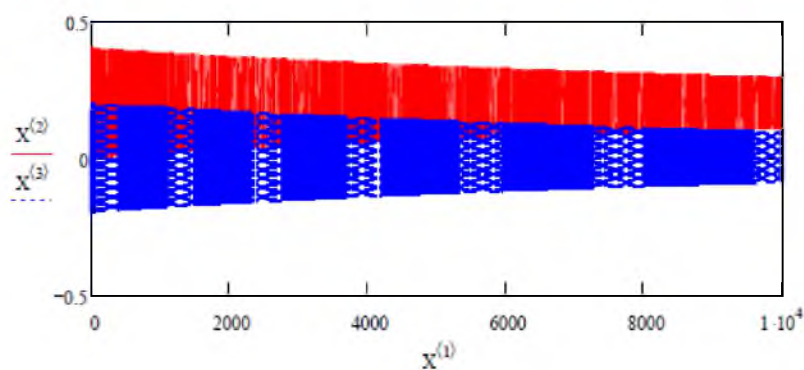


Рис. Пр.2.40. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 0,1$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

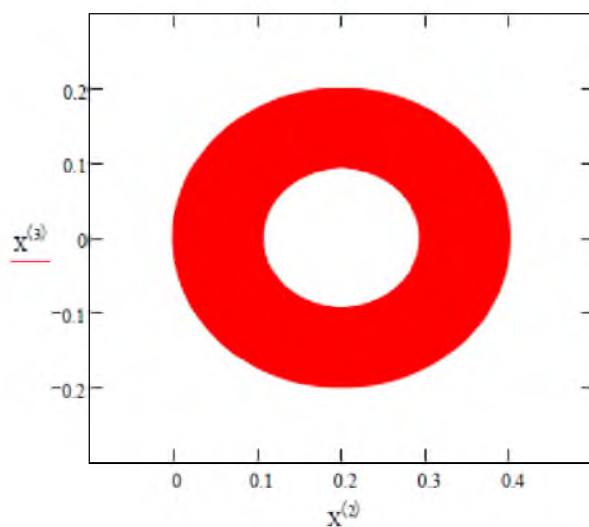


Рис. Пр.2.41. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.38 - рис. Пр.2.40

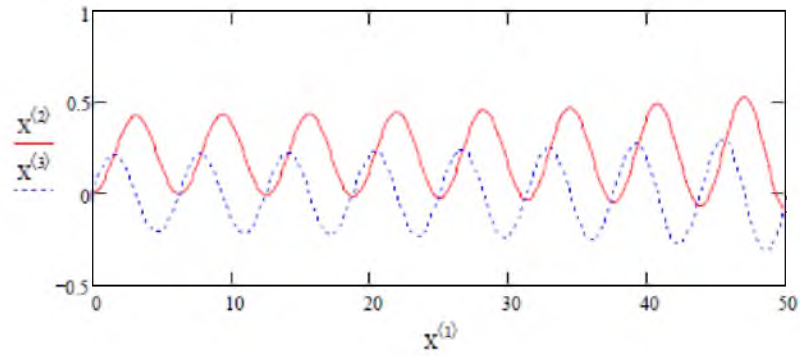


Рис. Пр.2.42. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

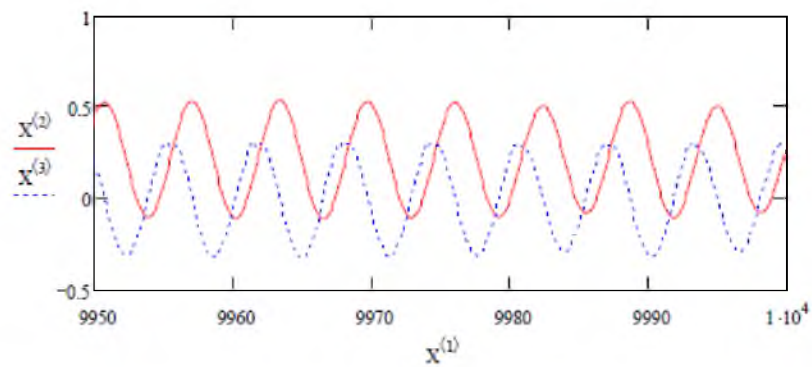


Рис. Пр.2.43. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

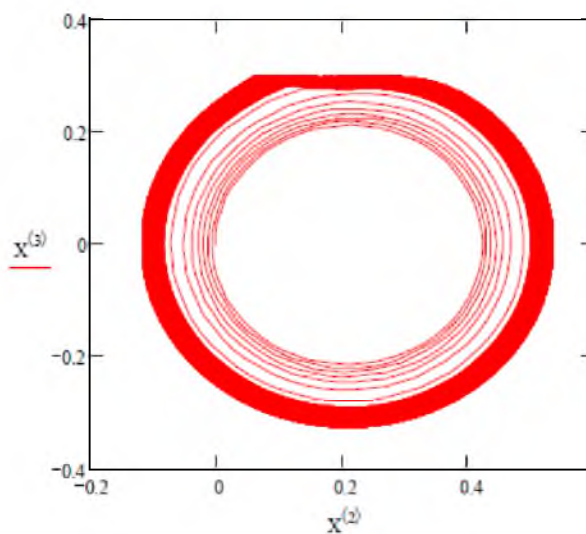


Рис. Пр.2.44. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.42, рис. Пр.2.43

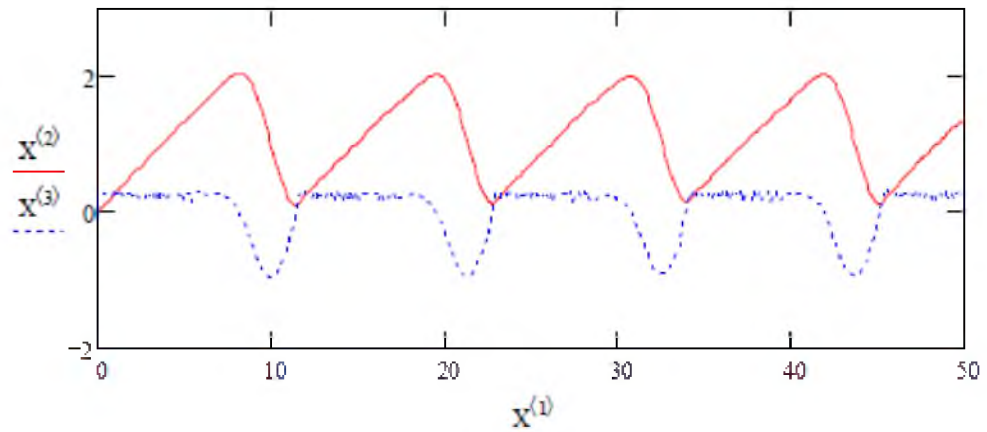


Рис. Пр.2.45. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = 2, 0$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

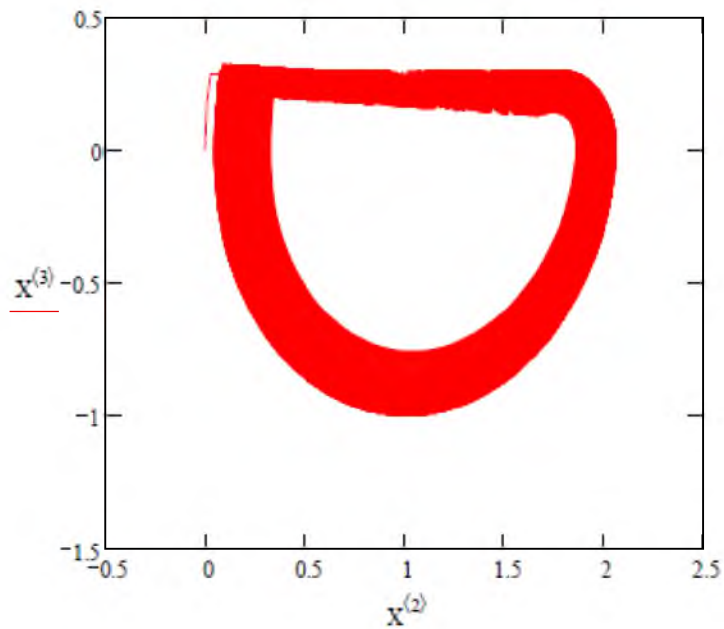


Рис. Пр.2.46. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. 5.105

2.3.3. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ, ВЫЗЫВАЮЩЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ СКОРО- СТИ РОСТА ЯДЕР АДГЕЗИОННОГО СХВАТЫВАНИЯ, НА ХАРАК- ТЕР ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ

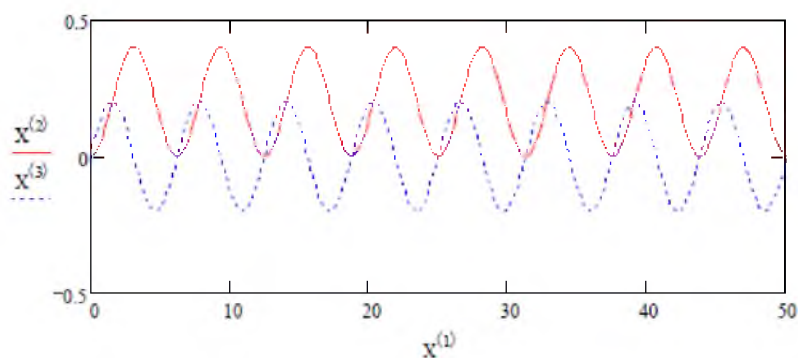


Рис. Пр.2.47. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,y} = 0,1$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

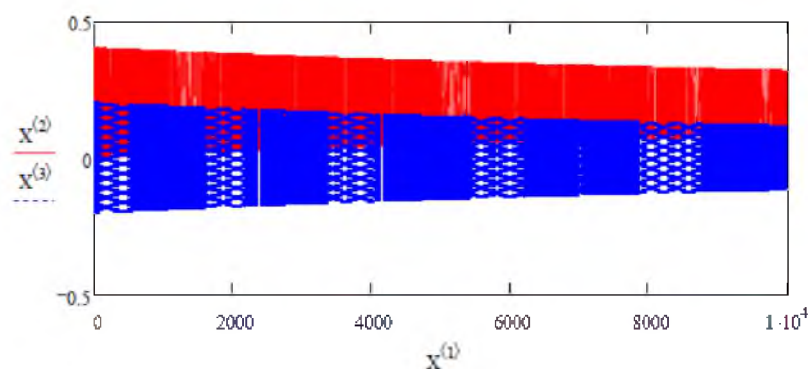


Рис. Пр.2.48. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,y} = 0,1$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

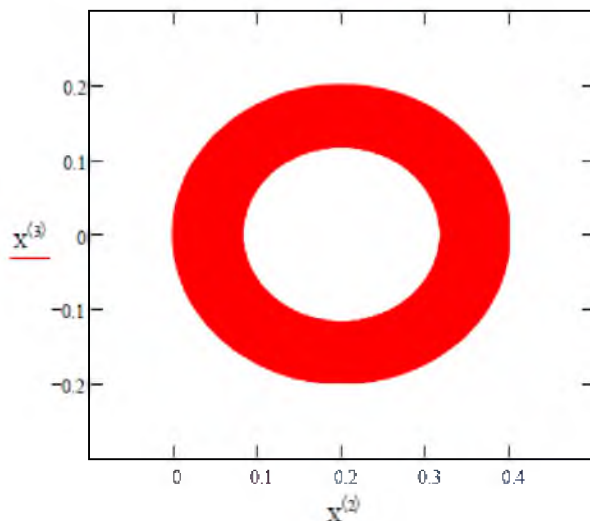


Рис. Пр.2.49. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.47, рис. Пр.2.48

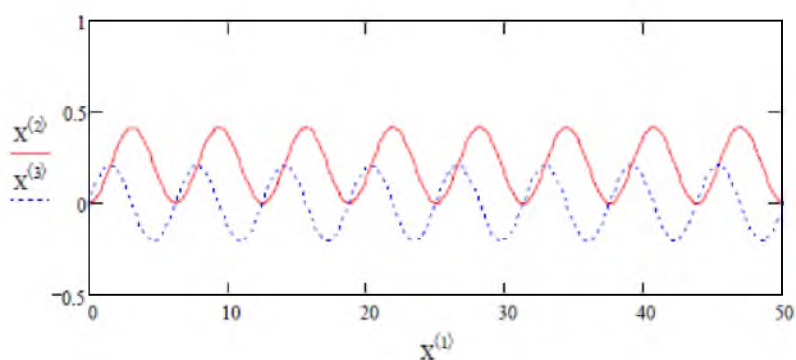


Рис. Пр.2.50. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,y} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

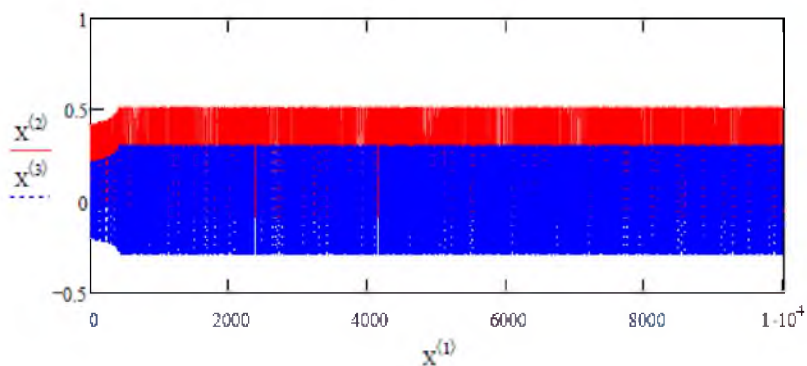


Рис. Пр.2.51. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,y} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

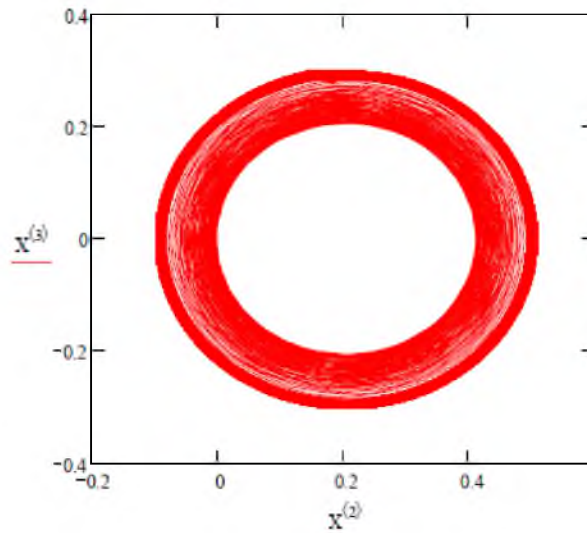


Рис. Пр.2.52. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.50, рис. Пр.2.51

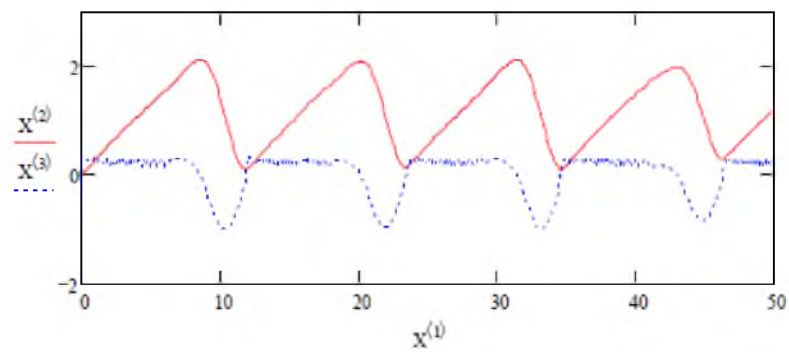


Рис. Пр.2.53. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,y} = 1,4$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

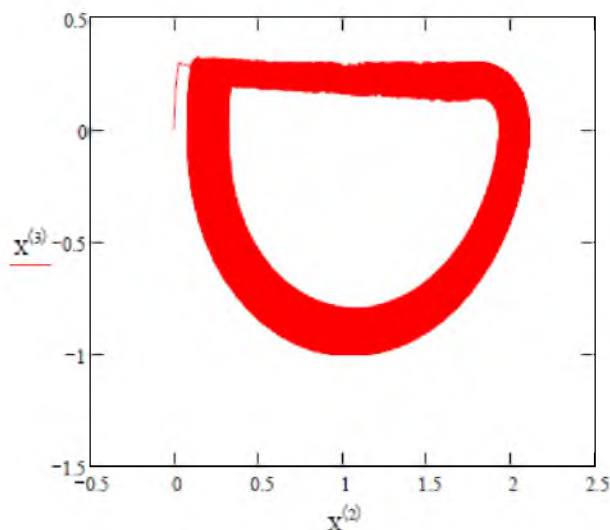


Рис. Пр.254. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.53

**2.3.4. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ К ИССЛЕДОВАНИЮ
ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ, ВЫЗЫВАЮЩЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ СКОРО-
СТЕЙ ПЕРЕХОДА ЗАРОДЫШЕЙ В АКТИВНЫЕ ЯДРА АДГЕЗИОН-
НОГО СХВАТЫВАНИЯ И РОСТА ЭТИХ ЯДЕР, НА ХАРАКТЕР
ФРИКЦИОННЫХ АВТОКОЛЕБАНИЙ**

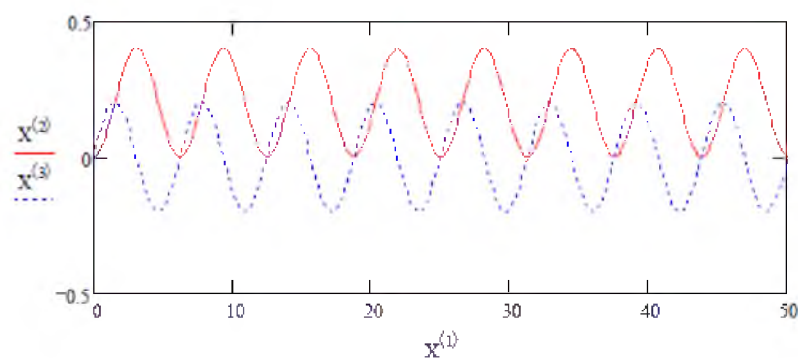


Рис. Пр.2.55. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

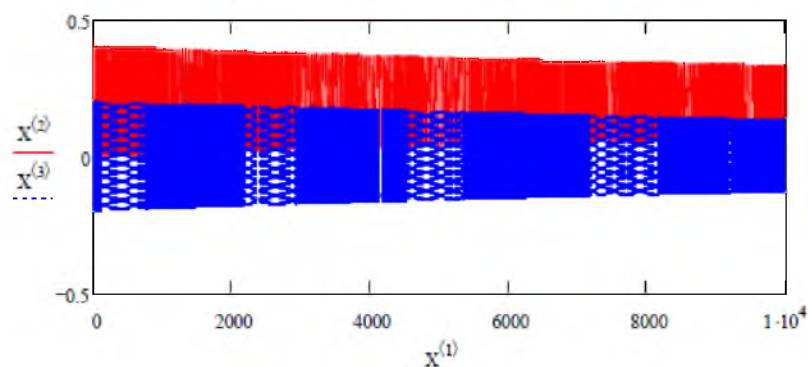


Рис. Пр.2.56. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,2$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

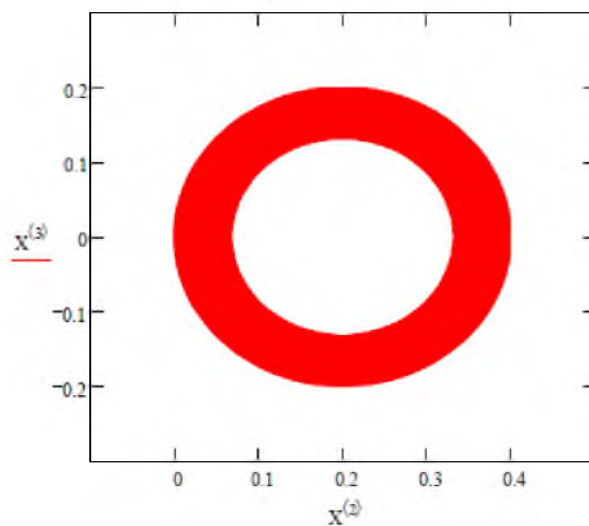


Рис. Пр.2.57. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.55, рис. Пр.2.56

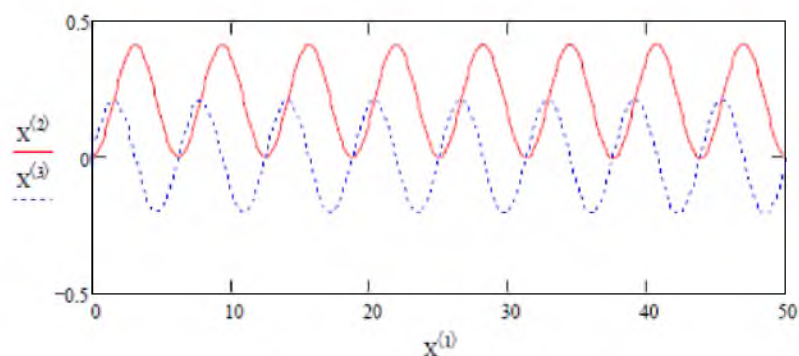


Рис. Пр.2.58. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,3$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

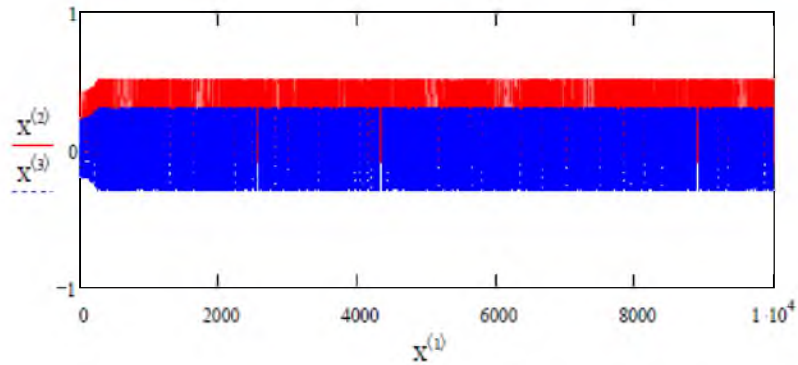


Рис. Пр.2.59. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,3$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

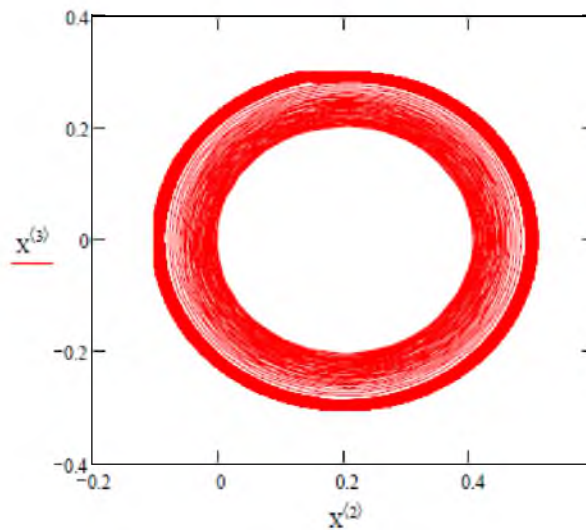


Рис. Пр.2.60. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.58, рис. Пр.2.59

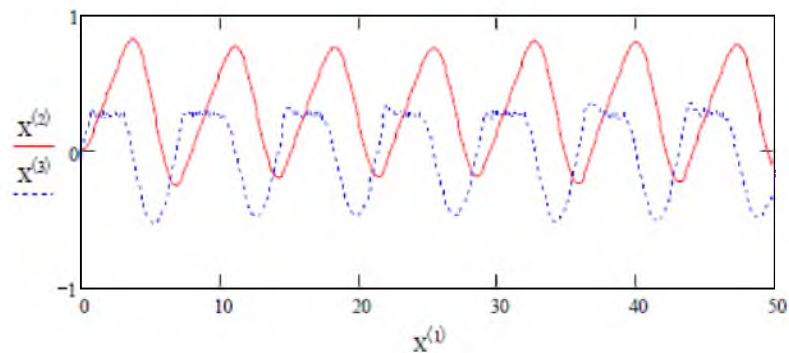


Рис. Пр.2.61. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$); $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

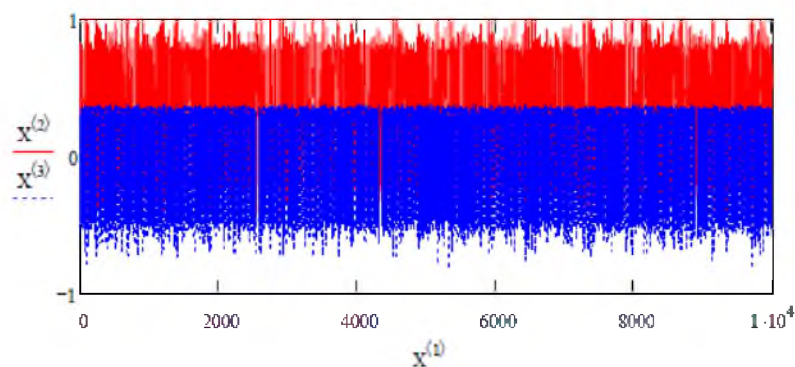


Рис. Пр.2.62. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 0,5$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

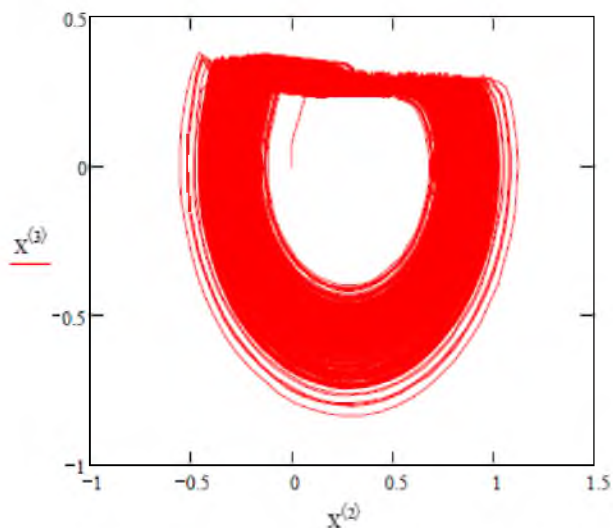


Рис. Пр.2.63. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.61 и рис. Пр.2.62

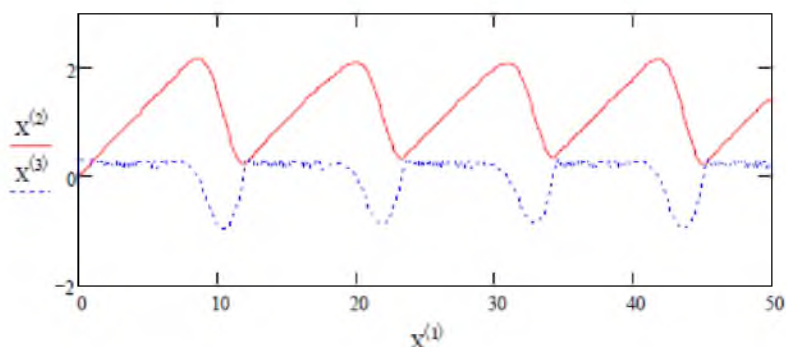


Рис. Пр.2.64. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 1,4$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

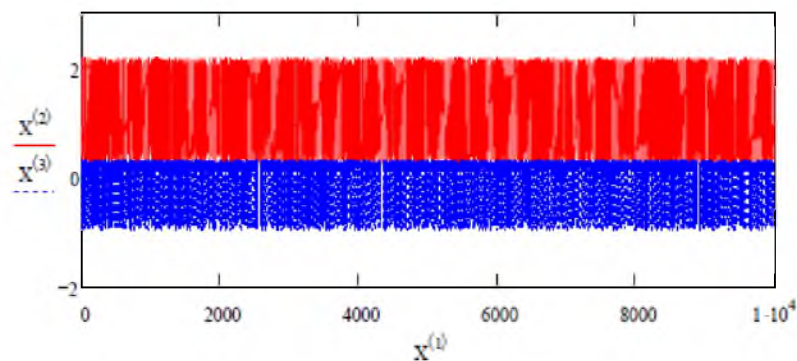


Рис. Пр.2.65. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 1, 4$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

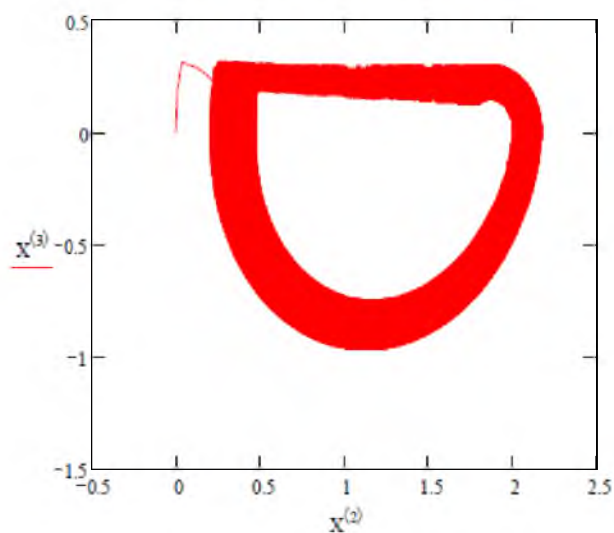


Рис. Пр.2.66. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.64 и рис. Пр.2.65

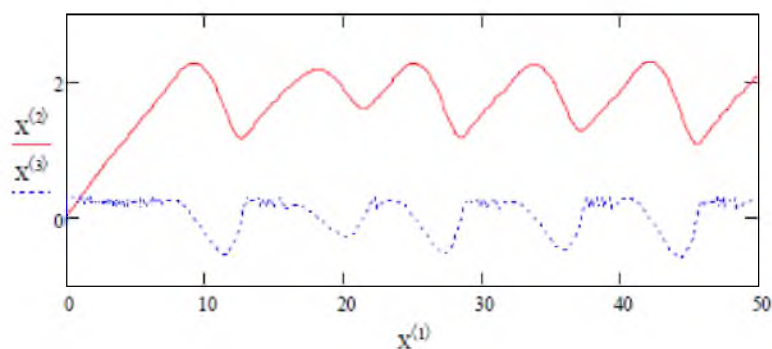


Рис. Пр.2.67. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T,x} = E_{T,y} = 5, 0$); здесь $X^{(1)}$ - время, $X^{(2)}$ - координата, $X^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($X^{(1)} = 0$): $X^{(2)} = 0$; $X^{(3)} = 0$

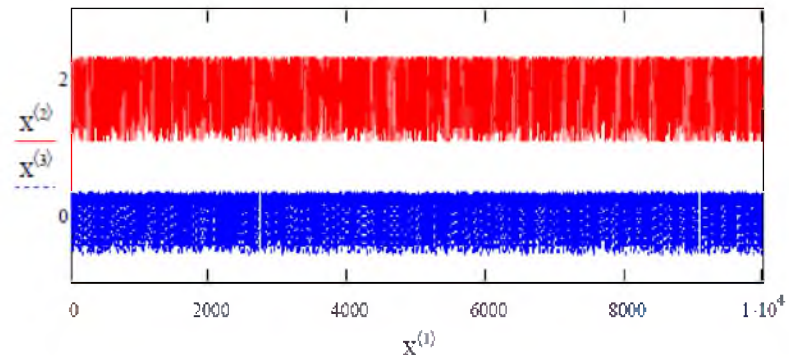


Рис. Пр.2.68. Иллюстрация характера фрикционных автоколебаний ($E_{T_x} = E_{T_y} = 5, 0$); здесь $x^{(1)}$ - время, $x^{(2)}$ - координата, $x^{(3)}$ - скорость; начальные условия ($x^{(1)} = 0$); $x^{(2)} = 0$; $x^{(3)} = 0$

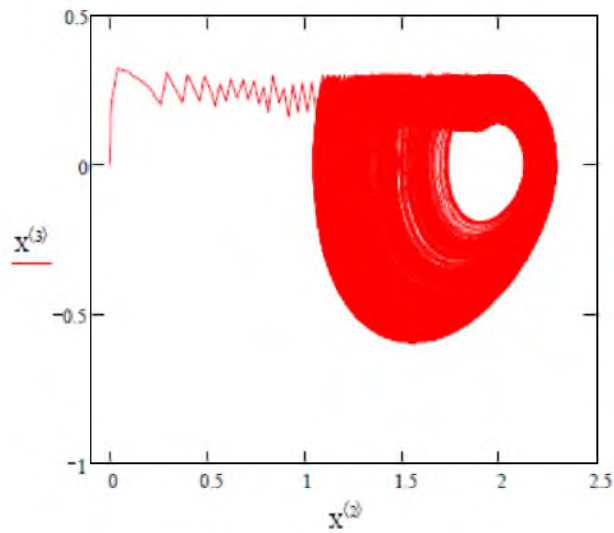


Рис. Пр.2.69. Фазовый портрет для фрикционных автоколебаний, представленных на рис. Пр.2.67 и рис. Пр.2.68

ПРИЛОЖЕНИЕ 3. МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ, РАЗРУШЕНИЯ И ИЗНОСА

ПРИЛОЖЕНИЕ 3.1. КИНЕТИКА ЛИНЕЙНЫХ ПЕРЕКРЫВАЮЩИХСЯ ЦЕПЕЙ АССОЦИИРОВАННЫХ ДЕФЕКТОВ

Задача при $R(t) \neq 0$. Если в (3.1.а) положить $R(t) \neq 0$ (Глава 3), что соответствует образованию неактивных мономерных дефектов в независимом процессе, которые в последующем вступают в реакцию ассоциации дефектов, то, как и ранее

$$A_0 = C_A \exp(-k_0 t), \quad (\text{Пр.3.1})$$

только

$$C_A = C_H + \int_0^t R(t') \exp(k_0 t') dt' \quad (\text{Пр.3.2})$$

(если величина R не зависит от времени и является константой $R = \text{const}$, то она может характеризовать структуру исходного металла). В случае, если $C_A = 0$ при $t = 0$, тогда $C_H = 0$. Если же $C_A \neq 0$ при $t = 0$, тогда $C_A(t=0) = C_H$; т.е. реализуется ситуация, когда C_H – начальная концентрация дефектов, которые становятся зародышами цепи. Здесь функция $R(t)$ – кинетическая зависимость возникновения неактивных мономерных дефектов.

Таким образом, имеем следующую последовательность кинетических зависимостей при $C_H = 0$

$$A_0 = \exp(-k_0 t) \int_0^t R(t') \exp(k_0 t') dt'; \quad (\text{Пр.3.3})$$

$$A_1^* = k_0 \exp(-k_1 t) \int_0^t \left\{ \exp(k_1 - k_0) t' \right\} \left\{ \int_0^{t'} R(t'') \exp(k_0 t'') dt'' \right\} dt'; \quad (\text{Пр.3.4})$$

$$A_2^* = k_1 \exp(-k_2 t) \int_0^t \exp(k_2 t') A_1^*(t') dt' \quad (\text{Пр.3.5})$$

и т.д. Введем интегральный оператор вида

$$I_i \equiv \exp(-k_i t) \int_0^t \exp(k_i t') F(t') dt', \quad (\text{Пр.3.6})$$

как действующий на функцию $F(t)$. Тогда можем записать

$$A_i^* = k_{i-1} I_i A_{i-1}^* \quad (i = 0, 1, 2, \dots), \quad (1.24)$$

где $k_{-1} = 1$ и $A_{-1} = R(t)$, или

$$A_j^* = k_{j-1} I_i^{i+1} R(t). \quad (1.25)$$

Здесь верхний индекс $i+1$ означает, что оператор I_i действует на функцию $(i+1)$ -раз. При $C_H - \text{const}$ ($C_H \neq 0$)

$$A_i^* = k_{j-1} \{I_i^i C_H \exp(-k_0 t) + I_i^{i+1} R(t)\}. \quad (1.26)$$

Решение этой задачи иллюстрирует возможности развития кинетического подхода к описанию процесса накопления повреждений при разрушении и износе конструкционных материалов.

ПРИЛОЖЕНИЕ 3.2. РЕЗУЛЬТАТЫ ВАЛИДАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Таблица Пр.3.1

Вектор начальных и рассчитанных значений
кинетических параметров модели (рис. 3.38)

Кинетические параметры	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
Вектор начальных значений	1	1	1	1	10
Вектор рассчитанных значений	0,347	2,353	1,178	3,476	2,500

Таблица Пр.3.2

Вектор начальных и рассчитанных значений
кинетических параметров модели (рис. 3.39)

Кинетические параметры	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
Вектор начальных значений	300	300	100	300	60
Вектор рассчитанных значений	19,014	149,958	25,000	78,569	30,413

Таблица Пр. 3.3

Вектор начальных и рассчитанных значений
кинетических параметров модели (рис. 3.40)

Кинетические параметры	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
Вектор начальных значений	600	600	10	600	120
Вектор рассчитанных значений	690,540	411,377	3,097	140,974	18,989

Таблица Пр.3.4

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания на изгиб образцов листового алюминия при нагрузке 144,79 МПа)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1*	0,1	0,1	0,1	0,1	0	0,401	1,768	1,680	0,994	0
2*	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,399	1,706	1,551	1,027	0,1
3*	1	1	1	1	1	0,408	2,832	2,241	1,755	1
4*	1	1	1	1	10	0,347	2,353	1,178	3,476	2,5
5*	10	1	1	1	10	0,358	2,684	1,145	3,155	2,5
6*	10	10	1	1	10	0,388	11,476	0,529	2,734	2,5
7*	10	10	10	1	10	0,392	6,199	2,619	2,698	2,5
8*	10	10	10	10	10	0,386	4,583	2,437	2,753	2,5
9*	100	10	10	10	10	0,484	3,763	2,269	2,156	2,5
10	100	100	10	10	10	0,496	50	2,500	2,116	2,5
11*	100	100	100	10	10	0,400	50	25	2,631	2,5
12	100	100	100	100	10	0,284	50	25	50	2,5
13	100	100	100	100	100	0,316	50	25	73,306	82,707
14	10	10	10	10	100	0,337	5,179	2,518	10,647	10,012
15	10	10	10	100	100	0,297	5,031	2,503	79,206	75,698
16	10	10	100	100	100	0,297	5,022	25	79,159	75,718
17	10	100	100	100	100	0,297	50	25	79,060	75,756

Таблица Пр.3.5

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
 начальных значений кинетических констант
 (испытания на изгиб образцов листового алюминия при нагрузке 179,26 МПа)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	0,1	0,1	0,1	0,1	0	39,344	8,373	0,912	3,487	0
2	0,1	0,1	0,1	0,1	1	-	-	-	-	-
3	1	0,1	0,1	0,1	1	54,754	3,370	2,011	6,092	1
4	1	1	0,1	0,1	1	48,705	9,171	0,871	4,869	1
5	1	1	1	0,1	1	69,858	2,583	17,185	3,653	1
6	1	1	1	1	1	37,664	4,532	1,395	23,355	1
7	10	1	1	1	1	61,865	3,737	1,602	5,453	1
8	10	10	1	1	1	45,287	11,497	0,807	4,671	1
9	10	10	10	1	1	47,136	7,330	1,310	4,638	1
10	10	10	10	10	1	42,644	12,410	0,723	5,012	1
11	10	10	10	10	10	34,985	6,516	1,386	4,034	0
12	1	1	1	1	10	37,121	6,875	1,242	3,791	0
13	1	1	1	10	10	34,903	2,883	3,323	364,175	2,5
14	1	1	10	10	10	34,905	14,972	0,375	32,742	0

Продолжение таблицы Пр.3.5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
15	1	10	10	10	10	16,032	31,754	0,615	8,701	0
16	1	10	1	1	1	20,300	10,606	1,678	9,198	1
17	1	1	10	1	1	60,650	1,167	97,891	34,020	0,25
18	1	1	1	10	1	34,310	7,412	0,866	33,654	1
19	100	1	1	1	1	159,508	2,040	2,175	3,124	1
20	100	100	1	1	1	154,030	29,893	0,396	1,538	1
21	100	100	100	1	1	596,790	3,748	100	0,747	1
22	100	100	100	100	1	102,865	1,233	1,781	49,980	0,25
23*	100	100	100	100	10	16,827	99,954	100	131,079	49,337
24*	100	100	100	100	100	22,201	50,048	25	50,645	20,401
25	1	1	1	1	100	-	-	-	-	-
26	1	1	1	100	1	34,257	6,958	0,950	100	1
27	1	1	100	1	1	17,759	28,789	0,507	29,303	0,25
28	1	100	1	1	1	15,273	81,456	0,222	19,801	1
29*	100	100	50	50	10	19,986	100,050	50	67,365	26,717
30	100	100	1	100	10	16,719	102,447	1,020	131,544	49,089
31	100	100	10	100	10	16,826	99,229	9,998	131,081	49,337
32*	20	100	10	50	20	22,790	99,998	10	47,801	19,134
33	1000	1000	100	100	20	65,426	500	25	8,916	5
34	100	200	50	10	20	88,863	200	50	9,96	6,005
35	100	200	50	50	20	20,249	200	50	64,628	25,495

Таблица Пр.3.6

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания на изгиб образцов листового алюминия при нагрузке 213,74 МПа)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	0,1	0,1	0,1	0,1	0	-	-	-	-	-
2	1	1	1	1	0	1561,0	12,478	350,663	685,926	0
3	10	10	10	10	0	2624,0	7	293,362	477,320	0
4	100	10	100	100	0	1705,0	17,258	36,504	8,676	0
5	100	100	100	100	0	1726,0	22,711	43,116	5,797	0
6	100	100	100	100	10	1737,0	21,996	47,064	5,990	0
7*	1000	100	100	100	10	935,132	100,299	100,001	103,463	14,524
8	1000	100	100	100	100	1009,0	86,032	2,703	12,497	0
9*	1000	100	100	100	50	983,334	92,037	100,105	95,618	13,976
10	1000	100	100	10	50	-	-	-	-	-
11*	1000	100	10	100	50	926,271	98,952	10,005	100,590	13,171
12	1000	10	100	100	50	1747,0	28,045	3,688	961,120	12,500
13	1000	100	1	100	50	2167,0	94,080	0,710	99,673	0
14	1000	100	1000	100	50	983,337	92,016	1000	95,620	13,976

Таблица Пр.3.7

Выборка результатов расчетов (удовлетворительная аппроксимация)

Первая серия экспериментов: нагрузка 144,79 МПа										
№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1*	0,1	0,1	0,1	0,1	0	0,401	1,768	1,680	0,994	0
2*	0,1	0,1	0,1	0,1	0,1	0,399	1,706	1,551	1,027	0,1
3*	1	1	1	1	1	0,408	2,832	2,241	1,755	1
4*	1	1	1	1	10	0,347	2,353	1,178	3,476	2,5
5*	10	1	1	1	10	0,358	2,684	1,145	3,155	2,5
6*	10	10	1	1	10	0,388	11,476	0,529	2,734	2,5
7*	10	10	10	1	10	0,392	6,199	2,619	2,698	2,5
8*	10	10	10	10	10	0,386	4,583	2,437	2,753	2,5
9*	100	10	10	10	10	0,484	3,763	2,269	2,156	2,5
11*	100	100	100	10	10	0,400	50	25	2,631	2,5
Вторая серия экспериментов: нагрузка 179,26 МПа										
23*	100	100	100	100	10	16,827	99,954	100	131,079	49,337
24*	100	100	100	100	100	22,201	50,048	25	50,645	20,401
29*	100	100	50	50	10	19,986	100,050	50	67,365	26,717
32*	20	100	10	50	20	22,790	99,998	10	47,801	19,134
Третья серия экспериментов: нагрузка 213,74 МПа										
7*	1000	100	100	100	10	935,132	100,299	100,001	103,463	14,524
9*	1000	100	100	100	50	983,334	92,037	100,105	95,618	13,976
11*	1000	100	10	100	50	926,271	98,952	10,005	100,590	13,171

ПРИЛОЖЕНИЕ 3.3. РЕЗУЛЬТАТЫ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ВАЛИДАЦИИ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ РАЗРУШЕНИИ

Таблица Пр.3.8

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов начальных значений кинетических констант
(испытания образцов стали пруткового проката на растяжение при температуре 29°C)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	1	1	1	1	1	0,497	0,960	0,984	0,515	1
2	10	1	1	1	1	0,249	0,757	0,389	0,543	0,25
3	1	10	1	1	1	0,302	2,201	0,134	0,350	0,25
4	1	1	10	1	1	0,575	0,851	10,000	0,460	1
5	1	1	1	10	1	0,235	0,316	0,549	2,068	0,25
6	0,1	1	1	1	1	0,278	0,845	0,927	0,844	1
7	1	0,1	1	1	1	0,259	1,401	0,200	0,468	0,25
8	1	1	0,1	1	1	0,280	0,398	1,098	0,485	0,25
9	1	1	1	0,1	1	0,218	0,545	0,277	3,205	0,25
10*	10	0,1	1	1	1	8,720	0,004	2,594	3,662	1
11*	100	0,01	1	1	1	99,640	0	1,374	1,727	1
12	100	0,1	0,1	0,1	1	-	-	-	-	-
13	10	0,1	0,1	1	1	-	-	-	-	-
14	1	0,1	0,1	1	1	-	-	-	-	-
15	1000	1	1	1	1	-	-	-	-	-
16	10	10	10	10	10	0,149	10	10	17,601	26,656
17	10	10	10	10	5	0,211	10	10	3,201	5
18	100	10	10	10	10	-	-	-	-	-
19	10	1000	10	10	10	0,149	1000	10	17,582	26,656
20	10	10	1000	10	10	0,149	10	1000	17,601	26,656
21	10	10	10	1000	10	0,169	0,341	2,175	500	2,5
22*	1	10	10	10	10	0,455	4,951	2,496	0,935	2,5
23	0,1	10	10	10	10	0,163	10	10	9,378	14,655
24	10	1	10	10	10	0,264	0,172	2,267	3,727	2,5
25*	10	0,1	10	10	10	2,183	0,015	3,340	6,863	2,5
26	10	10	1	10	10	0,182	2,077	0,127	2,465	2,5
27*	10	10	10	1	10	1,311	4,997	2,500	0,553	2,5
28*	100	0,1	10	10	10	24,659	0,001	3,404	7,148	2,5
29	100	1	1	1	1	4,008	0,14	0,1	0,218	0,25
30	10	10	10	10	1	0,455	9,931	10	0,516	1
31	1000	1000	1000	1000	1000	-	-	-	-	-
32	100	100	100	100	100	-	-	-	-	-

Таблица Пр.3.9

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания образцов стали пруткового проката на растяжение
при температуре 97°C)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1*	100	1	1	1	10	293,941	3,776	0,849	3,494	2,5
2	1	1	1	1	1	44,405	12,885	0,300	24,792	1
3	1	1	1	1	5	42,438	3,898	1,240	51,695	1,3
4*	10	1	1	1	1	98,013	5,148	0,844	3,431	1
5	1	0,1	1	1	1	-	-	-	-	-
6	10	0,1	1	1	1	-	-	-	-	-
7	100	0,1	0,1	0,1	1	-	-	-	-	-
8*	1000	1	1	1	1	1400	1,235	0,948	1,277	1
9*	1000	1	1	1	10	880,041	1,590	0,673	3,314	2,5
10	10	10	10	10	10	51,328	27,344	0,116	36,688	2,5
11*	10	10	10	10	5	49,500	7,796	1,367	12,772	5,0
12*	100	10	10	10	10	164,692	4,433	9,251	9,477	6,5
13	100	10	10	10	1	133,377	2,165	5,134	2,403	1
14	10	1	10	10	10	47,538	3,464	1,899	3,481	0
15*	100	0,1	10	10	10	66,439	51,180	0,181	4,652	2,5
16*	100	100	100	100	50	123,535	64,877	25,047	19,614	12,5
17*	5000	10	10	10	10	140,73	17,768	11,284	17,449	11,52

Таблица Пр.3.10

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания образцов стали пруткового проката на растяжение
при температуре 168°C)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	1000	100	100	100	60	192,231	53,574	25,252	52,547	12,450
2	1	1	1	1	1	275,323	5,747	70,929	148,590	1
3	1	1	1	1	10	-	-	-	-	-
4*	100	1	1	1	1	919,148	6,632	2,830	7,680	1
5	1	10	1	1	1	72,092	1512	73,172	143,154	0,250
6	1	0,1	1	1	1	393,031	3,906	138,285	288,408	1
7	1	1	0,1	1	1	355,315	4,413	538,435	143,210	0,250
8*	1	1	1	0,1	1	263,959	13,514	90,534	7,968	1
9	1	1	1	10	1	293,193	5,525	75,289	596,426	1
10*	10	10	10	10	10	169,600	54,465	1,149	9,568	0
11*	5000	10	10	10	10	1312	5,881	3,283	9,703	2,5
12*	5000	100	100	100	100	178,604	65,191	25,531	70,649	16,349
13*	1000	100	100	100	60	192,231	53,574	25,252	52,547	12,450
14	1000	1000	1000	1000	1000	110,984	250,041	125	251,910	52,730
15	10000	1000	1000	1000	1000	1250	250	125	250,047	60,004

16	5000	100	1000	1000	100	459,978	3,320	250	500	25

Таблица Пр.3.11

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания резца при обточке цилиндра)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	0,1	0,1	0,1	0,1	0	0,012	0,319	0,265	0,307	0
2	0,1	0,1	0,1	0,1	1	0,01	0,277	0,353	0,739	1
3	1	0,1	0,1	0,1	1	0,0099	0,355	0,138	0,561	0,25
4	10	0,1	0,1	0,1	1	0,011	0,403	0,183	0,307	0,25
5*	0,1	0,1	0,1	0,1	20	0,0098	0,452	0,212	2,086	5
6	0,1	10	0,1	0,1	0	0,012	3,609	0,015	0,271	0
7	1	1	1	1	1	0,011	0,366	0,196	0,319	0,25
8*	1	1	1	1	20	0,0094	1,001	1	3,654	10,08
9*	1	1	1	1	50	0,0093	0,729	0,322	4,347	12,5
10*	10	1	1	1	50	0,0094	0,794	0,341	4,158	12,5
11*	10	1	0,1	1	50	0,0094	1,415	0,069	4,385	12,5
12	10	1	0,1	10	50	0,0091	1,093	0,108	20,377	63,949
13*	10	1	0,1	6	40	0,0092	0,887	0,044	9,018	22,818
14*	100	10	10	10	100	0,0090	5	2,5	12,683	38,526
15	100	100	100	100	100	-	-	-	-	-
16*	100	10	100	10	100	0,0090	5	25	12,684	38,526
17	100	10	10	100	100	-	-	-	-	-
18	100	100	10	100	100	-	-	-	-	-
19	100	100	100	10	100	0,011	50	25	10,012	38,526

Таблица Пр.3.12

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания надрезанных образцов листовой стали на изгиб
при нагрузке 144,79 МПа)

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	0,1	0,1	0,1	0,1	0	0,249	0,756	0,771	0,453	0
2	0,1	0,1	0,1	0,1	10	0,179	1,097	0,543	2,139	2,5
3	1	0,1	0,1	0,1	10	0,321	0,892	0,844	0,766	1,5
4	1	0,1	0,1	0,1	0	0,329	0,638	0,633	0,336	0
5	10	0,1	0,1	0,1	0	0,257	0,774	0,743	0,431	0
6	1	1	1	1	0	0,215	0,635	0,835	0,635	0
7	10	10	10	10	0	0,199	4,99	9,998	0,48	0
8*	10	10	10	10	10	0,251	4,846	2,484	1,393	2,5
9*	1	1	1	10	10	0,181	0,629	0,39	11,088	2,5
10	100	10	10	10	10	0,149	5,004	2,5	12,048	17,521
11	10	1	1	1	10	0,205	2,243	1,566	2,802	4,892
12*	10	0,1	1	0,1	0	0,378	0,569	3,152	0,254	0
13	1	10	10	10	0	0,335	2,788	2,301	0,239	0
14	0,1	1	1	1	10	0,176	0,778	0,317	5,227	2,5

Таблица Пр.3.13

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов начальных значений кинетических констант

№ п/п	Начальные значения					Расчетные значения				
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5
1	1	1	1	1	1	5,892	2,109	0,085	1,044	1
2	100	1	1	1	1	73,417	0,292	0,191	0,419	1
3	10	10	10	10	10	21,304	9,985	10	9,083	17,133
4	10	1	10	10	10	33,019	0,599	9,967	8,614	16,57
5	10	0,1	10	10	10	12,163	0,52	9,997	6,438	11,972
6	10	1	1	10	10	30,847	1,058	0,472	8,929	16,364
7	100	1	1	10	10	87,836	1,036	1,04	10,114	20,591
8	50	1	1	10	10	69,308	0,972	0,852	9,811	19,781
9	20	1	1	10	10	51,076	0,951	0,45	9,165	17,399
10	100	10	10	10	10	-	-	-	-	-
11	100	100	100	100	101	99,997	100	100	99,96	142,041
12	100	1	10	10	10	99,991	1	10	9,997	21
13	100	1	10	10	40	87,267	1,044	9,996	9,931	20,004
14	40	1	10	10	30	54,979	0,899	9,996	9,814	19,024
15	40	1	10	10	40	46,954	0,954	9,998	9,928	19,007
16	70	1	10	10	70	35,44	0,631	1,985	9,25	17,5
17	150	1	10	10	70	59,679	0,561	2,083	8,769	17,5
18	190	1	10	10	90	45,51	0,515	2,374	12,471	22,5
19	120	1	10	10	90	38,333	0,549	2,362	12,63	22,5
20	60	1	10	10	105	18,577	0,558	2,472	16,551	26,25
21*	10	101	101	101	105	1,322	101	101	113,937	134,146
22*	50	101	101	101	155	2,148	50,5	50,5	61,853	77,5
23*	1	150	150	50	99	1,637	150	150	82,102	99

Таблица Пр.3.14

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(случай явного нарушения однородности в выборке образцов)

№ п/п	Начальные значения										
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}
1*	10	1	1	1	10	1	1	1	5	10	0,4
2*	10	1	1	1	10	0,5	1	1	5	10	0,4
3	10	1	1	1	10	0,5	1	1	10	2	0,5
4*	10	1	1	1	0	0,5	1	1	10	2	0,5
5	10	1	1	10	50	1	1	1	10	2	0,5
6	10	1	1	1	10	1	1	1	5	1	0,4
7	10	1	1	1	1	1	1	1	5	10	0,4

Продолжение табл. Пр.3.14

№ п/п	Расчетные значения										
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}
1*	0,011	1	1	2,794	10	0,98	1,082	1,052	6,938	10	0,87
2*	0,014	1	1	2,363	10	0,464	1,071	1,044	7,295	10	0,849
3	9,412	1	1	0,723	10	0,429	0,937	0,97	9,997	2	0,769
4*	2,736	0,541	0,267	0,533	0	0,011	0,079	0,281	2,125	1	0,117
5	8,19	1	1	7,58	50	0,008	0,563	0,787	9,973	2	0,228
6	7,922	1	1	0,725	10	0,063	0,593	0,809	4,779	1	0,728
7	8,857	0,933	0,965	0,849	1	0,599	0,936	0,972	1,101	10	0,131

Таблица Пр.3.15

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(изгиб вала при вращении)

№ п/п	Начальные значения						Расчетные значения					
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6
1	1	1	1	1	0	0,5	0,626	0,621	3,895	5,475	0	0,226
2*	10	1	1	1	0	0,5	10,55	1,797	0,787	2,052	0	0,617
3	1	10	1	1	0	0,5	0,598	24,951	4,02	5,198	8,78E-04	0,296
4*	10	10	1	1	0	0,5	5,64	3,606	0,707	1,172	0	0,697

Таблица Пр.3.16

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания шариков подшипников качения)

№ п/п	Начальные значения												
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}	k_{12}	k_{13}
1	10	10	10	10	1	1	10	10	10	1	-1	0	0,5
2	1	10	10	10	1	1	10	10	10	1	-1	0	0,5
3	1	10	10	10	10	1	10	10	10	1	-1	0	0,5
4	1	10	10	10	10	10	10	10	10	10	-1	0	0,5
5	1	10	10	10	1	10	10	10	10	10	-1	0	0,5
6	1	10	10	10	10	50	10	10	10	1	-1	0	0,5
7	1	10	10	10	10	50	10	50	10	1	-1	0	0,5
8	1	10	10	10	50	10	10	10	10	1	-1	0	0,5
9*	1	10	10	50	50	10	15	10	15	2	-1	0	0,5
10	1	10	10	50	50	10	10	10	10	10	-1	0	0,5
11	10	100	100	100	100	100	100	100	100	10	-1	0	0,5
12	100	100	100	100	100	100	100	100	100	10	-1	0	0,5
13	100	100	100	200	100	100	100	100	100	10	-1	0	0,5
14	1	10	10	50	50	10	10	10	10	1	-2	-2	0,5

Продолжение таблицы Пр.3.16

№ п/п	Расчетные значения						
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7
1	4,565	5,56	2,358	5,114	0,25	0,377	2,607
2	0,135	5,386	2,583	5,084	0,25	2,683	3,618
3	0,106	5,304	2,57	4,852	2,5	2,722	5,642
4	0,24	5,002	2,501	5,014	2,5	6,009	2,486
5	0,254	5,01	2,502	5,005	0,25	5,537	2,532
6	0,633	9,992	10	10,908	9,98	37,067	9,969
7	0,539	9,985	10	11,932	9,98	37,2	10,108
8	1,015	10	10	12,606	49,099	5,545	11,324
9*	0,919	10	10	49,525	49,939	0,088	17,703
10	0,253	5,008	2,501	25,099	12,5	5,563	2,531
11	1,03	50,002	25	45,502	25,128	24,658	27,265
12	21,504	50,037	25	57,679	24,96	1,659	25,831
13	17,424	50,114	25	117,101	24,704	0,727	22,549
14	0,26	4,899	2,465	22,798	12,5	8,137	2,873
15*	0,881	9,999	10	52,282	49,935	0,07	11,464

Продолжение таблицы Пр.3.16

№ п/п	Расчетные значения					
	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}	k_{12}	k_{13}
1	5,005	2,534	0,5	-0,361	0,134	0,827
2	1,008	2,712	0,5	-0,211	-0,519	0,157
3	0,69	2,779	0,5	-0,182	-0,499	0,149
4	4,974	3,939	5	-0,248	-0,699	0,213
5	5,001	3,538	5	-0,254	-0,761	0,206
6	10,204	10,236	1	-0,621	-0,167	0,547
7	50,001	10,327	1	-0,646	-0,159	0,56
8	10,142	10,92	1	-1,112	-0,275	0,148
9*	10,3	17,927	2	-0,82	-0,132	0,868
10	5	3,552	5	-0,253	-0,755	0,2
11	50,001	30,768	5	-0,239	-0,154	0,395
12	49,081	26,866	5	-0,264	-0,22	0,48
13	41,901	18,578	5	-0,154	-0,339	0,614
14	4,483	2,76	0,5	-0,463	-0,363	0,288
15*	10,322	11,176	1	-0,791	-0,044	0,866

Таблица Пр.3.17

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания шариков подшипников качения)

№ п/п	Начальные значения						Расчетные значения					
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6
1*	1	10	1	1	0	0,5	0,033	4,251	0,366	1,256	0,257	0,116
2*	0,1	10	1	1	0	0,5	0,024	9,954	0,354	1,348	0,268	0,098
3	1	10	10	1	0	0,5	0,137	4,99	0,751	0,363	0,158	0,449
4	1	10	10	10	0	0,6	0,163	5,002	0,491	4,599	0,639	0,444
5	10	10	10	10	0	0,5	1,009	4,822	0,275	4,065	0,685	0,154
6*	1	1	1	10	0	0,5	0,01	1,085	0,351	2,577	0,402	0,076
7	1	1	1	10	-1	0,5	0,573	0,397	0,091	3,507	0,086	0,708
8	1	1	1	10	-10	0,5	0,588	0,437	0,109	4,438	0,513	0,669

Таблица Пр.3.18

Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания шариков подшипников качения)

№ п/п	Начальные значения												
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}	k_{12}	k_{13}
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	-1	0	0,5
2	1	1	1	1	5	1	1	1	1	1	-1	0	0,5
3	1	1	1	5	5	1	1	1	1	1	-1	0	0,5
4	1	1	1	5	10	1	1	1	1	1	-1	0	0,5
5*	1	1	1	10	10	1	1	1	1	1	-1	0	0,5
6	1	1	1	10	10	1	1	1	1	0	-1	0	0,5
7	1	1	1	10	10	1	1	1	10	2	-1	0	0,5
8	10	1	1	10	10	1	1	1	50	2	-1	0	0,5
9	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10	-1	0	0,5
10	1	0,1	1	1	1	1	0,1	1	1	1	-1	0	0,5
11	1	1	1	10	10	1	1	1	10	10	-1	0	0,5
12	1	1	1	10	10	1	10	1	10	10	-1	0	0,5
13	1	1	1	10	10	1	10	1	1	1	-1	0	0,5
14	1	1	1	10	10	1	1	1	1	1	-2	0	0,5
15	1	1	1	10	10	1	1	1	1	10	-2	0	0,5
16	1	1	1	10	10	1	1	1	1	50	-2	0	0,5
17	1	1	1	10	50	1	1	1	1	1	-2	0	0,5
18	1	1	1	10	10	1	1	1	1	1	-5	-1	0,5
19	1	1	1	50	50	1	1	1	1	10	-5	-1	0,5
20	1	50	50	50	10	1	50	50	50	10	-5	-1	0,5
21	0,1	0,1	0,1	1	1	0,1	0,1	0,1	0,1	0	-1	0	0,5

Продолжение табл. Пр.3.18

№ п/п	Расчетные значения						
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_7
1	0,142	1,179	1,117	0,386	1	0,01	1,019
2	0,026	0,482	0,248	0,078	1,25	0,046	0,306
3	0,049	1,055	1,052	5,212	5	0,004	1,049
4	0,154	0,794	0,395	4,558	2,5	0,005	0,348
5*	0,06	1,001	1,025	11,028	12,008	0,004	1,088
6	0,106	0,95	1,002	11,234	10,298	0,007	1,068
7	0,195	0,791	0,399	6,765	2,5	0,006	0,416
8	1,636	0,405	0,22	5,666	2,5	0,009	0,278
9	0,17	4,9	2,484	6,494	2,5	3,205	2,576
10	0,249	0,003	0,255	0,511	0,25	0,466	0,885
11	0,679	0,907	0,963	9,156	9,949	0,713	1,047
12	0,086	0,794	0,398	6,39	2,5	0,103	2,883
13	0,98	1	1	8,491	91,619	0,027	10,417
14	0,045	0,604	0,318	5,892	2,5	0,015	0,179
15	0,029	0,735	0,361	6,018	2,5	0,449	0,256
16	0,002	1,001	1	5,23	39,465	1	1
17	0,218	0,467	0,238	2,612	12,5	0,019	0,307
18	0,032	0,474	0,252	5,251	2,5	0,007	0,218
19	0,045	0,473	0,252	25,001	12,5	0,536	0,256
20	0,154	25	12,5	25	2,5	0,006	12,498
21	-	-	-	-	-	-	-

Продолжение табл. Пр.3.18

№ п/п	Расчетные значения					
	k_8	k_9	k_{10}	k_{11}	k_{12}	k_{13}
1	1,027	0,475	1	-1,121	0,72	0,64
2	0,637	0,162	0,5	-0,221	-1,691	0,289
3	1,039	0,846	1	-0,873	0,176	0,663
4	0,599	0,239	0,5	-0,53	-1,321	0,491
5*	1,049	0,823	1	-0,739	0,015	0,66
6	0,922	1,023	0	-0,459	0,625	0,611
7	0,61	2,968	1	-0,521	-0,71	0,445
8	0,522	10,807	1	-0,26	-0,336	0,404
9	5,006	0,316	5	-0,19	0,07	0,595
10	0,561	0,246	0,5	-0,256	-0,591	0,519
11	1,028	4,678	22,259	-0,241	-0,162	0,406
12	0,557	0,204	5	-0,516	-0,178	0,697
13	1,028	0,942	1	-0,978	-1,388	0,232
14	0,453	0,047	0,5	-0,93	1,068	0,719
15	0,503	0,225	5	-1,167	-0,16	0,745
16	1	1	50	-5,99	-0,003	0,836
17	0,627	0,155	0,5	-0,373	-1,515	-0,83
18	0,434	0,096	0,5	-1,334	-0,141	0,687
19	0,504	0,36	5	-1,202	-0,565	0,616
20	25	12,277	5	-0,267	-0,06	0,565
21	-	-	-	-	-	-

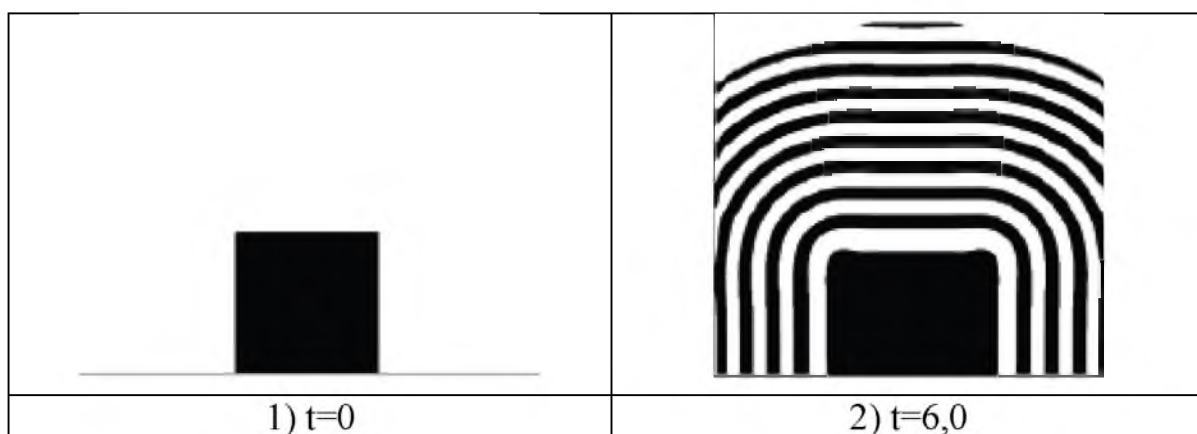
Результаты расчета кинетических констант для различных векторов
начальных значений кинетических констант
(испытания шариков подшипников качения)

№ п/п	Начальные значения						Расчетные значения					
	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6	k_1	k_2	k_3	k_4	k_5	k_6
1	1	1	1	1	2	0,5	0,152	0,801	0,533	1,109	0,215	0,307
2	0,1	1	1	1	0	0,5	0,194	1,004	0,732	0,701	0,176	0,491
3	10	1	1	1	0	0,5	1,842	0,324	0,269	0,829	0,343	0,318
4	1	10	1	1	0	0,5	0,161	3,649	0,501	1,198	0,276	0,296
5	1	1	10	1	0	0,5	0,203	0,388	1,014	0,499	0,119	0,473
6	1	10	10	1	0	0,5	0,16	4,989	0,947	0,361	0,135	0,427
7	1	10	10	10	0	0,5	0,211	4,96	0,567	4,662	0,603	0,445
8	10	10	10	10	0	0,5	0,835	4,762	0,332	3,347	0,602	0,197
9*	1	1	1	10	0	0,5	0,153	0,762	0,467	3,793	0,423	0,222
10	1	1	1	10	-1	0,5	0,766	0,624	0,276	5,775	0,533	0,36
11*	1	1	1	10	1	0,5	0,099	0,925	0,435	2,799	0,382	0,134
12	1	1	1	10	-10	0,5	0,54	0,849	0,28	4,65	0,501	0,423
13	1	1	1	10	10	0,5	0,265	1,201	0,482	4,305	0,486	0,537
14	100	100	100	100	0	0,5	16,83	50	0,376	49,276	0,558	0,037
15	200	100	100	200	0	0,5	50	50	0,375	99,486	0,579	0,042

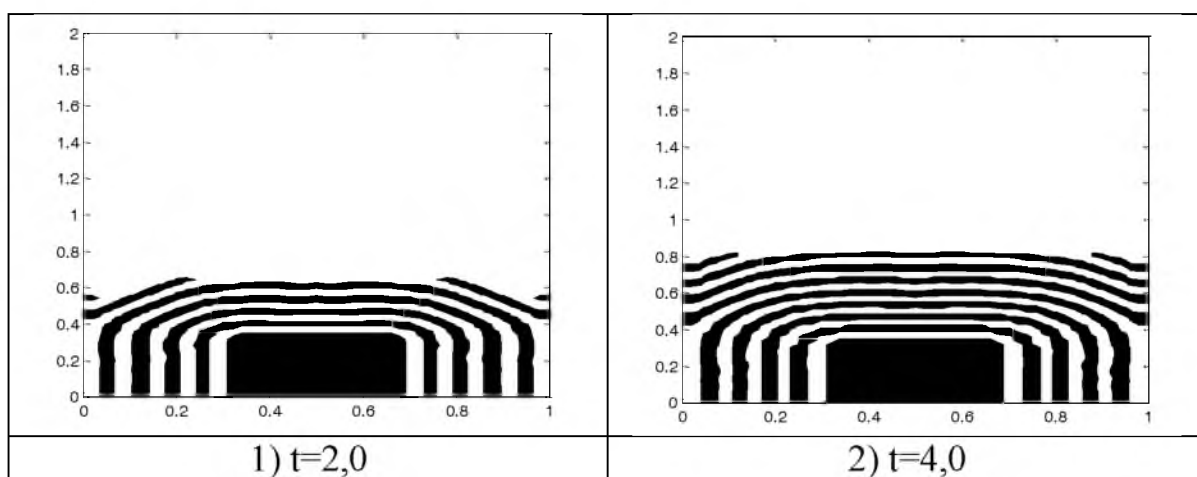
ПРИЛОЖЕНИЕ 4. ИЛЛЮСТРАТИВНЫЕ ПРИМЕРЫ «СПИНОДАЛЬНЫХ» СТРУКТУР

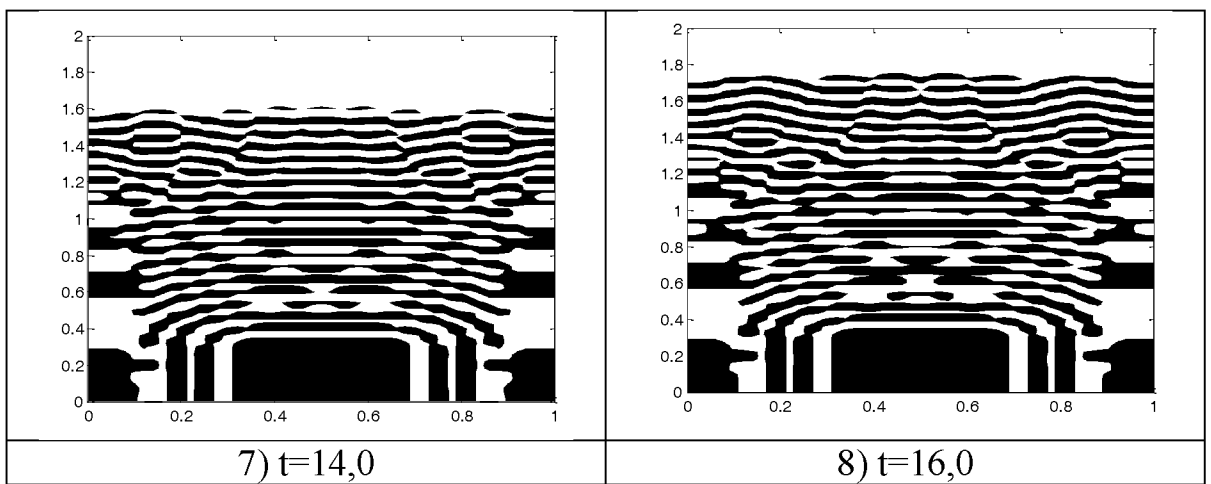
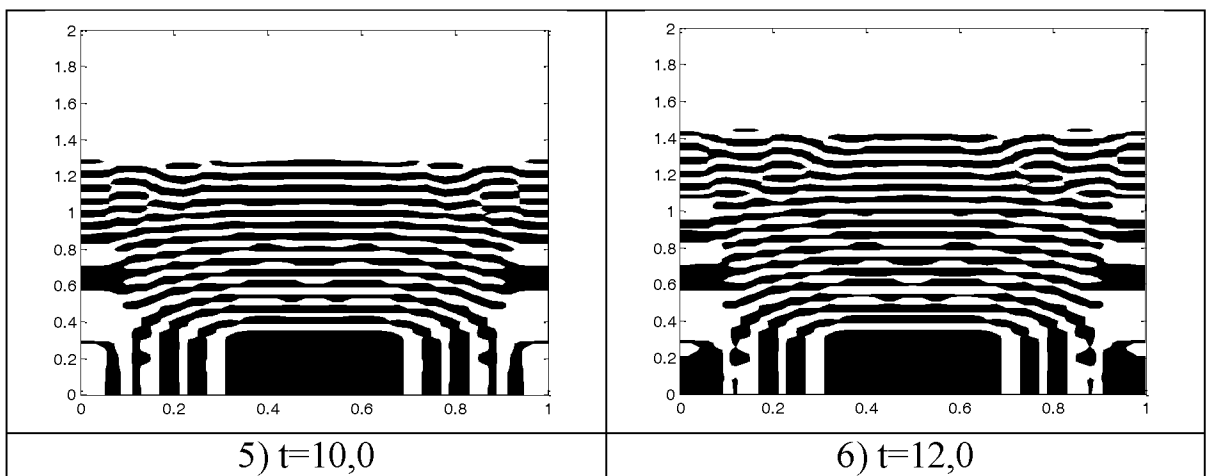
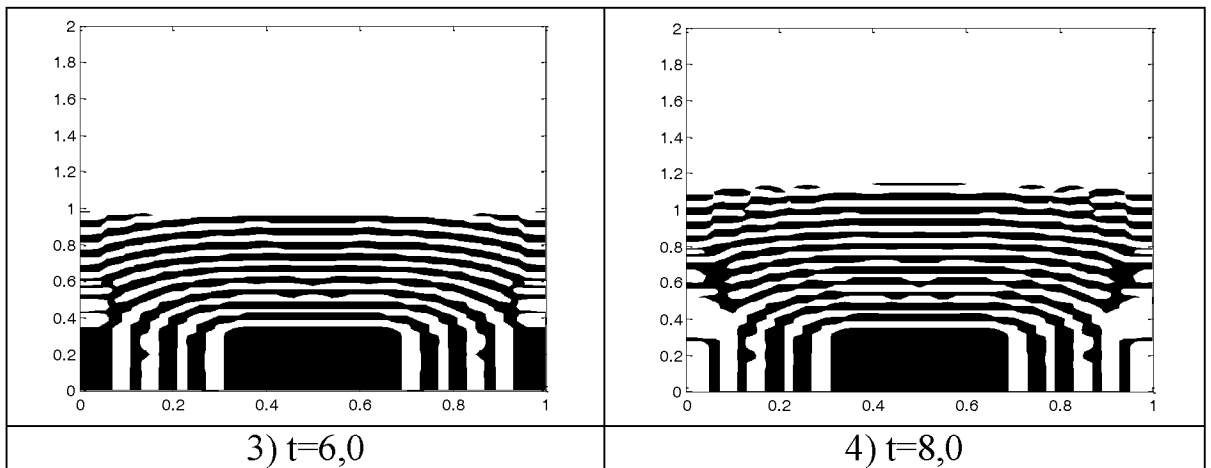
ПРИЛОЖЕНИЕ 4.1. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ВИЗУАЛИЗАЦИЯ «СПИНОДАЛЬНЫХ» СТРУКТУР

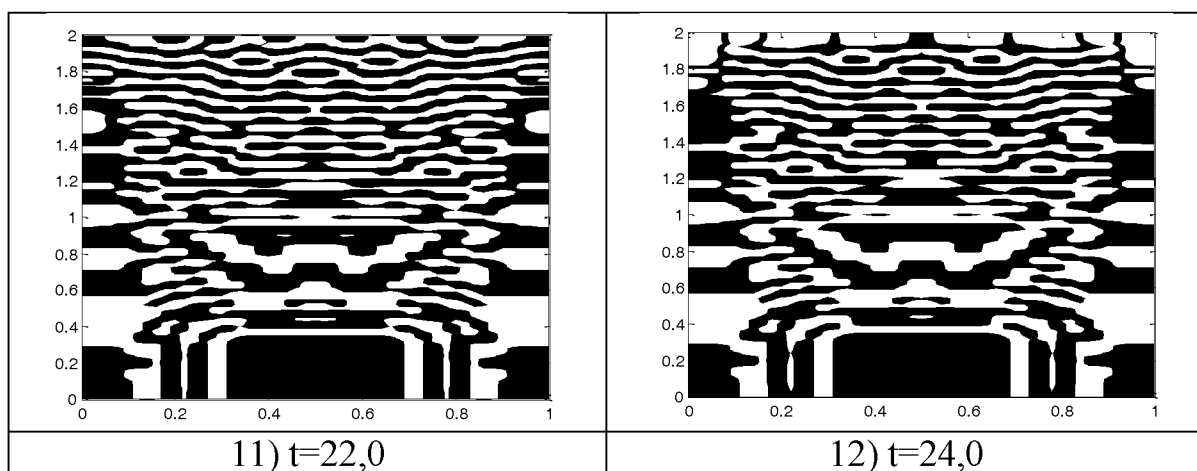
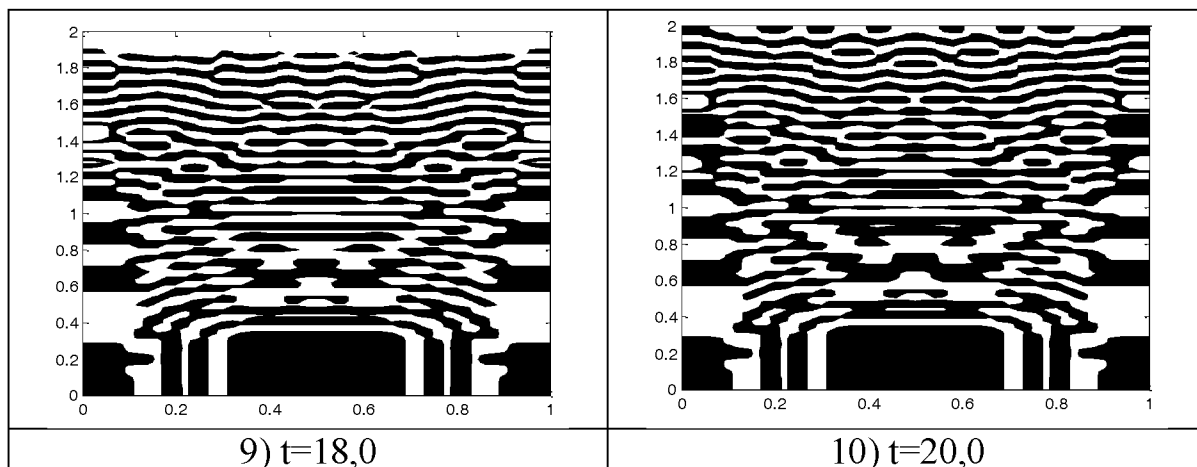
Рост полосчатой структуры [53, 156] (t – время)



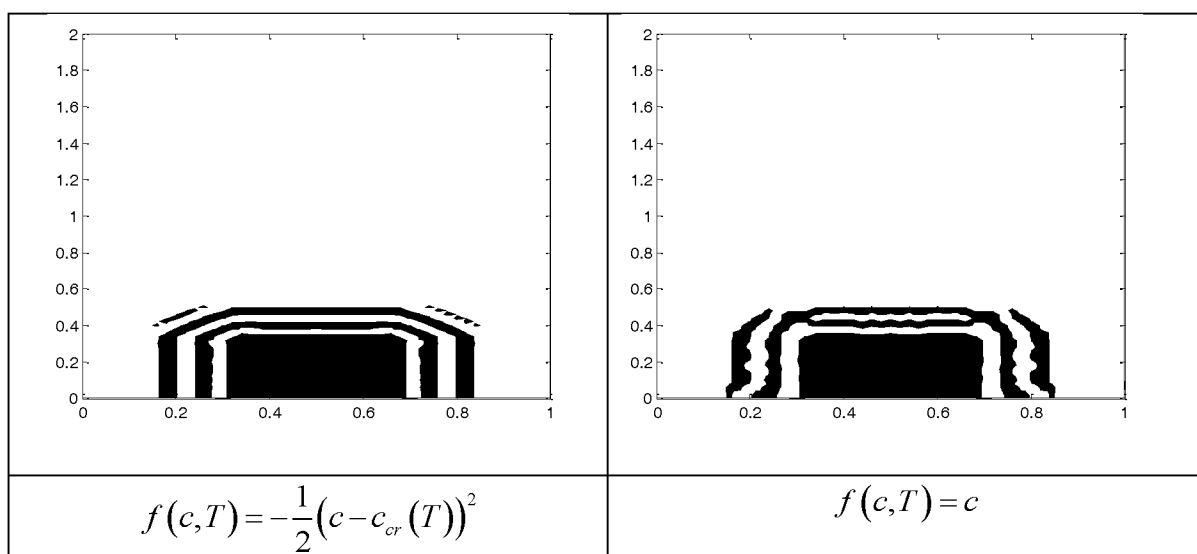
Переход от полосчатой структуры к равноосной (стохастизация регулярной периодической структуры) [53, 156]

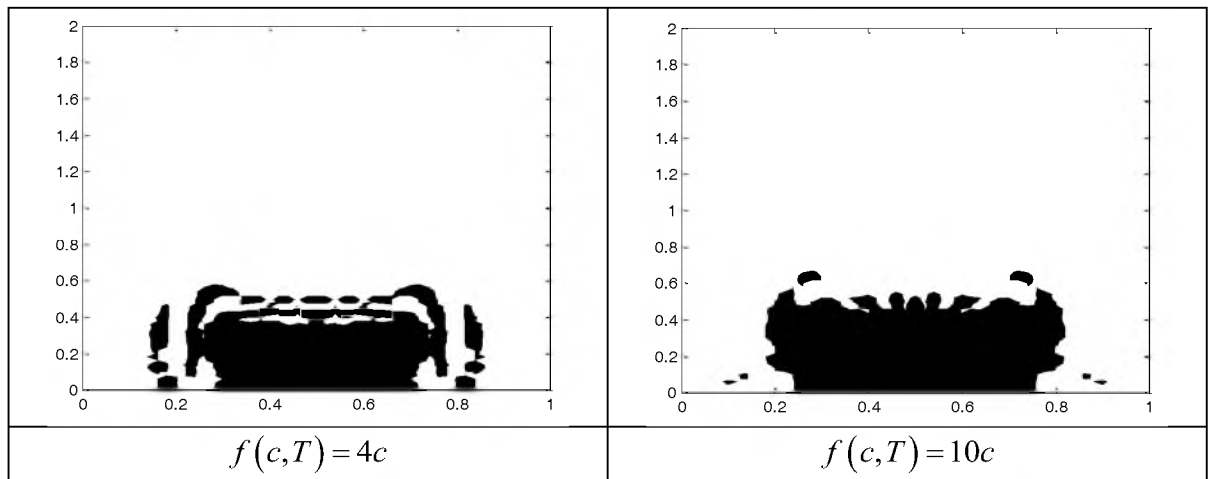




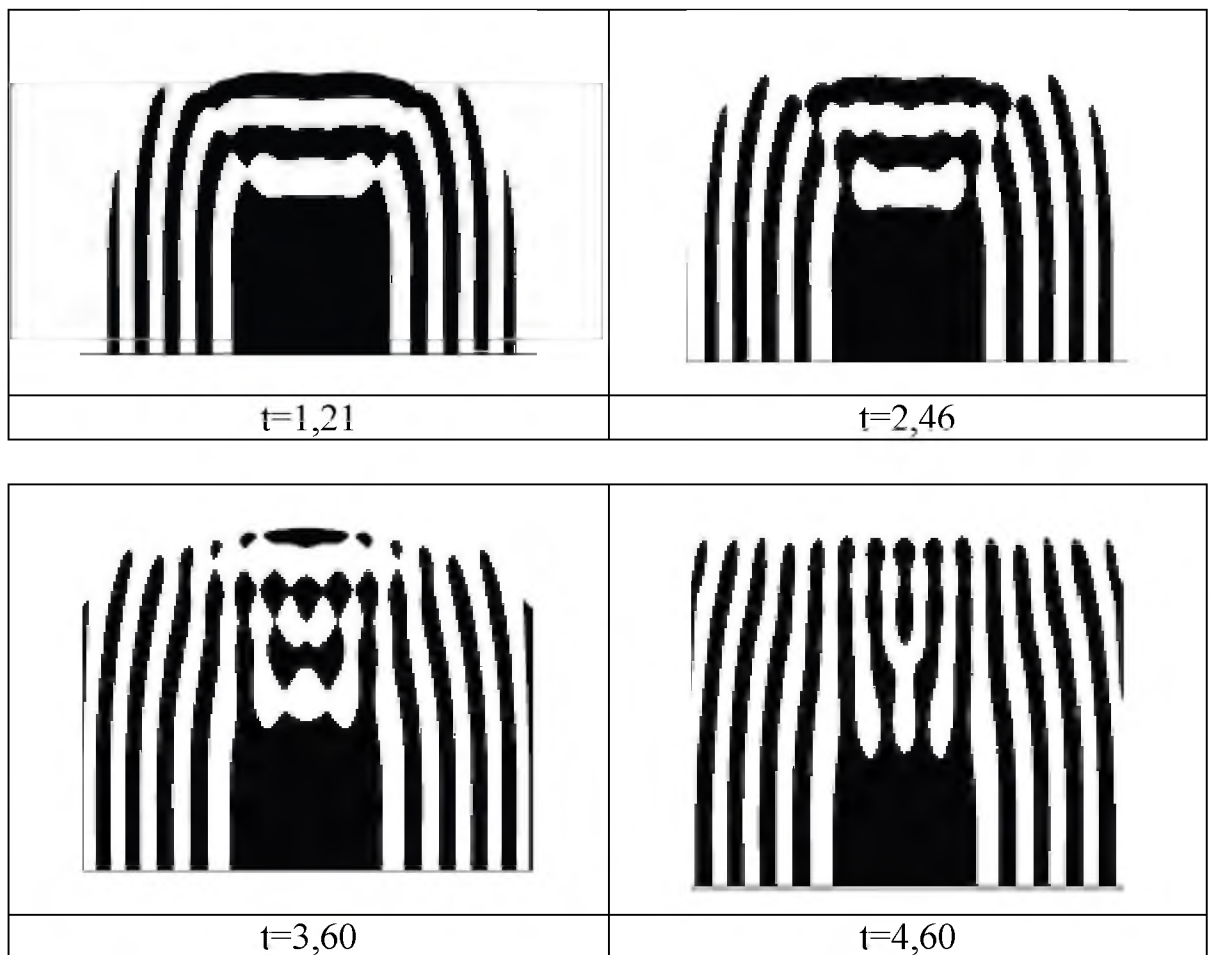


Вырождение полосчатой структуры на ранних стадиях спиновального распада [53, 156]

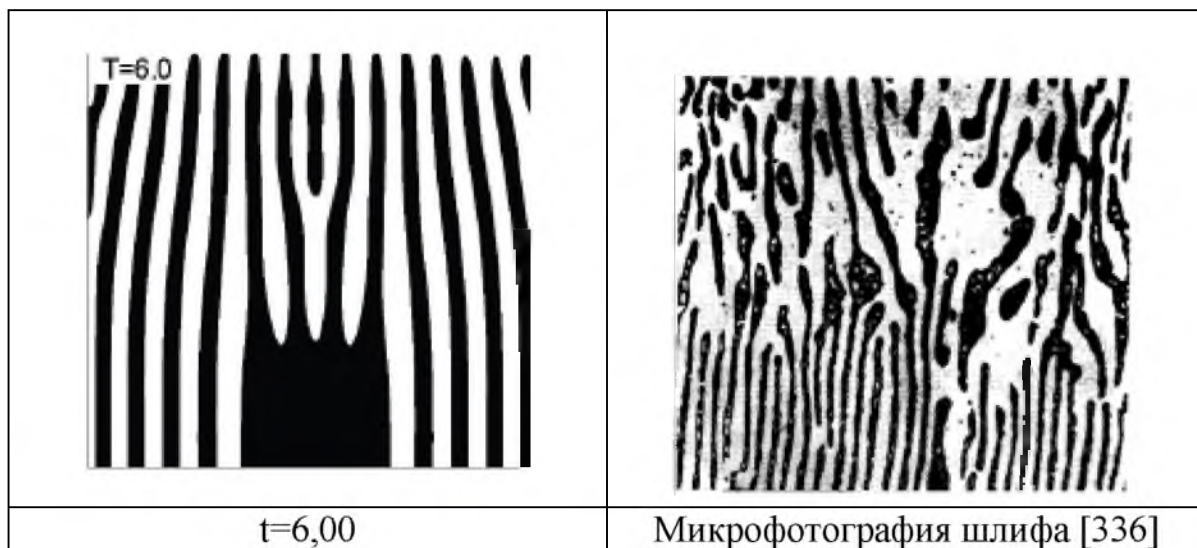




Формирование дендритной структуры из полосчатой на ранних стадиях спинодального распада [156, 240]



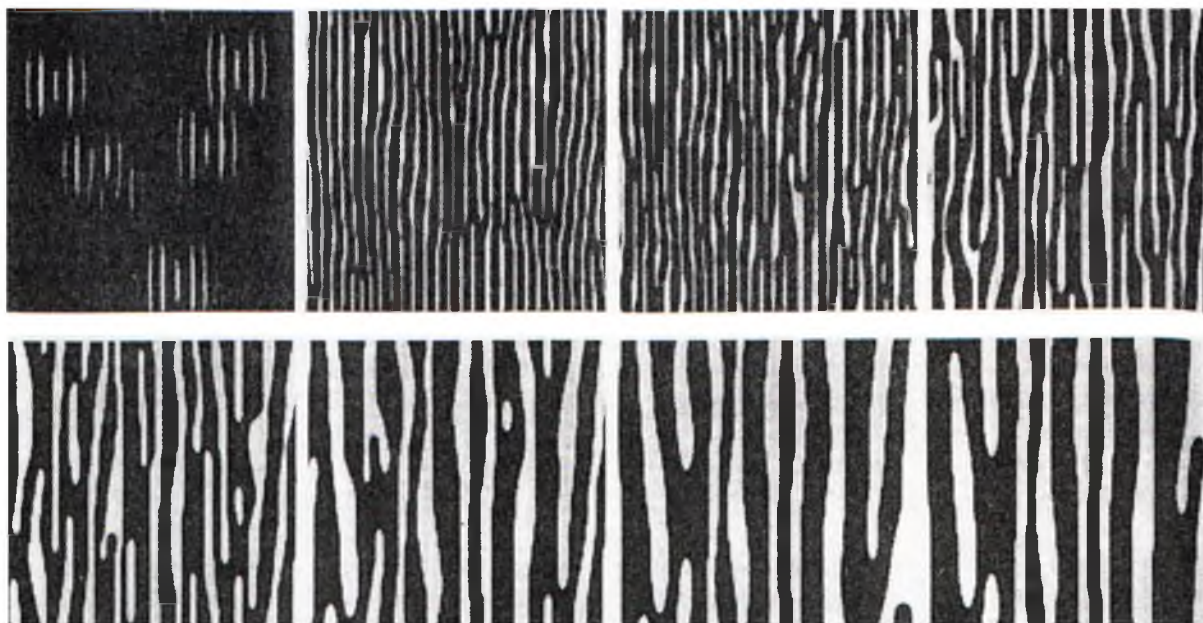
Визуальное подобие расчетных и экспериментальных структур, формирующихся в ходе спинодального распада [26, 53, 156]



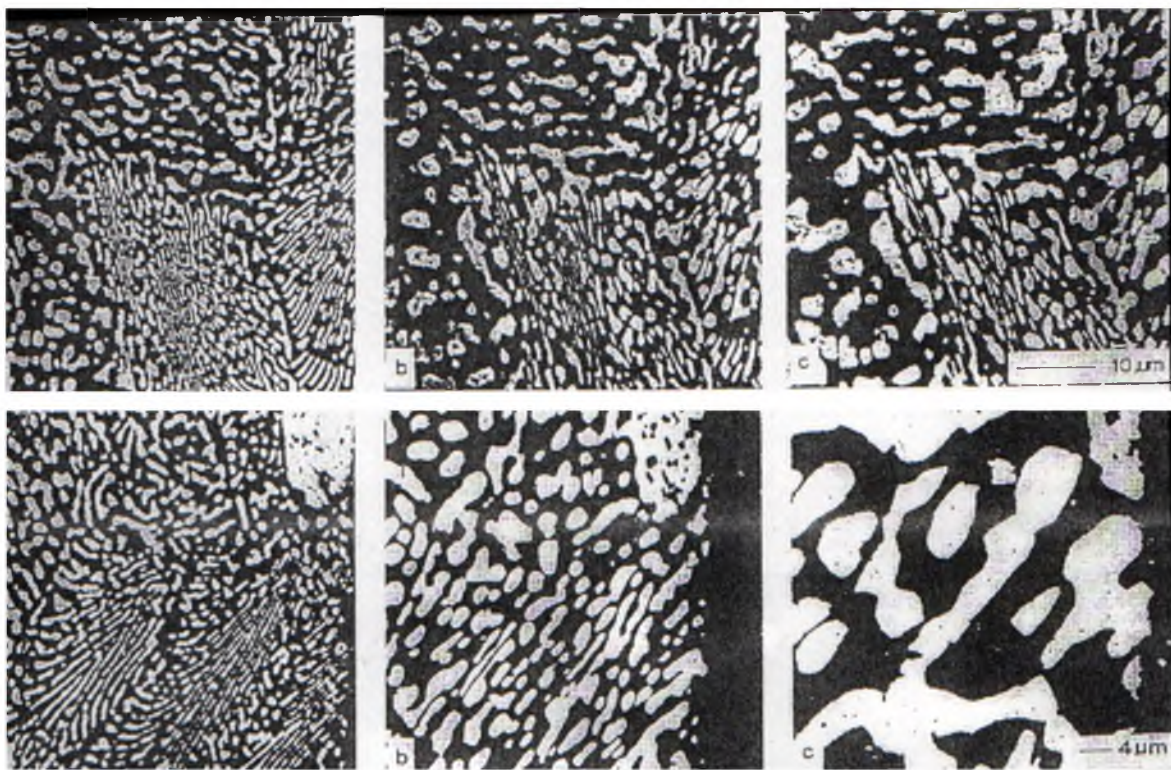
ПРИЛОЖЕНИЕ 4.2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО НАБЛЮДАЕМЫЕ «СПИНОДАЛЬНЫЕ» СТРУКТУРЫ

Развитие спинодальных структур (слева направо и сверху вниз - от первого ряда ко второму); эксперимент [26] иллюстрирует результаты математического моделирования

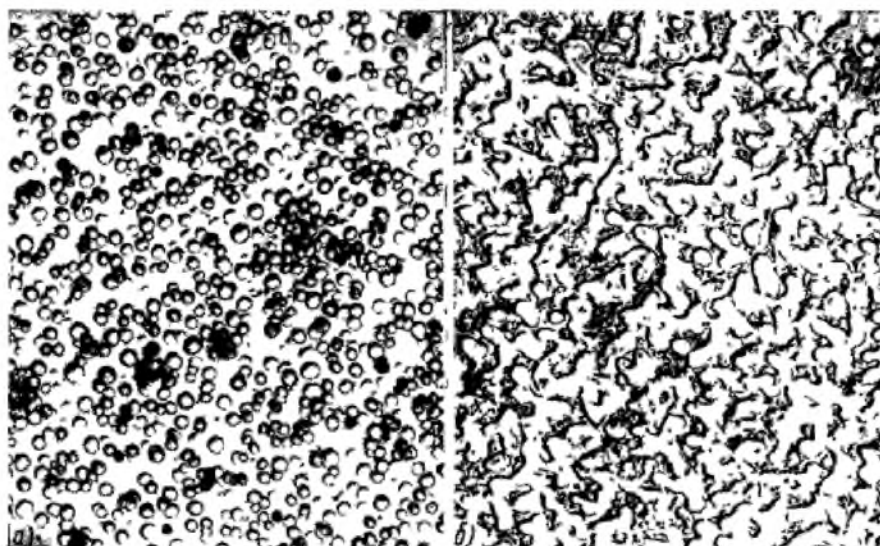
Эволюция полосчатых структур



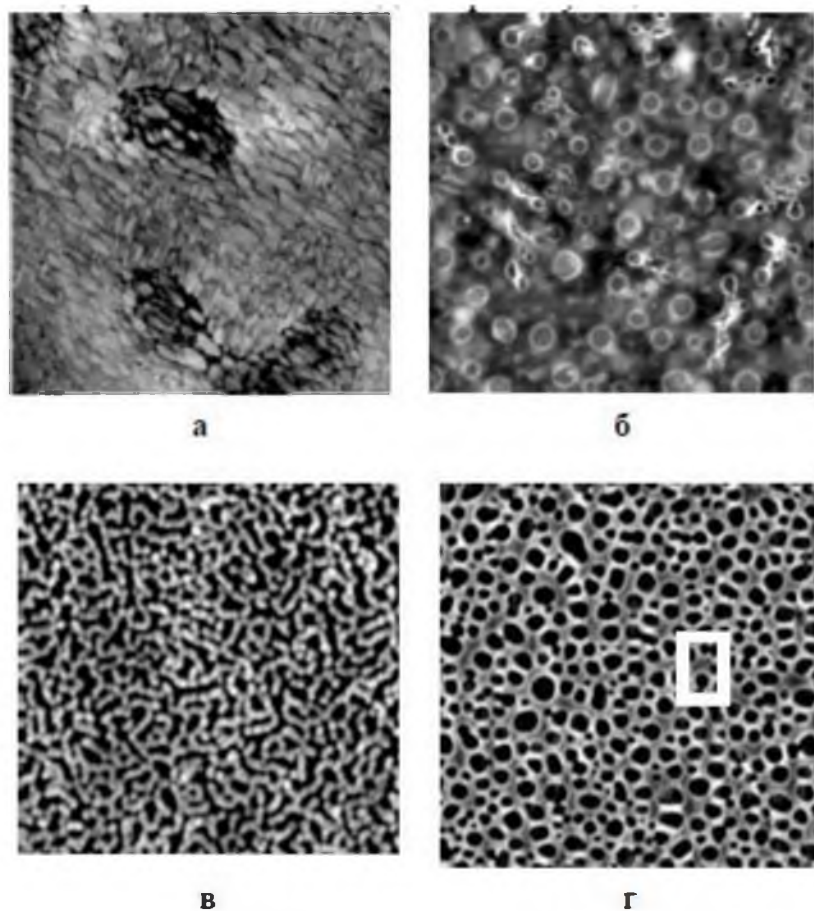
Эволюция структур типа «апельсиновая корка» (слева направо)



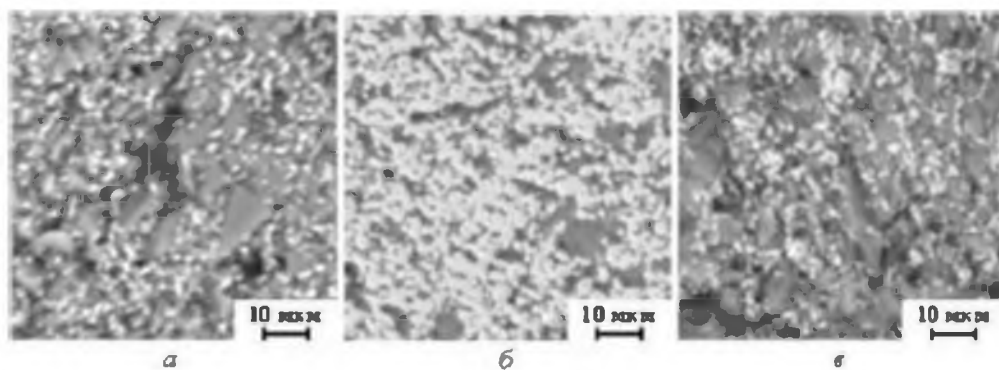
Электронно-микроскопическая фотография двухфазных стекол [337]: слева - структура, полученная от метастабильного состояния путем зародышеобразования и роста; справа - структура, приписываемая спинодальному распаду

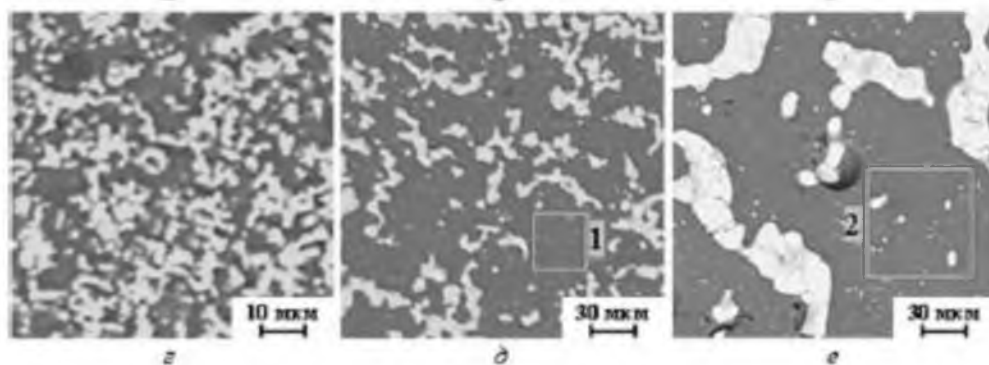


Изображение различных этапов эволюции фрактально агрегированных систем на основе диоксидов олова и кремния [41, 122].

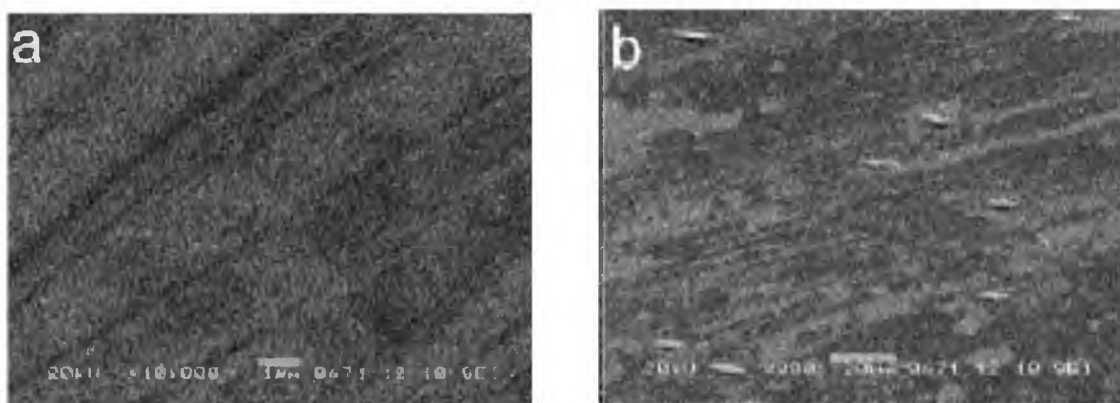


Микрофотография образцов на основе системы $SiO_2 - TiO_2$, содержащих а) - 25; б) - 75; в) - е) - 50 мол. % TiO_2 ; а) - в) - исходные образцы и образцы после 10 мин изотермической выдержки в микропечи Галахова при температурах: г) - $1530^{\circ}C$; д) - $1580^{\circ}C$; е) - $1630^{\circ}C$ и последующей закалки. Темная фаза - фаза на основе SiO_2 , светлая фаза - фаза на основе TiO_2 [71].

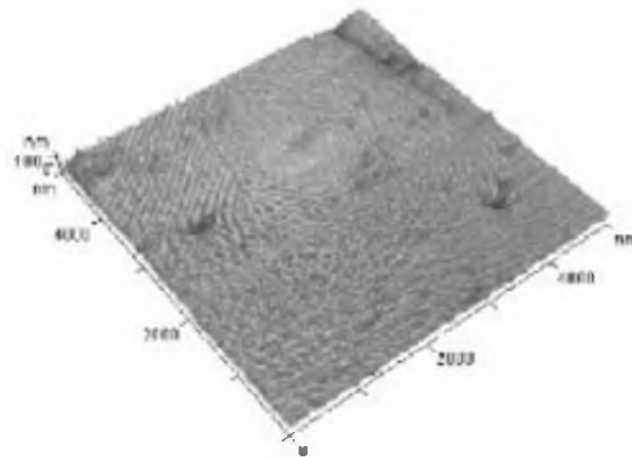




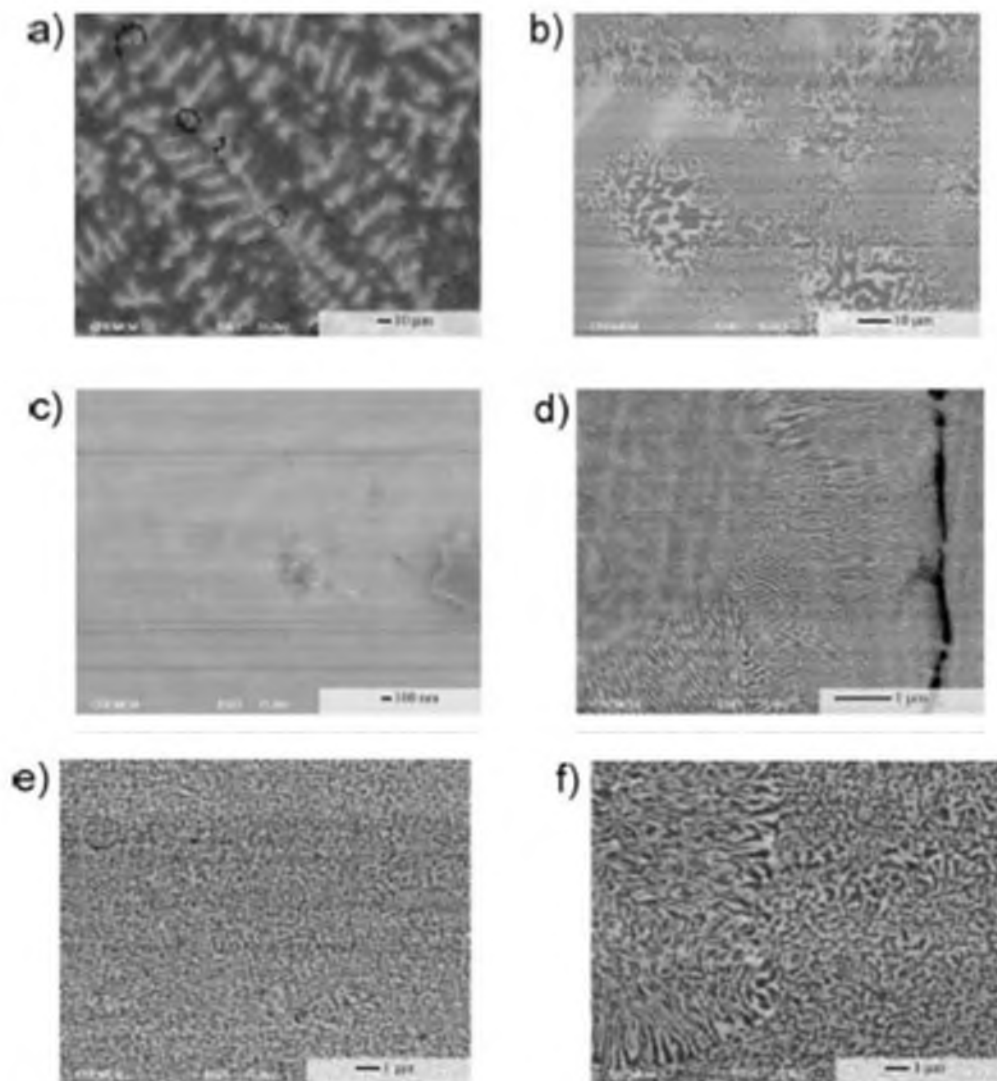
Изображения участков поверхности образцов гетероструктур $Ga_xIn_{1-x}P/GaAs(100)$, полученные при помощи сканирующего электронного микроскопа: EM796 (вверху) и EM806 (внизу) [158]

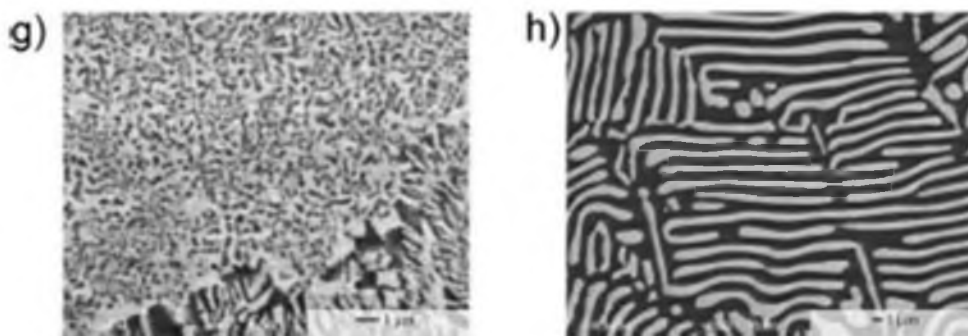


Морфология поверхности МОСГФЭ эпитаксиальной гетероструктуры $Al_xGa_{1-x}As/GaAs(100)$ - изображение упорядоченного нанорельефа рельефа поверхности [158]



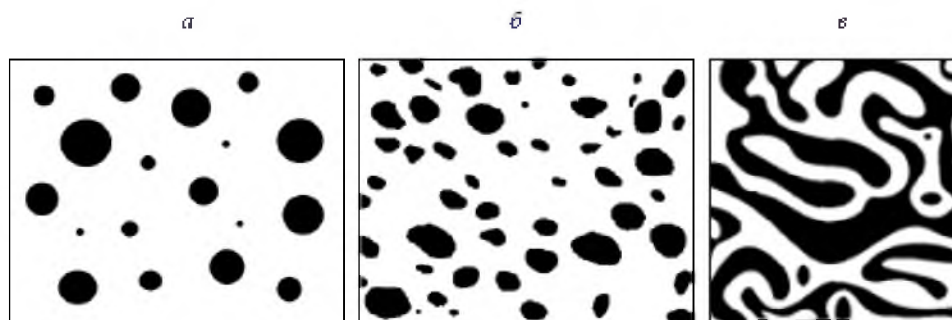
Фазовое состояние в системе $Pb-Ge-Te$ в зависимости от времени старения при $500^{\circ}C$; состав: Pb (0,36), Ge (0,64), Te [240]



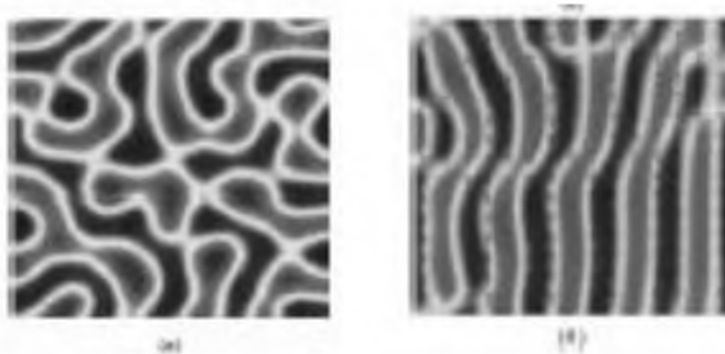


ПРИЛОЖЕНИЕ 4.3. СПИНОДАЛЬНЫЕ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ В ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОМ ЭКСПЕРИМЕНТЕ (расчет по математическим моделям)

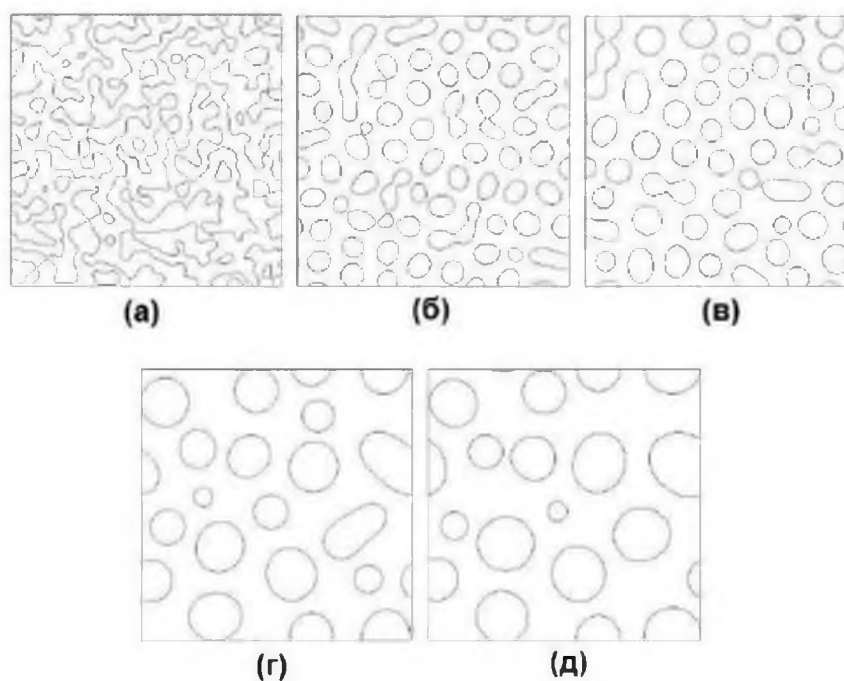
Морфологическая структура гетерофазных полимеров, образовавшихся в процессе CRIMPS по разным механизмам: а - нуклеация и рост частиц или спиновальный распад, фазовое разделение завершилось на поздних стадиях спиновального роста; б - спиновальный, зафиксирована промежуточная стадия; в - спиновальный рост, ранние стадии [155].



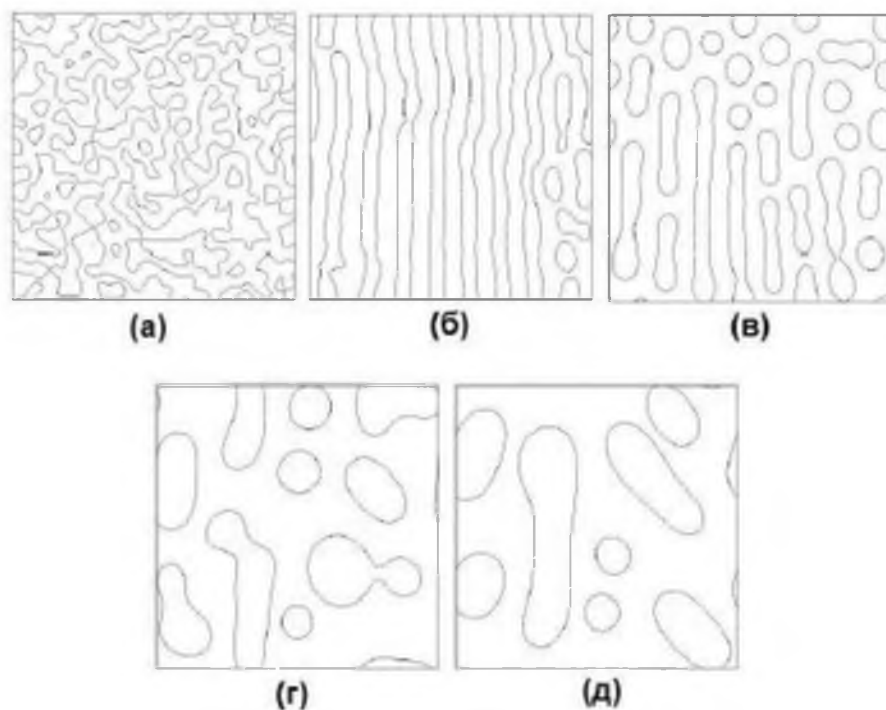
Мгновенное распределение концентрации в расплаве модельной системы при коэффициенте поверхностной энергии $\sigma = 0,01 \text{ Дж/м}^2$, плотности $\rho = 0,766 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, абсолютной вязкости $\eta = 0,23 \cdot 10^{-2} \text{ Па} \cdot \text{с}$, времени $t = 0,07 \text{ с}$ в условиях спиновального распада: а) без конвекции; б) с конвекцией, скорость течения $v = 5 \text{ мм/с}$ [8].



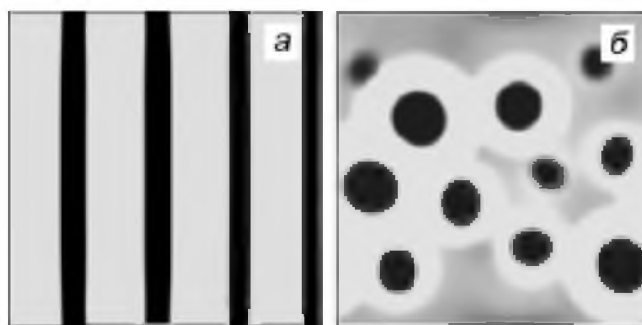
Изолинии концентрации при спиновальном распаде без конвекции при временах а) $t_1 = 1 \cdot 10^{-11} c$; б) $t_2 = 4 \cdot 10^{-10} c$; в) $t_3 = 1 \cdot 10^{-9} c$; г) $t_4 = 6 \cdot 10^{-9} c$; д) $t_5 = 1 \cdot 10^{-8} c$ [8]



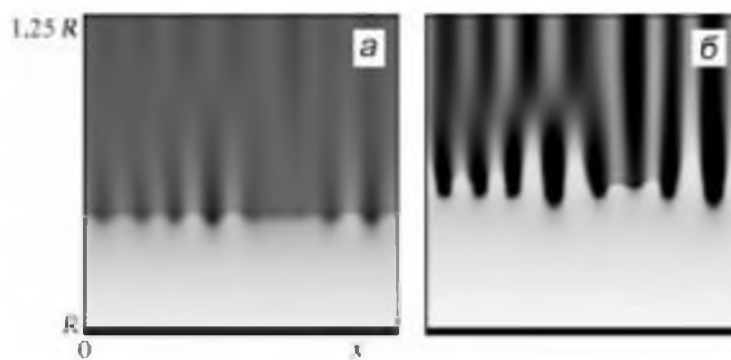
Изолинии концентрации при спиновальном распаде с конвекцией при временах а) $t_1 = 1 \cdot 10^{-11} c$; б) $t_2 = 4 \cdot 10^{-10} c$; в) $t_3 = 1 \cdot 10^{-9} c$; г) $t_4 = 6 \cdot 10^{-9} c$; д) $t_5 = 1 \cdot 10^{-8} c$ [8]



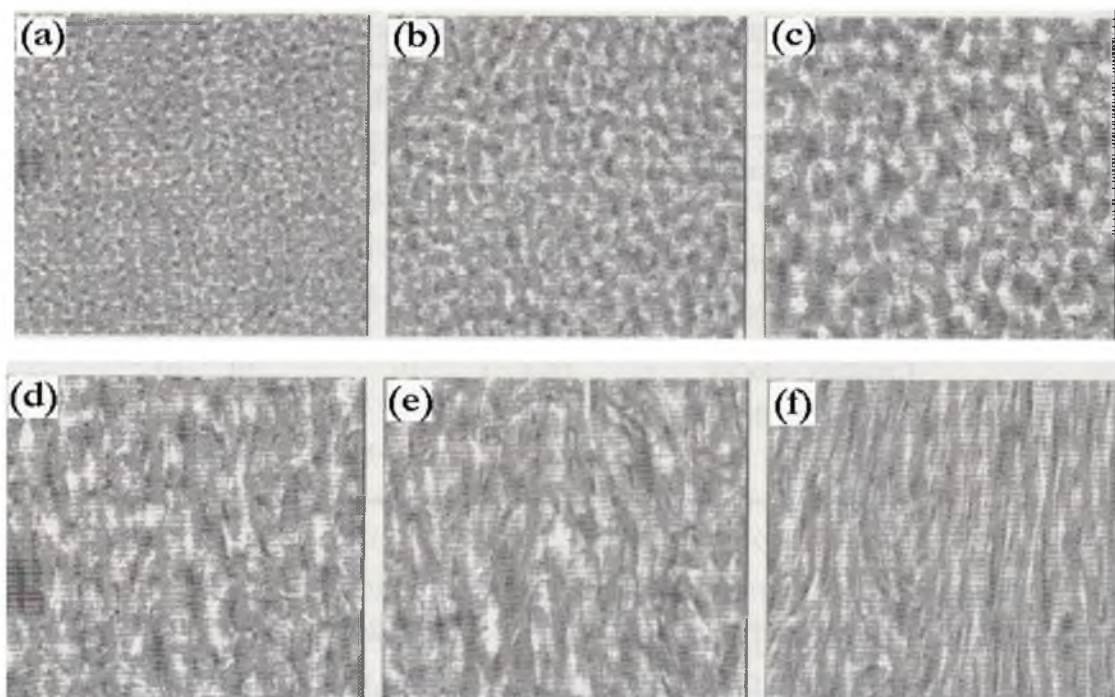
Анизотропное расслоение диэлектрика под действием однородного электрического поля ($\frac{E_0^2}{8\pi p_{cr}} = 100$); а) - расслоение вдоль первоначально вертикального поля для стабильного начального состояния жидкости $\tilde{\rho} = 1,8$, $\tilde{T} = 0,9$; б) - развитие неустойчивости в перпендикулярной полю плоскости $x-y$; темным показана меньшая плотность (пар) [85]



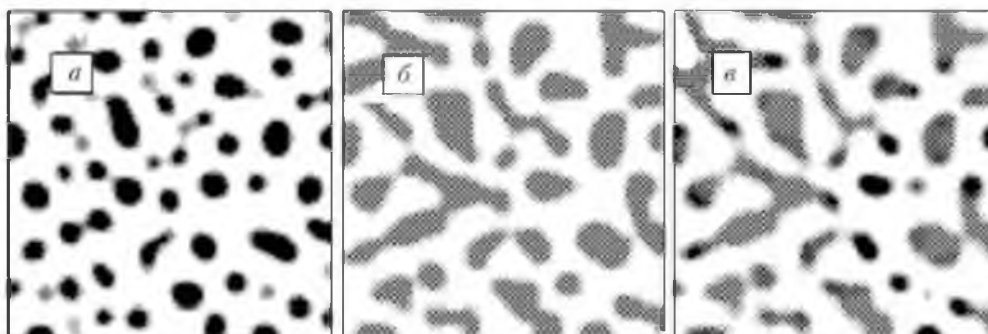
Волна электрострикции и анизотропная неустойчивость вблизи элемента поверхности цилиндрического электрода; а) $t = 80$; б) $t = 103$ [85]



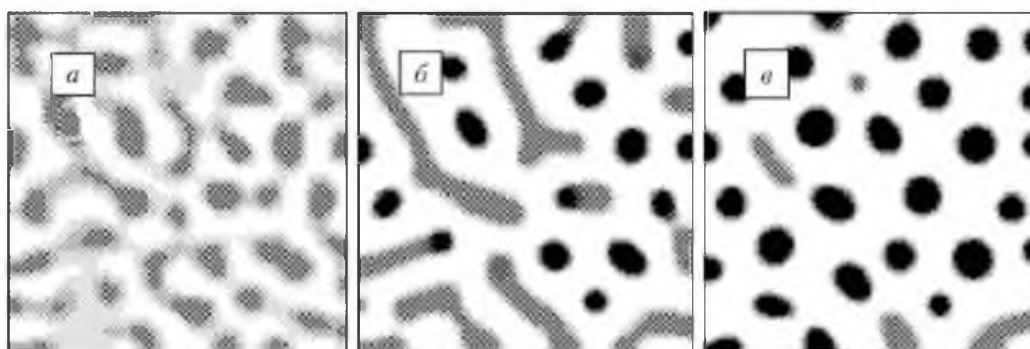
От (а) к (ф): динамика переходов в жидких смесях, приводящая к спинодальному распаду смеси [186]



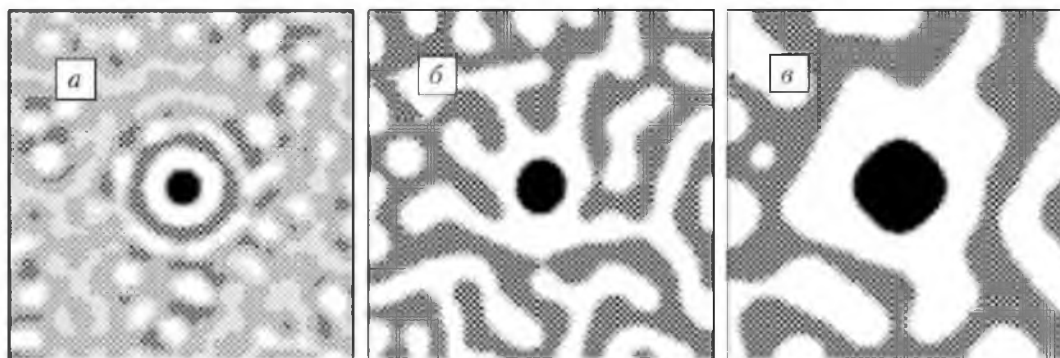
Характерные картины волновой стадии распада сплава из однородного начального состояния с малыми гауссовыми флуктуациями ($C_{A0} = 0,3, L = 100R, \tau = 0,25$); а) распад на фазы α и β при $\theta = 0, \psi = 7$; б) распад на фазы γ и β при $\theta = 7, \psi = 5$; в) промежуточное упорядочение при распаде на фазы α и β при $\theta = 5, \psi = 7$ [149]



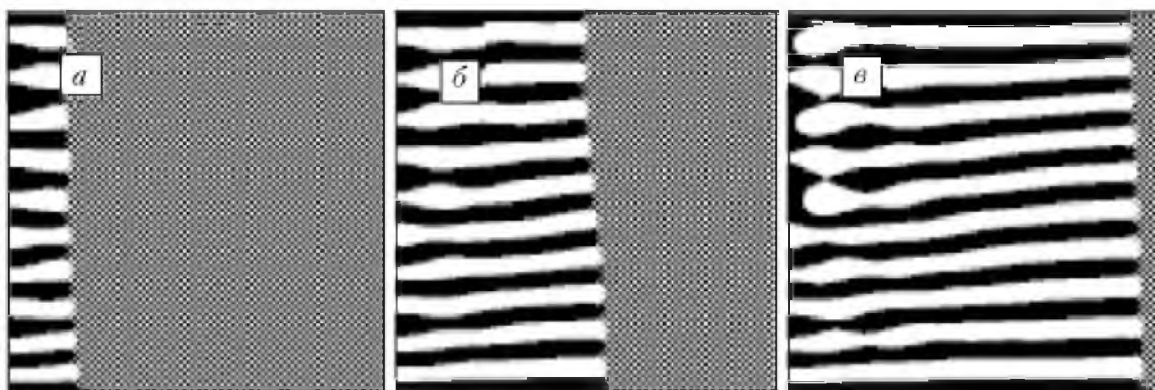
Кинетика спиновального распада сплава с тенденцией упорядочения из однородного начального состояния с малыми гауссовыми флуктуациями ($C_{A0}=0,3, L=100R, \theta=5,0, \psi=6,0$); а) $\tau=0,25$, б) $\tau=1,10$, в) $\tau=2,20$ [149]



Кинетика спиновального распада сплава с тенденцией упорядочения из однородного начального состояния с малыми флуктуациями и выделением фазы α в центре ($C_{A0}=0,3, L=100R, \theta=6,5, \psi=7,8$); а) $\tau=0,25$, б) $\tau=1,50$, в) $\tau=8,00$ [149]



Рост колонии от границы зерна при распаде метастабильной упорядоченной фазы, спровоцированный понижением на 40 % энергии упорядочения θ в приграничной области шириной $2R$ ($L = 200R$; $C_{A0} = 0,5$; $\theta = 5,0$; $\psi = 6,0$): а) $\tau = 1,0$; б) $\tau = 2,0$; в) $\tau = 5,0$ [149]



Визуальное подобие представленных выше экспериментальных и «расчетных» структур может рассматриваться, наряду с полученными выше результатами математического моделирования, как обоснование постановки прикладных задач исследования систем, которые эволюционируют в условиях высоких значений избыточной энергии и соответствующих градиентов.

ПРИЛОЖЕНИЕ 5. РЕЗУЛЬТАТЫ АПРОБАЦИИ И ВНЕДРЕНИЯ РАБОТ, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРИ УЧАСТИИ АВТОРА

Результаты работ коллектива авторов в 2009 году были представлены на соискание Премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

Распоряжение Правительства Российской Федерации от 17 марта 2010 г. N 333-р г. Москва "О присуждении премий Правительства Российской Федерации 2009 года в области науки и техники" (выписка Российская газета <https://rg.ru/2010/03/26/premia-dok.html>)

Присудить премии Правительства Российской Федерации 2009 года в области науки и техники и присвоить звание "Лауреат премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники":

.....

8. Емельянову Сергею Геннадьевичу, доктору технических наук, профессору, ректору государственного образовательного учреждения высшего профессионального образования "Курский государственный технический университет", руководителю работы, Балдаеву Льву Христофоровичу, кандидату технических наук, докторанту, Лукашеву Евгению Алексеевичу, Посеренину Сергею Петровичу, докторам технических наук, профессорам; Белову Александру Ивановичу, кандидату технических наук, директору федерального казенного предприятия "Научно-исследовательский институт "Геодезия", **Сидорову Михаилу Игоревичу**, кандидату технических наук, первому заместителю директора того же предприятия; Войташу Игорю Александровичу, вице-президенту открытого акционерного общества "ТВЭЛ"; и др.....

- за разработку комплекса оборудования и технологий с управлением качеством нанесения multifunctional покрытий для повышения работоспособности высоконагруженных узлов.

Основные результаты работы, полученные при непосредственном участии автора, или с использованием созданных при его участии технологий, моделей и полученных результатов исследований.

Научно обоснован количественный критерий интенсивности процессов разрушения металла в поверхностном слое деталей. Разработаны модели механохимической кинетики накопления повреждений, методики валидации результатов и верификации моделей исследований для широкого спектра технических систем и объектов.

Разработан исследовательский комплекс и методика испытаний различных сталей и сплавов и экспериментально установлены зависимости интенсивности процессов разрушения металла от концентрации в нем диффузионноактивного водорода.

Разработаны новые принципы защиты поверхности стальных деталей от разрушения, основанные на снижении концентрации диффузионноактивного водорода в поверхностном слое детали.

Разработаны технологии регулирования интенсивности процессов разрушения металла путем формирования на его поверхности защитного барьера при изготовлении детали и в процессе ее эксплуатации.

Разработаны и используются в промышленности 7 рецептур составов смазочных, обкаточных и смазочно-охлаждающих жидкостей, формирующих плакирующий защитный слой на поверхности детали.

Разработаны технологии и оборудование для нанесения газотермических покрытий с управлением их качеством путем совмещения процессов подготовки поверхности и нанесения покрытий, а также регулирования состава и дисперсности напыляемого материала и регулирования степени оплавления частиц наносимого металла.

Разработано 5 моделей газотермического оборудования нового поколения и создано специализированное предприятие ООО «Технологические системы защитных покрытий» для их промышленного производства, а также

производственная инфраструктура для нанесения многофункциональных покрытий.

Разработана и внедрена в промышленности методология регулирования величины износа высоконагруженных узлов технологического оборудования, основанная на контроле содержания в металлах диффузионноактивного водорода и обеспечения эффективной защиты от наводороживания поверхностных слоев деталей технологиями металлоплакирования и газотермического напыления.

Реализация и промышленное внедрение:

➤ газотермические покрытия нового поколения реализованы в следующих отраслях (количество предприятий): машиностроение и металлургия (32), транспорт (8), нефтегазовая (29), ЖКХ (6), химическая (9), энергетика (9) и др. (более 20);

➤ СОТС, применяемые на машиностроительных заводах (ЗЭМ РКК Энергия, ММПП Салют, «Метровагонмаш», АМО «ЗИЛ», «Красный пролетарий», РСК «Миг», ОАО «ЯЗДА», НПП «Звезда» и др.);

➤ обкаточные среды на Кировском машиностроительном производственном объединении им. XX партсъезда;

➤ финишная безабразивная обработка – Ногинский завод топливной аппаратуры;

➤ обработка в металлоплакирующих средах – НИИ Геодезия, Московский военный округ.

1. Газотермические покрытия

- Созданы участки по нанесению покрытий с использованием оборудования и технологий, разработанных авторами на ФКП «НИИ Геодезия», ФНПЦ ММПП «Салют», ОАО «Пермские моторы», ОАО УМПО и др.

- применение газотермических покрытий

Отрасль	Область применения и детали
Металлургическая промышленность	Валки прокатных станов и линий цинкования, кристаллизаторы оборудования по непрерывной разливке стали, оборудование для прокатки.
Энергетика	Детали газовых, гидро- и паровых турбин и компрессоров, (ротор, лопатки, камера сгорания уплотнения статора, подшипники дымо-сосы, нагнетатели и др.), Электропроводные

	и электроизоляционные покрытия Cu, Al ₂ O ₃ , AlNi
Автомобильная промышленность и сельхозмашиностроение	Детали двигателей и коробок передач, ножи сельхозорудий
Авиационная промышленность	Детали двигателей, тормозные колодки, лопатки газовых турбин, обтекатели радиоантенн, камера сгорания, стойки шасси, гидравлика, приводы рулевых механизмов
Полиграфия и целлюлозно-бумажная промышленность	Цилиндры печатных и бумагоделательных машин, анилоксовые валы, бумагорезательные ножи, подшипники скольжения
Городское и жилищно-коммунальное хозяйство	Валы насосов, подшипники скольжения, корпусные детали, запорная арматура (шаровая, шиберная, клиновая), насосы, компрессоры
Легкая промышленность, сфера обслуживания	Нитеводители, кривошипы, вкладыши, веретена, рифленные цилиндры, клинья замковой системы др.
Предприятия резинотехнических изделий и синтетического каучука	Детали смесителей, подшипники скольжения, ножи и др.

Экономический эффект от применения разработанных технологий составляет более 600 млн. рублей в год.

2. Применение СОТС.

- На ЗЭМ РКК «Энергия» повышена стойкость резбонарезного инструмента в 15 раз, производительность в 10 раз.
- На «Красном пролетарии», ОАО «МоЗАЛ» при шлифовании достигнуто улучшение чистоты и точности обработки, повышение коррозионной стойкости и производительности более, чем на 10%;
- На ВНИИИнструмент при обработке резанием различных материалов стойкость инструмента повышается в 1,7-4,5 раза при повышении производительности на 10-35%, при одновременном повышении качества обрабатываемой поверхности и коррозионной стойкости;
- На ФГУП ММП «Салют» при снижении расхода эмульсии в 3,3 раза, стойкость лезвийного инструмента повышена в 1,2 раза.

3. Применение обкаточных сред

- На Ковровском электромеханическом заводе повышен срок службы обработанных деталей гидроагрегатов в 1,7-2,5 раза при сокращении времени приработки в 2 раза;

- на Кировском машиностроительном производственном объединении им. XX партсъезда снижено время стендовой обкатки холодильных агрегатов в 1,3 раза, количество отбраковываемых агрегатов в 1,7 раза и количество рекламаций от потребителей в 2,4 раза.

4. Финишная безабразивная обработка

- Обработка гидроагрегатов на Ногинском заводе топливной аппаратуры позволяет повысить срок службы ответственных деталей в 1,5-2,0 раза, при сокращении времени приработки в 1,7-1,8 раза.

5. Термическое старение

- на Вяземском машиностроительном заводе применение термического старения позволило повысить ресурс нагруженных валов машин в 2,4 раза.

6. Обработка в металлоплакирующих средах поясков снарядов

- обработка новых стволов орудий на КП НИИ Геодезия позволяет повысить их ресурс в 2,5-4,5 раза, стволов с 50% ресурсом - в 2,1-2,4 раза;
- технология внедрена в Московском военном округе.

6.1. Данные по износу артиллерийских стволов при стрельбе

Живучесть артиллерийского ствола определяется числом выстрелов, которые могут быть проведены из него при допустимом падении баллистических (тактических) характеристик, обычно, начальной скорости.

Кроме падения начальной скорости (V_0), износ сопровождается увеличением рассеивания снарядов (снижением кучности боя), срезанием ведущего пояска при выстреле, невзведением взрывателя, неправильным полетом снаряда.

Основная причина потери живучести - износ канала ствола, особенно в начальной его части. Одна из причин изнашивания - работа трения ведущих частей снаряда.

Износ гладкоствольных систем обусловлен, в основном, стрельбой бронебойно-подкалиберными снарядами (применение ОФ и кумулятивных снарядов ведет к износу в 7-8 раз меньшему).

Наилучшим способом математического описания износа являются уравнения регрессии:

$$\Delta d_{mm} = a + bx, \quad (\text{Пр.5.1})$$

где a и b - коэффициенты, находящиеся из практики, x - число выстрелов.

Интенсивность изнашивания соответствует линейному уравнению в пределах ~ 100 выстрелов, в дальнейшем происходит увеличение крутизны кривой износа.

Сравнение износа проводилось в сечениях 4500, 4900, 5100 мм., от дула, так как износ в сечениях на расстояниях менее 4500 мм от дульного среза уже мал; использовались также данные прибора ПКИ в сечениях 1280, 1360 и 1500 мм от казенного среза, соответствующих сечениям 5020, 4940 и 4800 мм от дульного среза. После проведения антиизносных мероприятий на малоизношенном стволе Т-12 № 1189 было проведено сравнение износа на стволе № П89 и старом стволе ФКП НИИ «Геодезия» № 00298 по данным обмера прибором ПКИ в сечениях 1260, 1380, 1500 мм от казенного среза и обмера механической звездкой в сечениях 4500, 4900, 5100 мм от дульного среза ствола.

Сравнение проводилось после проведения из ствола № 1189 60 (шестидесяти) бронебойно-подкалиберных выстрелов типа УБМ10. Данные сравнительных обмеров сведены в таблицу Пр.5.1. В таблице через дробь приведены данные первичного обмера.

Таблица Пр.5.1

Сечение	Диаметр ствола № 1189, мм	Диаметр ствола № 00298, мм
5100 мм от дульного среза ствола	100,30/100,12	101,15/100,02
4900 мм от дульного среза ствола	100,25/100,15	100,84/100,02
4500 мм от дульного среза ствола	100,20/100,15	100,58/100,02
Данные ПКИ		
1260 мм от казенного среза	100,30/100,15	101,10/100,02
1380 мм от казенного среза	100,20/100,15	100,90/100,02
1500 мм от казенного среза	100,20/100,15	100,75/100,02

В таблице 4 приведены данные с учетом первоначального износа. Из таблицы следует, что применение антиизносных мероприятий привело к резкому, в среднем в 15 раз, уменьшению износа, в сечениях ствола, находящихся на расстояниях от 1200 до 1800 мм от казенного среза ствола. При этом с увеличением расстояния разница в износе уменьшается; на расстоянии 1600 мм получено пятикратное уменьшение износа. Даже, учитывая возможные

ошибки замеров, эффект противотиизносных мероприятий при стрельбе из новых и малоизношенных стволов очевиден и близок к расчетному. В таблице помещены данные по износу на 1 выстрел.

Таблица Пр.5.2

Износ на 1 выстрел в сечениях	Ствол № 1189 с проведением мероприятий антиизноса (60 выстрелов), износ - мм	Ствол № 00298 без антиизносных мероприятий (58 выстрелов), износ - мм
Обмер мех. звездкой		
4500 мм	0,0020	0,010
4900 мм	0,0008	0,014
5100 мм	0,0008	0,020
Обмер прибором ПКИ		
1260 мм	0,0025	0,019
1380 мм	0,0008	0,015
1500 мм	0,0008	0,013

Дополнительно была произведена серия испытаний из 44 выстрелов из изношенного ствола после 200 выстрелов. При анализе результатов из рассмотрения были исключены выстрелы обычными снарядами (ОФС, ОФК), так как по данным обмеров после проведения серии из 34 выстрелов такими снарядами износа не было обнаружено, как до стрельб, так и после них износ в сечениях 1260, 1380 и 1500 мм составил 2,6; 2,2; 2,0 мм, соответственно. Кроме того, не учитывались результаты замеров перед 44 выстрелами подкалиберными снарядами, так как перед этим в течение свыше 7,5 лет стрельбы из ствола не производились, вследствие чего ствол покрылся коррозионной пленкой, не полностью удаленной даже при тщательной чистке: вместо этого, были использованы результаты промежуточных замеров после 22 выстрелов подкалиберными снарядами и замеров после 44 выстрелов, проводившихся прибором ПКС в течение суток.

Анализ результатов показал, что износ очень велик на начальном участке, но резко падает по мере приближения к дульному срезу, причем износ у дульного среза становится заметным только после проведения всех стрельб.

Темп износа на последних 44 выстрелах, проведенных по антиизносной технологии резко падает по сравнению с износом на предыдущих 137 выстрелах, проведенных по штатной технологии. В среднем темп износа падает в 3 раза - с 1,8 мм на I выстрел до 0,6 мм на I выстрел. Снижение износа находится в пределах от двух до трехкратного по сравнению со штатной технологией.

В таблице Пр.5.3 приведены данные по замеру начальной скорости снарядов станцией «Луч-83».

Скорость к нормальной температуре проводили по формуле:

$$V_{0(+15^{\circ})} = V_{0(0^{\circ})} + V_{0(0^{\circ})} \cdot 0,0011 \cdot \Delta t^0, \quad (\text{Пр.5.2})$$

где V_0 - начальная скорость, м/с; Δt^0 - изменение температуры (бралась величина 150).

Таблица Пр.5.3

Ствол	№ 1189			№ 00298	
Выстрелы	№ 1-20	№ 21-40	№ 40-60	№ 200-222	№ 223-244
Начальная скорость, м/с					
При 00	1541,9	1541,3	1545,8	1460,2	1477,4
Приведенная к 150	1584,3	1583,7	1588,3	1500,3	1518,0

Как видно из таблицы Пр.5.3, падение скорости от группы к группе при испытаниях не отмечено (изменение скорости находится в пределах изменений условий испытаний от дня к дню).

Согласно статистике, средняя величина падения скорости для пушки Т-12, (для нормальных условий) должна быть - 0,1 м/с на I выстрел. Отсутствие падения начальной скорости на этих испытаниях служит подтверждением эффективности антиизносных мероприятий.

Выполненные исследования включали также следующие мероприятия: разработку и внедрение в практику полигонных испытаний методов определения динамических параметров снарядов, позволяющих уточнить характеристики, влияющие на износ ствола; разработку и внедрение методов определе-

ния характеристик колебания ствола и вращательного движения снаряда в канале ствола на начальном участке траектории полета; внедрение электронно-оптического метода измерения колебаний ствола при испытаниях пушки А0-17А и методики определения частоты вращения снаряда в канале ствола, которая реализована при стрельбе из пушек БС-3, ЗИФ-91 и системы Д-30; разработку расчетной методики определения целесообразности мероприятий, повышающих живучесть артиллерийских стволов.

Проведенные исследования позволили прийти к следующим выводам:

- прогнозирование живучести ствола пушки Т-12, в случае изготовления его с применением «безызносной» технологии, показало возможность существенного (более, чем на порядок) снижения износа и увеличения живучести по сравнению со штатным стволом;
- по результатам триботехнических исследований оптимизированы составы и технологии нанесения на ствол защитного покрытия и плакирующих добавок;
- показано, что введение смазки с металлоплакирующими добавками на ведущий поясок снаряда обеспечивают значительный эффект снижения износа на малоизношенных стволах, обеспечивая снижение износа более, чем в два раза;
- по данным стрельбовых испытаний выяснено, что проведение антиизносных мероприятий должно проводиться с начала службы ствола, но целесообразно и на изношенных стволах;
- проведенные экспериментальные и теоретические исследования по износу стволов показывают эффективность мероприятий для нарезных стволов, малокалиберных (23 и 30 мм) стволов, быстроизнашивающихся механизмов пушек и для других трущихся систем.

6.2. Результаты полигонных испытаний пушки МТ-12, подготовленной по разработанным технологиям.

Перед стрельбой на очищенную и обезжиренную поверхность канала ствола №1189 был нанесен металлоплакирующий состав в объеме 58 см³. Ранее из данного ствола было произведено 64 выстрела с БПС.

На ведущие пояски снарядов перед каждым выстрелом наносился тонкий слой состава №2 (на 100 снарядов израсходовано также 58 см³ состава №2).

Полигонные испытания защитного покрытия, нанесенного при помощи металлоплакирующих составов, проводились стрельбой бронебойно-подкалиберными снарядами 5М2 в объеме 20 выстрелов в каждый день испытаний. Всего из пушки МТ-12 произведено 100 выстрелов. После отстрела каждой группы выстрелов (20 шт.) пушка выдерживалась в течение суток при температуре помещения 10-13 0С, после чего производился обмер канала ствола механической звездкой через каждые 50 мм, а в сечениях, прилегающих к зарядной камере (930 мм, 1050 мм, 1260 мм, 1380 мм, 1500 мм), обмер производился прибором контроля износа (ПКИ-19).

Для оценки влияния износа на баллистические характеристики ствола на каждом выстреле замерялась скорость полета снарядов при помощи станции «Луч-83».

Правильность позиционирования снарядов в начале и конце испытаний оценивалась на отдельных выстрелах методом фотографирования камерами «УЩР-5». Данные по износу канала стволов приведены в таблице Пр.5.4 и 5.5.

Таблица Пр.5.4

Данные по износу канала стволов

Количество выстрелов	Величина износа канала ствола в сечениях, мм								
	930	1050	1260	1380	1500	4500	4900	5000	Дул. срез
4	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,15	0,12	0,12	0,10
64	0,45	-	0,30	0,20	0,20	0,20	0,20	0,25	0,05
64	0,60	0,55	0,40	0,35	0,30	0,22	0,24	0,27	0,05
84	0,55	0,45	0,35	0,30	0,25	0,20	0,31	0,39	0,05
104	0,55	0,50	0,45	0,35	0,25	0,28	0,28	0,38	0,02
124	0,55	0,60	0,55	0,45	0,35	0,34	0,33	0,54	0,02
144	0,60	0,70	0,65	0,55	0,45	0,29	0,34	0,53	0,00
164	0,65	0,80	0,75	0,65	0,55	0,41	0,44	0,63	0,00

Таблица Пр.5.5

Данные по износу канала стволов

Дата обмера ствола	Коли- чество вы- стре- лов	Величина износа канала ствола в сечениях, мм						
		Дуль- ный срез	1260	1380	1500	4500	4900	5000
Ствол № 00298								
19.10.83	9	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02	0,02
03.11.83	58	0,01	1,10	0,90	0,75	0,58	0,84	1,15
10.10.84	115	0,00	2,60	2,20	1,95	1,24	1,92	2,48
27.11.96	162	0,05	2,50	2,25	1,95	1,41	2,21	2,72
Ствол № 9586								
27.07.71	9	0,08	0,05	0,05	0,05	0,10	0,10	0,10
12.11.75	54	0,10	0,15	0,10	0,10	-	-	-
18.11.81	239	0,11	2,00	1,75	1,60	1,03	1,58	2,00

Изменения начальных скоростей полета снарядов от количества приведенных выстрелов представлено в таблице Пр.5.6.

Таблица Пр.5.6

Дата обмера ствола	Коли- чество вы- стре- лов	Средние значения начальных скоростей, м/с	Изменение средних значений скорости с настрелом за один выстрел, м/с
12.03.99	20 (64-84)	1560,9	
16.03.99	20 (84-104)	1556,0	-0,245
19.03.99	20 (104-24)	1549,7	-0,215
25.03.99	20 (124-44)	1544,0	-0,285
30.03.99	20 (144-64)	1552,5	+0,425

Как следует из таблиц, имеется тенденция падения начальных скоростей с увеличением настрела. Диаметральный износ канала ствола от количества произведенных выстрелов подчиняется линейной зависимости.

Результаты расчетов величин удельных износов по сечениям стволов приведены в таблицах Пр.5.7 и 5.8.

Таблица Пр.5.7

Величины удельных износов по сечениям стволов

		930		1050		1260		1380	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Ствол № 1189									
4	16	0,15	0,60	0,15	0,60	0,15	0,60	0,15	0,60
64	4096	0,45	28,8	-	-	0,30	19,2	0,20	12,8
64	4096	0,60	38,4	0,55	35,2	0,40	25,6	0,35	22,4
84	7056	0,55	46,2	0,45	37,8	0,35	29,4	0,30	25,2
104	10816	0,55	57,2	0,50	52,0	0,45	36,8	0,35	36,4
124	15376	0,55	68,2	0,60	74,4	0,55	68,2	0,45	55,8
144	20736	0,60	86,4	0,70	100,8	0,65	93,6	0,55	79,2
164	26896	0,65	106,6	0,80	31,2	0,75	123,0	0,65	106,6
	89088		432,4		432,0		406,4		339,0
Удельный износ			0,0048		0,0048		0,0046		0,0040

Продолжение таблицы Пр.5.7

1500		4500		4900		5100	
11	12	13	14	15	16	17	18
0,15	0,60	0,15	0,60	0,15	0,60	0,15	0,60
0,20	12,8	0,20	12,8	0,20	12,8	0,25	16,0
0,30	19,2	0,22	14,1	0,24	15,4	0,27	17,2
0,25	21,0	0,20	16,8	0,31	26,0	0,39	32,7
0,25	26,0	0,38	29,1	0,28	29,1	0,38	39,3
0,35	43,4	0,34	42,2	0,33	40,9	0,54	66,5
0,45	64,8	0,29	41,8	0,34	49,0	0,53	6,3
0,55	90,2	0,41	67,24	0,44	72,2	0,65	106,6
	278,0		224,6		246,0		355,0
	0,0032		0,0025		0,0027		0,0040

Таблица Пр.5.8

Величины удельных износов по сечениям стволов

		930		1050		1260		1380	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Ствол № 00298									
9	81	-	-	-	-	0,02	0,18	0,02	0,18
58	3364	-	-	-	-	1,10	63,8	0,90	52,2
115	13225	-	-	-	-	2,60	299,0	2,20	253,0
816 0	25600	-	-	-	-	2,50	400,0	2,25	360,0
							763,0		665,4
Удельный из-нос							0,0180		0,0167

Продолжение таблицы Пр.5.8

1500		4500		4900		5100	
11	12	13	14	15	16	17	18
0,02	0,18	0,02	0,18	0,02	0,18	0,02	0,18
0,75	43,5	0,58	33,6	0,84	48,7	1,15	66,7
1,95	224,2	1,24	142,6	1,92	220,8	2,48	285,2
1,95	312,0	1,41	225,6	2,21	353,6	2,72	435,2
	579,9		402,0		623,3		787,3
	0,0137		0,0095		0,0147		0,0186

Сравнительные данные по удельным износам в различных сечениях стволов №1189 (с защитным покрытием) и №00298 (без защитного покрытия) приведены в таблице Пр.5.9.

**Сравнительные данные по удельным износам
в различных сечениях стволов**

Сечения	Удельный износ, мм/выстрел		Кратность увеличения живучести, раз
	Ствол № 1189	Ствол № 00298	
1260	0,0046	0,0180	3,9
1380	0,0040	0,0157	3,9
1500	0,0032	0,0137	4,3
4500	0,0025	0,0095	3,8
4900	0,0027	0,0147	5,4
5100	0,0040	0,0186	4,6

6.3. Результаты полигонных испытаний защитного покрытия стрельбой из пушки Д-81

Износостойкость защитного покрытия, нанесенного на поверхность канала ствола 125 мм танковой пушки Д-81, проводилась стрельбой бронебойно-подкалиберными снарядами индекс 3БМ42 в объеме 35 выстрелов.

Перед проведением работ поверхность канала ствола была почищена с использованием механизма чистки ствола (МЧТ) из состава передвижного комплекса КПМ 1437 и обезжирена бензином. Затем была измерена величина и характер износа канала ствола прибором ПИНТ (прибор измерения непрямолинейности трубы) из состава КПМ 1437 с инструментальной погрешностью 0,01 мм.

После проведения начальных измерений путем возвратно-поступательных движений банника (120 циклов) на поверхность канала ствола был нанесен состав №1. После нанесения защитного покрытия произведен острел 2 групп по 7 выстрелов в группе и 1 группа из 14 выстрелов, затем 1 группа из 7 выстрелов «Манго», на ведущие пояски которых перед стрельбой наносился состав №2. После отстрела каждой группы ствол чистился, вытирался насухо, после чего производился обмер канала ствола прибором ПИНТ.

В процессе всех стрельб фиксировались начальная скорость и техническое рассеивание снарядов на дистанции 100 м. Результаты измерений диаметра канала ствола № 512 125 мм пушки № РГ1370 приведены в таблице Пр.5.10.

Таблица Пр.5.10

Расстояние от казенного среза, мм	1200	1100	1000	900
Первичные значения износа, мм	0,542	0,570	0,580	0,590
Величина износа после 7 выстрелов	0,582	0,630	0,640	0,658
Величина износа после 14 выстрелов	0,617	0,685	0,698	0,726
Величина износа после 28 выстрелов	0,655	0,732	0,812	0,850
Величина износа после 35 выстрелов	0,720	0,810	0,880	0,950
Величина удельного износа по антиизносной технологии	0,0051	0,0069	0,0086	0,0102
Величина удельного износа по штатной технологии	0,012	0,015	0,018	0,020
Коэффициент увеличения износостойкости	2,4	2,2	2,1	2,0

Для оценки износостойкости ствола по полученным результатам были построены экспериментальные зависимости износа от настрела по результатам стрельб однотипными снарядами «Манго» из 4-х стволов проведенными в ФКП НИИ «Геодезия» без применения антиизносной технологии. Из усредненных зависимостей видно, что в пределах 120 выстрелов зависимость износа от количества выстрелов носит линейный характер, т.к. отклонения средних значений износа от прямой отличается незначительно по сравнению с отклонениями от ствола к стволу.

Как следует из полученных данных, в процессе применения «безыносной» технологии на поверхность канала ствола защитного покрытия его износостойкость увеличивается в 2,2 раза.

При использовании вместо линейных зависимостей средних экспериментальных, в области от 0,5 до 1,0 мм коэффициент износостойкости увеличится до 3 - 3,5 (в сечении 1000 мм удельный износ в этой области равен не 0,015, а 0,022 мм соответственно коэффициент износостойкости возрастает до 3,2).

11 УПРАВЛЕНИЕ

МИНИСТЕРСТВА ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

"28" апреля 1997 г.

№ 331/3 / 411

г. Москва, К-160

НАЧАЛЬНИКУ УПРАВЛЕНИЯ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
ГОСУДАРСТВЕННОГО КОМИТЕТА РФ
ПО НАУКЕ И ТЕХНОЛОГИЯМ

Г.П.Трегубову

103905 г Москва, ул.Тверская д 11

Копия: ДИРЕКТОРУ НИИ "Геодезия"
В.А.Веснину141260 г.Красноармейск Моск. обл.,
ул. Центральная, д.16

11 управление МО РФ рассмотрело предложение НИИ "Геодезия" (исх. №37/54-03 от 30.01.97 г.) о расширении комплекса работ по применению новейших технологий, реализующих явление "безизносности" на базе специальных металлоплакирующих покрытий.

В настоящее время по заказу Министерства обороны РФ НИИ "Геодезия" проводит научно-исследовательскую работу по исследованию возможности повышения стойкости стволов артиллерийских систем за счет применения технологии реализующих явление "безизносности" (шифр "Антиизнос"). В результате проведения натурных стрельб и стволов крупного калибра, обработанных по вышеуказанной технологии, были подтверждены эффективность ее использования и износостойкость обработанных стволов оказалась в два и более раз выше, чем у штатных.

Государственным оборонным заказом на 1997 год предусмотрено проведение дальнейших исследований в этом направлении.

Принимая во внимание перспективу использования полученных результатов как высокоэффективных двойных технологий, в том числе и для высоконагруженных систем гражданского назначения, представляется целесообразным поддержать предложение НИИ "Геодезия" по продолжению указанных исследований и необходимости дополнительного финансирования этого направления со стороны ГКНТ РФ в рамках программы "Технология, машины и производство будущего".

НАЧАЛЬНИК УПРАВЛЕНИЯ -
ЗАМЕСТИТЕЛЬ НАЧАЛЬНИКА ВООРУЖЕНИЯ ВС РФ

генерал-майор



В Михеев



МИНИСТЕРСТВО ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

НАЧАЛЬНИК ВООРУЖЕНИЯ
ВООРУЖЕННЫХ СИЛ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

21 декабря 2000

№ 341/НП/7177

103160 г. Москва, Б-100

Первому заместителю
Министра промышленности,
науки и технологий
Российской Федерации
А.Г.СВИНАРЕНКО

Уважаемый Андрей Геннадьевич!

Рассмотрев программу «Создание гаммы технологий нового поколения для комплексного модифицирования поверхностей грения, обеспечивающих повышение ресурса в изделиях гражданского и специального назначения, не менее чем в 2 раза», направленную Вам по поручению группы технологических НИИ и машиностроительных предприятий оборонной и гражданской промышленности, отмечаем, что повышение живучести артиллерийских систем в 2 раза путем применения экологически чистых технологий (замена хромовых покрытий) и создание конкурентоспособных образцов вооружения на мировом рынке является важной и актуальной задачей.

Министерство обороны РФ готово принять участие в осуществлении этой программы в части:

1. выделения необходимого количества боеприпасов;
2. предоставления материальной базы;
3. предоставления полигона для проведения натуральных испытаний.

Вклад Министерства обороны РФ по этим мероприятиям будет определен гособоронзаказом на 2001 год.

Просим Минпромнауки России поддержать эту программу и обеспечить ее поддержку из бюджетных ассигнований 2001-2002 годов

ВрИД начальника вооружения

И.Рогов



МИНИСТЕРСТВО ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

★
ПЕРВЫЙ ЗАМЕСТИТЕЛЬ
НАЧАЛЬНИКА ВООРУЖЕНИЯ

ВООРУЖЕННЫХ СИЛ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

" 1 " декабря 1999 г.
№ 237/У/ 1524

г. Москва, К-160

Первому заместителю Министра
науки и технологий Российской Федерации
Г.Ф.ТЕРЕЩЕНКО

103905, г. Москва, ул. Тверская, 11

Уважаемый Геннадий Федорович!

Проведенные учеными Московского государственного университета сервиса (МГУ сервиса), при финансовой поддержке Миннауки России, работы позволили разработать комплекс технических мероприятий, позволяющих значительно повысить срок службы деталей и механизмов промышленного оборудования и транспортных средств

В настоящее время проверена возможность применения этих методов для повышения стойкости стволов артиллерийских систем. Эффективность разработанных мероприятий была подтверждена натурными испытаниями, результаты которых показали повышение износостойкости стволов более чем в два раза.

С нашей стороны планируется расширение и дальнейшее финансирование этого перспективного направления. Считаем целесообразным дальнейшее углубленное проведение теоретических исследований металлоплакирования в среде направленных потоков энергии и разработке технологий, в том числе двойного применения, на их основе.

Просим поддержать финансирование работ, проводимых учеными МГУ сервиса в этом направлении по проекту «Разработка технологий формирования многофункциональных покрытий в среде направленных потоков энергии» в рамках Федеральной целевой научно-технической программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития науки и техники гражданского назначения».

С уважением,

Генерал-лейтенант

И Рогов



МИНИСТЕРСТВО ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
(МИНОБОРОНЫ РОССИИ)

ГЛАВНОЕ
РАКЕТНО-Артиллерийское
УПРАВЛЕНИЕ

г. Москва, 119160

26 марта 2008 г. № 51 16/2121

На № _____

В Совет по присуждению премий
Правительства Российской Федерации
в области науки и техники

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

на работу «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами», выдвинутую на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 2008 год.

Представленная авторами работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» направлена на решение актуальнейшей проблемы повышения боеспособности Вооруженных Сил. Созданный на основе теоретических и экспериментальных исследований метод управления трибохимическими процессами позволил авторам разработать комплекс высокоэффективных технологий для производства и восстановления в полевых условиях поверхностных слоев деталей и элементов конструкций технических систем вооружения и военной техники.

Значительный научный и практический интерес представляют практические результаты по повышению живучести артиллерийских систем. Износ артиллерийского ствола определяется числом выстрелов и сопровождается увеличением рассеивания снарядов (снижением кучности боя), срезанием ведущего пояса при выстреле и неправильным полетом снаряда. Причиной износа ствола является высокоскоростное воздействие ведущих частей снаряда и пороховых газов. Проведенные исследования и испытания показали, что применение разработанного комплекса технологий для ствольной артиллерии существенно, более чем на порядок, снижает износ стволов и тем самым повышает живучесть артиллерийских систем. При создании комплекса технологий нанесения на ствол защитного покрытия разработаны составы металлоплакирующих добавок для введения в технологические среды и консервационные смазки боеприпасов. В работе показано, что создание защитной пленки на стволе и введение смазки с металлопла-

кирующими добавками на ведущий поясок снаряда обеспечивают значительный эффект на малоизношенных стволах, обеспечивая снижение износа ствола более, чем в два раза. По данным стрельбовых испытаний выяснено, что проведение антиизносных мероприятий может проводиться с начала службы ствола, а также на изношенных стволах. Проведенные экспериментальные и теоретические исследования по износу стволов показали, что использование разработанного комплекса технологий перспективно для нарезных стволов, малокалиберных (23 и 30 мм) стволов, стрелково-пушечного вооружения АО-18.01.018, 2А38.01.101 с темпом стрельбы 800-1250 выстрелов в минуту, быстроизнашивающихся механизмов пушек и для других систем и средств их транспортирования. Сравнение результатов полигонных испытаний пушки МТ-12 по удельным износам в различных сечениях стволов с защитным покрытием дает увеличение живучести в 4 – 5 раз по сравнению со стволами без покрытия. Результаты полигонных испытаний защитного покрытия стрельбой из пушки Д-81 показали, что в процессе применения разработанных технологий при нанесении защитного покрытия на поверхность канала ствола его износостойкость увеличивается в 2 - 4 раза.

В рамках работы авторами разработана научная концепция и теоретические основы управления трибохимическими процессами, которые включают термодинамическое обоснование прогностических моделей: динамико-стохастической модели взаимодействия и водородного износа, модели топахимической кинетики адгезионного взаимодействия при трении для широкого диапазона скоростей скольжения и модели кинетики твердотельных цепных реакций ассоциации дефектов и дислокаций, инициируемых механическими, термическими и деструктивными процессами. Построена кинетическая модель ассоциации точечных дефектов с образованием линейной (полимерной) цепи дефектов. Разрушение или другие изменения состояния материала представляются в форме процесса роста поверхностной или объемной дефектности - накопления повреждений. Износ и разрушение поверхностного слоя металлов фрикционной пары определяется наличием присутствующих и активируемых дефектов, обусловленных металлургическим и технологическим водородом, с дополнительным образованием активных дефектов, вызванным триботехническим наводороживанием.

Авторами разработан триботехнический измерительный комплекс и соответствующие методики испытаний. Проведены исследования наводороживания сталей для определения корреляций между износом, содержанием выделившегося водорода, величиной нагрузки, концентрацией металлоплакирующей композиции и для построения регрессионных зависимостей, позволяющих по значениям предикторных переменных прогнозировать значение износа. Модель отработана на примере оценки износа топливных насосов гидроагрегатов танковых и авиационных двигателей.

Разработаны методы и средства управления трибохимическими процессами для мобильных средств доставки вооружений, включающие ис-

пользование трибохимических технологий с введением химических веществ в виде добавок в масла, топливо, технологические жидкости или пластичные смазки. Ряд из них вводят непосредственно в механизмы (через карбюраторы и впускные коллекторы двигателей) в виде аэрозолей или присадок к топливно-воздушным смесям. Созданы препараты, которые добавляются в трансмиссионное масло для восстановления работоспособности ручных коробок передач, дифференциалов, а также для снижения шума и предотвращения их дальнейшего износа. Разработаны и применяются специальные препараты, предназначенные для восстановления и продления срока службы высонагруженных узлов трения.

Разработанный комплекс технологий, оборудования и технических средств обеспечивает управление трибохимическими процессами формирования свойств поверхностного слоя изделий в широких диапазонах нагружения: температур – до 2200 °С, давлений до 550 МПа, скоростей до 1800 м/с и при наличии агрессивных сред. Комплекс мероприятий позволяет исключить из технологического процесса производства технических средств оборонного назначения дорогостоящие, трудоемкие и экологически опасные операции при одновременном существенном повышении коррозионно-стойких и упрочняющих свойств поверхностного слоя изделий. Реализация технических мероприятий позволила получить значительный экономический эффект, повысить ресурс артиллерийских стволов в 4 – 5 раз, наиболее нагруженных узлов топливной аппаратуры военной техники до 15 раз.

Считаем, что представленная работа по совокупности представленных материалов заслуживает высокой оценки и присуждения премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

ВРИО начальника Главного управления
генерал-майор



В.Суханов



МИНИСТЕРСТВО ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
(МИНОБОРОНЫ РОССИИ)

УПРАВЛЕНИЕ ОРУЖИЯ
МОСКОВСКОГО ВОЕННОГО
ОКРУГА

В Совет по присуждению премий
Правительства РФ в области
науки и техники

г. Москва, 113035

«25» 03 2008 г. № 25/3/2

На № _____

ОТЗЫВ

по работе «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами», выдвинутой на соискание Премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники является актуальным вопросом повышения боеспособности и боеготовности армейских подразделений.

Авторы работы представили материалы, позволяющие сделать вывод о фундаментальности и практической ценности исследовательских, опытно-конструкторских и технологических работ, проведенных ими в течение более десяти лет.

Проблема повышения тактико-технических характеристик вооружений и военной техники решена в работе на основании серьезных теоретических, многочисленных экспериментальных исследований и широкомасштабного внедрения разработанных методов и технологий управления трибохимическими процессами в различных конструкциях вооружений и военной техники.

Одной из эффективных областей применения представленных в работе технологий является артиллерийское вооружение.

Полигонные испытания пушек МТ-12 показали увеличение живучести в 4 – 5 раз, для пушек Д-81 увеличение износостойкости ствола в 2 - 4 раза.

В работе представлены теоретические основы управления трибохимическими процессами, позволяющие проводить исследования на высоком научном уровне и моделировать результаты применения трибохимических технологий в различных конструкциях вооружений и военной техники.

Авторами разработан новый класс испытательной техники, позволяющей проводить триботехнические испытания с контролем выделения газов, в том числе водорода, и определением их количества в металлах вооружений.

Разработанные и приведенные в работе методы управления трибохимическими процессами позволили создать новые технологии нанесения самовосстанавливающихся покрытий и составы химических веществ для введения в масла и консервационные смазки транспортных средств доставки вооружений.

Представленная работа носит законченный характер с эффективным сочетанием фундаментальных исследований и практической реализации в системах вооружения и военной техники.

Работа заслуживает высокой оценки и присуждения премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

Начальник штаба вооружения Московского военного округа
генерал-майор



П. Пахомов

РОСПРОМ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ
ГОСУДАРСТВЕННОЕ
УНИТАРНОЕ
ПРЕДПРИЯТИЕ



МОСКОВСКОЕ
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННОЕ
ПРЕДПРИЯТИЕ

105118, Москва, пр-кт Буденного, 16; Тел. (495) 369-81-19, Факс: (495) 365-40-06 E-mail: info@salut.ru
ОКПО 07507216, ИНН 7719030663, КПП 997850001

14.03.2008 № 09.02/1 и др.

На № _____

В Совет по присуждению премий
Правительства РФ в области
науки и техники

ОТЗЫВ

на работу выдвинутую на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами».

Выдвинутая на соискание премии Правительства РФ работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» является комплексным решением задач совершенствования продукции оборонных предприятий на основе фундаментальных исследований в области науки о трении и износе твердых тел. Авторы работы сформулировали основные теоретические положения молодой науки – трибохимии и заложили научные основы управления трибохимическими процессами в применении к вооружениям и военной технике.

Большая часть работы посвящена методам управления живучестью артиллерийских систем вооружения и военной техники на основе эффективных технических решений и технологий.

Создание условий для реализации направленных трибохимических процессов позволило обеспечить повышение тактико-технических характеристик вооружений - дальность стрельбы, кучность боя, бронепробитие и другие.

Разработанные авторами на основе проведенных научных исследований технологии позволяют в полной мере использовать процессы самоорганизации поверхностных структур с восстановлением изношенных поверхностей.

Проведенные всесторонние испытания в лабораторных условиях и на полигоне показали значительное повышение износостойкости орудийных стволов и сохранение тактико-технических характеристик артиллерийских систем.

Выполненная авторами работа является значительным вкладом в развитие вооружений и военной техники и обладает значительным потенциалом для распространения технологий в гражданских отраслях, в том числе в машиностроении.

При выполнении работы созданы специальные средства для проведения испытаний по оценке влияния водорода на изменение структуры металлов и их износостойкость. Авторами разработаны математические модели трибохимических процессов, позволяющие рассматривать процессы трения с новых позиций для выработки наиболее эффективных технических решений при конструировании вооружений и военной техники, в том числе в различных средах - под водой, в стратосфере, в космосе. Применение математических моделей триботехнических процессов позволяет значительно сократить время на разработку новых видов вооружений и военной техники. Модели позволяют выработать оптимальные управляющие воздействия на поверхности фрикционного контакта при внешнем воздействии и их реализацию в компьютерных программах. На основе разработанного математического обеспечения могут

проектироваться технологии основанные на использования принципов самоорганизации на поверхностях трения. Авторами работы представлены разработки позволяющие прогнозировать ресурсные показатели вооружений и военной техники.

Результаты работы авторов можно признать значительным вкладом в развитие научных и инженерных основ повышения тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами.

Изложенное позволяет с полным основанием поддержать выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники.

Главный инженер



В. А. Поклад



Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение
высшего профессионального образования

**БАЛТИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ "ВОЕНМЕХ" им. Д. Ф. Устинова**
(БГТУ "ВОЕНМЕХ" им. Д. Ф. Устинова)

Россия, Санкт-Петербург, 190005, 1-я Красноармейская ул., д.1
Тел.: (812) 316-2394 Факс: (812) 316-2409 E-mail: komdep@bstu.spb.su
ОКПО 02066374 ОГРН 1027810328721 ИНН 7809003047

28.03.2008 № 02.3 - 04

На № _____ от _____

В Совет по присуждению премий
Правительства Российской
Федерации в области науки и
техники

ОТЗЫВ

на работу «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами»,
выдвигаемую на соискание премии Правительства Российской Федерации
в области науки и техники 2008 года.

Выдвинутая на соискание премии Правительства Российской Федерации работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» направлена на повышение боеспособности технических систем, применяемых в армии Российской Федерации.

Авторами работы решены проблемы восстановления боеспособности артиллерийских систем вооружений и военной техники на основе управляемых трибохимических процессов. Разработанные технологические методы позволяют восстанавливать изнашиваемые поверхности вооружений, как в условиях армейских ремонтных мастерских, так и в полевых условиях.

Особенностью работы является то, что авторами впервые открыта возможность использования технологии восстановления поверхностей без подвода энергии или с использованием энергии, вырабатываемой в артиллерийской системе за счет энергии заряда. Эти технологии органично увязывают все этапы жизненного цикла вооружений в единое целое за счет технологической преемственности. Технологическая преемственность реализуется за счет использования пластичных металлов или их соединений, способных восстанавливаться в наиболее нагруженных зонах контактного взаимодействия сопрягаемых поверхностей. В этом случае проявляются трибохимические закономерности электрофорезного характера вне зависимости от температуры и контактных давлений. Образуются мономолекулярные защитные слои пластичных металлов на контактирующих поверхностях, обладающие уникальными свойствами. Они не накапливают дислокаций, имеют большое количество вакансий, легко сдвигаются под воздействием нагрузок, образуя новые металлические связи. Таким образом, вопрос об адгезионных свойствах таких покрытий не возникает вообще, так как металлические связи обеспечивают самовосстановление покрытия. Поскольку эти покрытия образуются из пластичных металлов возрастание толщины таких покрытий ограничивается воздействием сдвиговых нагрузок с образованием запаса металла для новых актов плакирования.

Работа является комплексным решением вышеуказанных задач с применением современных знаний, полученных на основе фундаментальных исследований в области трибохимии.

В работе научно обоснованы методы управления живучестью вооружений с сохранением высоких значений тактико-технических характеристик вооружений и военной техники.

Преимуществом работы перед другими работами в области создания и применения новых вооружений является то, что достижение поставленных целей на практике осуществляется с наименьшими финансовыми и трудовыми

затратами, что обеспечивает доступность использования ее результатов в области обороны.

Научные исследования и испытания, приведенные авторами в работе, показывают, что полученные практические результаты основаны на глубокой теоретической основе управления трибохимическими процессами с реализацией процессов самоорганизации в неживой природе.

Поддерживаем выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники.

Проректор по научной работе,
доктор технических наук, профессор



О.А.Толпегин

Профессор кафедры «Стрелково-пушечное,
артиллерийское и ракетное оружие»,
доктор технических наук, профессор

А.С.Зайцев

Федеральное агентство по образованию
Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования
«ПЕРМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ»

Комсомольский проспект, д.29, г.Пермь, 614990

Тел.: (342) 219-80-67, 212-39-27. Факс: (342) 212-11-47. E-mail: rector@pstu.ac.ru

28.03.2008 № 660
 На № _____ от _____

В Совет по присуждению премий
 Правительства Российской
 Федерации в области науки и техники

ОТЗЫВ

на работу выдвигаемую на соискание премии
 Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года
 «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной
 техники на основе управления трибохимическими процессами»

Выдвинутая на соискание премии Правительства Российской Федерации работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» является комплексным решением задач производства и применения современных видов вооружений.

При производстве артиллерийских систем в работе предлагается применение технологий нанесения покрытий на внутреннюю поверхность ствола и поверхности приводных механизмов с последующим самовосстановлением этих покрытий при боевом использовании артиллерийских расчетов. Тем самым достигается сокращение времени подготовки орудийных систем к работе и до минимума сокращается влияние субъективных факторов отрицательного воздействия личного состава на состояние орудий в период подготовки и проведения боя.

Авторами работы проблема восстановления боеспособности артиллерийских вооружений и военной техники решена за счет фундаментальных исследований трибохимических процессов и разработки методов безразборного восстановления военной техники и вооружений в полевых условиях на основе этих исследований. В работе реализована идея использования для восстановления поверхностей энергии, вырабатываемой самой артиллерийской системой или средством ее передвижения.

Разработанные технологии научно обоснованы, а их эффективность экспериментально подтверждена на различных видах военной техники и вооружений. Универсальность технологий позволяет провести их

унификацию для широкого спектра ствольных систем вооружений и мобильных транспортных средств ствольных и ракетных систем вооружений.

Представленная на выдвижение работа в отличие от многих технических решений в этой области имеет значительную экономическую эффективность, так как комплексное решение задач производства и применения современных видов вооружений основано на технологиях с минимальной трудоемкостью и материальными затратами.

Научные исследования и испытания проведены на высоком профессиональном уровне на основе использования методов неразрушающего контроля и современной диагностической аппаратуры. Данные приведенные авторами работы, убедительно свидетельствуют об эффективности разработанных методов поддержания на высоком уровне тактико-технических характеристик артиллерийских систем и средств их доставки, обеспечивающих повышение живучести артиллерийских вооружений.

Работа авторов направлена на укрепление обороноспособности страны и выполнена специалистами, обладающими профессиональными знаниями в области трибохимии и современных вооружений в течение более десяти лет.

В целом работа оценивается как актуальная, лидерская разработка в области управления трибохимическими процессами в изделиях оборонной промышленности, позволяющая прогнозировать надежность и живучесть артиллерийских систем и ресурсные показатели военной техники.

Ученый совет Пермского государственного технического университета поддерживает выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники 2008 года.

Решение принято единогласно: протокол заседания Ученого совета ПГТУ № 7 от 27 марта 2008 г.

Председатель
Ученого совета

Ученый секретарь



В.Ю. Петров

В.И. Макаревич

Publisher
«Tekhnologiya Mashinostroeniya»
P.O. Box 01, Moscow, 129626, Russia
tel.: (495) 796-2491



Издательство
«Технология машиностроения»
Россия, 129626, Москва, а/я 01
тел.: (495) 796-2491, 682-38-56, 687-63-16

20.03.2008 г. № TM/19

В Совет по присуждению премий
Правительства РФ в области науки и техники

ОТЗЫВ

на работу *«Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами»*,
выдвинутую на соискание премии Правительства Российской Федерации
в области науки и техники **2008 года**

Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами как научно-теоретическая проблема была поставлена в начале 90-х годов. Для решения этой проблемы были привлечены многие ведущие специалисты в области науки и техники, специализирующиеся на создании вооружения. Современное артиллерийское вооружение является конструктивно отработанными техническими системами, выпускаемыми серийно. Конструкторы и технологи артиллерийского оружия и средств его доставки для повышения тактико-технических характеристик орудий постоянно использовали технологические операции повышения износостойкости орудийных стволов за счет повышения поверхностной твердости механическим упрочнением, термообработкой, легированием поверхностного слоя, нанесением твердых гальванических покрытий. Однако это всегда приводило к увеличению трудоемкости и себестоимости изготовления артиллерийских систем, при этом не в полной мере обеспечивало стабильность тактико-технических характеристик при длительной эксплуатации. Такое положение снижает боеготовность и увеличивает затраты на вооружение армии.

Авторами рассматриваемой работы за десятилетний период выполнен комплекс теоретических и практических работ по использованию трибохимических процессов для повышения износостойкости внутренних поверхностей орудийных стволов. В представленной авторами работе приведено описание научных исследований и их результатов, позволяющих эффективно решить задачу повышения тактико-технических характеристик военной техники на основе управления трибохимическими процессами. В

основу теоретических положений управления трибохимическими процессами положены современные научные представления в области кинетики топохимических и твердотельных цепных реакций и прогностического моделирования. Авторами работы найдено практическое приложение разработанных теоретических положений управления трибохимическими процессами, которое было развито до уровня высокоэффективных нанотехнологий нанесения нанометрических слоев пластичных металлов при изготовлении и во время эксплуатации артиллерийских систем.

Простота и доступность реализации разработанных на основе теории управления трибохимическими процессами технологий обработки и восстановления поверхностей оружейных стволов спровоцировали применение принципов самовосстановления нанопокровов и в других тяжело нагруженных и теплонапряженных узлах военной техники.

Авторами работы убедительно доказана возможность и практическая целесообразность управления триботехническими процессами в военной технике, в том числе нового поколения.

Коллектив авторов провел комплексную и плодотворную работу по созданию высокоэффективных методов повышения тактико-технических характеристик вооружения, обеспечения их стабильности в пределах заданных сроков эксплуатации военной техники.

Учитывая многолетний и результативный труд авторов поддерживаю выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники.

Директор,
д-р техн. наук, профессор,
академик РАН,
заслуженный создатель
космической техники РФ



В.А.Казаков



ФЕДЕРАЛЬНОЕ АГЕНТСТВО ПО ОБРАЗОВАНИЮ
(РОСОБРАЗОВАНИЕ)

Государственное образовательное
учреждение высшего
профессионального образования
«Орловский государственный
технический университет»
(ОрелГТУ)

Наугорское шоссе, д.29, г.Орел, Россия, 302020
Телефон: (4862) 42-00-24, факс: (4862) 41-66-64,
e-mail: admin@ostu.ru

ОКПО 02065036, ОГРН 1025700832343
ИНН/КПП 5753001010/575301001

На № _____ от _____

В Совет по присуждению премий
Правительства РФ в области
науки и техники

ОТЗЫВ

на работу, выдвигаемую на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами».

Выдвинутая на соискание премии Правительства РФ работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» является фундаментальным исследованием в области совершенствования систем вооружения. Авторами работы проведен теоретический анализ процессов в зоне фрикционного контакта деталей артиллерийского вооружения и средств их транспортировки. При проведении исследований определены факторы, доминирующие при разрушении поверхностей деталей. Исследование процесса разрушения поверхностей в результате тренировочного и боевого применения на основе закономерностей физики твердого тела, газодинамики и физической химии позволили авторам сформулировать трибохимические закономерности взаимодействия поверхностей конструкций артиллерийских орудий и разработать методы управления трибохимическими процессами.

Приведенный в работе метод математического описания трибохимического процесса как взаимодействие ядер схватывания при воздействии внешних факторов позволяет проводить моделирование практически любого трибохимического процесса и сокращает время проведения натурных испытаний в сотни раз за счет получения базы данных схватывания материалов независимых от размеров и конфигурации контактирующих тел.

В результате исследования авторами работы был разработан эффективный научный метод моделирования трибохимических процессов, позволивший, за счет изменения параметров формирования тонких защитных пленок в зоне контакта, определить теоретические основы управления трибохимическими процессами.

При проведении моделирования была выявлена способность пленок к самовосстановлению, при механическом воздействии в присутствии пластичных металлов в мелкодисперсном состоянии или в ионном состоянии в составе жидкой или газовой среды. Кроме того, авторами работы предложен и реализован комплекс технологий нанесения защитных пленок на поверхности стволов и детали средств доставки артиллерийских систем.

Процесс регенерации защитной пленки происходит следующим образом: при изготовлении изделия первоначально защитные пленки пластичных металлов наносят на поверхности фрикционным методом, впоследствии самовосстановление пленок инициируется за счет подачи металлов в составе консистентной смазки снарядов или жидкой смазки, в ионном виде, в смазочные системы средств доставки артиллерийских вооружений.

Предложенное авторами оригинальное техническое решение позволяет сохранять высокие тактико-технические характеристики вооружений и военной техники в тяжелых полевых условиях эксплуатации при учениях и боевых действиях.

Применение разработанных технологий универсально и не зависит от вида артиллерийских вооружений и может быть использовано как эффективное средство для повышения боеготовности.

Проведенные стендовые и полигонные испытания артиллерийских систем показали высокую надежность и эффективность разработанных технологий и подтвердили сохранение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на высоком уровне даже при значительном количестве и скорости выстрелов.

На основании вышеизложенного поддерживаю выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники 2008 года.

Ректор



В.А. Голенков



ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
КУРСКИЙ ЗАВОД "МАЯК"

50 лет Октября, д. 8, Курск, 305016, E-mail: kurskmayak@mail.ru
Факс (4712) 52-96-44, Телетайп 137177 Маяк, Телефон (4712) 52-96-57
ОКПО 07517597, ОГРН 1024600952628, ИНН / КПП 4629017704 / 462901001

27 марта 2008 г. № 32/1749

На № _____ от _____

В Совет по присуждению премий Правительства
РФ в области науки и техники

ОТЗЫВ

на работу выдвинутую на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами».

Поддержание боеготовности и высоких тактико-технических характеристик артиллерийских вооружений является одной из важнейших оборонных задач в современных условиях, так как этот вид вооружений не подвержен влиянию электромагнитных воздействий и перехвату снарядов при ведении боевых действий. Учитывая это выдвигаемая на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» является крайне актуальной и своевременной.

При изготовлении артиллерийских систем авторами предлагается применение новых технологий нанесения специальных покрытий на внутреннюю поверхность ствола и трущихся деталей механизмов артиллерийских орудий, отличающихся способностью к восстановлению при эксплуатации. Восстановление орудийных стволов при выстреле происходит в результате нанесения твердой или консистентной смазки на пояски снарядов, причем качественный и количественный состав веществ в такой смазке должен быть таким, чтобы трибохимический процесс при трении вызвал самопроизвольное образование металлической защитной пленки.

В работе показаны научные методы управления трибохимическими процессами, которые позволяют сохранять основные тактико-технические характеристики артиллерийских вооружений вне зависимости от количества произведенных выстрелов.

На основе научных исследований авторами разработан целый ряд технологий, реализуемых как в производственных, так и в полевых условиях.

Разработанные технологии, обеспечивают живучесть артиллерийских вооружений с высокой эффективностью, так как их особенностью является доступность применения.

Применение разработанных технологий исключает применение дорогостоящих и малоэффективных процессов упрочнения и нанесения гальванических покрытий.

Приведенные в работе научные исследования и испытания показывают состоятельность разработанных технических и технологических решений, правильность выбора объекта исследований и существенность полученных результатов для повышения ресурса артиллерийских систем и мобильной военной техники для их доставки.

Научные положения работы основаны на исследовании трибохимической природы контактного взаимодействия твердых и газообразных сред в открытых термодинамических системах, кинетики трибохимических, твердотельных цепных реакций и прогнозического моделирования.

Результаты проведенной авторами работы вносят значительный вклад в науку о трении и износе в машинах и механизмах и являются высокоэффективным технологическим фактором повышения военно-промышленного потенциала Российской Федерации.

Поддерживаю выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники.

Генеральный директор

 Ю. А. Обозnenиков



МИНИСТЕРСТВО ОБОРОНЫ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
(МИНОБОРОНЫ РОССИИ)

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ
УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ

КУРСКИЙ
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ИНСТИТУТ

г.Курск. 305004

« 22 » 03 2008 г. № 501-20/11

На № _____

В Совет по присуждению премий
Правительства РФ
в области науки и техники

ОТЗЫВ

на работу, выдвинутую на соискание премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники 2008 года
«Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами».

На соискание премии Правительства РФ выдвигается работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами». Ознакомление с результатами этой многолетней работы показывает, что коллективом авторов разработано комплексное решение повышения ресурса образцов вооружений и военной техники (ВВТ) на основе фундаментальных исследований в области материаловедения и физической химии. Исследование трибохимических процессов при эксплуатации образцов артвооружения позволили изучить влияние различных факторов на разрушение поверхностей и соответствующее изменение тактико-технических параметров вооружений.

На основании проведенных исследований и полевых испытаний определены способы управления поверхностными изменениями в изделиях ВВТ.

Особый интерес и практическую значимость имеют разработанные на основе научных исследований и испытаний технологии создания самовосстанавливающихся защитных пленок препятствующих разрушению поверхностей при различном воздействии нагрузочных и газодинамических режимов.

Методы управления живучестью артиллерийских систем вооружения за счет технических решений, основанных на реализации направленных трибохимических процессов при контакте механических элементов, позволили авторам работы создать комплекс технологий для использования при их изготовлении и боевом применении.

В сочетании с разработанными методами диагностики технического состояния методы управления живучестью систем ВВТ позволяют поддерживать на постоянном уровне основные характеристики образцов вооружений от которых зависит их живучесть в боевых условиях.

В работе также приведены результаты научных исследований, стендовых и полигонных испытаний которые показывают, что авторами создан универсальный метод повышения боеготовности и эффективности артиллерийского оружия войсковых частей и военной техники для их доставки на место использования.

На основе научно-обоснованных методов управления живучестью вооружений разработаны технологии, обеспечивающие достижение эффекта с минимальными затратами, что расширяет возможности их использования.

В работе приведены теоретические основы и конкретные, физико-химические и математические модели, позволяющие прогнозировать трибохимические процессы для различных условий эксплуатации ВВТ.

Приведенные в работе результаты убедительно показывают целостность и завершенность научных исследований и их практических результатов.

Работа «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» является серьезным и значительным вкладом в повышение обороноспособности государства.

Поддерживаю выдвижение работы «Повышение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на основе управления трибохимическими процессами» на соискание премии Правительства РФ в области науки и техники.

Генеральный директор ФГУП «Курский НИИ» МО РФ
доктор технических наук профессор



Т.Мирталибов

Разработанный авторами метод математического описания заключается в описании трибохимического процесса как взаимодействие ядер схватывания при воздействии внешних факторов, что позволило, за счет изменения параметров формирования тонких защитных пленок в зоне контакта, определить теоретические основы управления трибохимическими процессами. Методика моделирования процесса позволяет выявлять условия, при которых обнаруживается способность пленок к самовосстановлению, при механическом воздействии в присутствии пластичных металлов в мелкодисперсном состоянии или в ионном состоянии в составе жидкой или газовой среды.

Процесс регенерации защитной пленки происходит следующим образом: при изготовлении изделия первоначально защитные пленки пластичных металлов наносят на поверхности фрикционным методом, впоследствии самовосстановление пленок инициируется за счет подачи металлов в составе консистентной смазки снарядов или жидкой смазки, в ионном виде, в смазочные системы средств вооружений.

Предложенное авторами (исполнителями) техническое решение позволяют значительно повысить технико-экономические показатели при изготовлении изделий СВЧ, антенно-фидерных и опорно-поворотных устройств и позволяет сохранять высокие тактико-технические характеристики вооружений и военной техники в тяжелых полевых условиях эксплуатации на учениях и при проведении боевых действиях.

Применение разработанных технологий универсально и не зависит от вида вооружений и может быть использовано как эффективное средство для повышения боеготовности образцов специальной техники.

Осуществлено внедрение метода моделирования трибохимических процессов и комплекса технологий нанесения защитных пленок на поверхности деталей разработанного по МКР ИТО.

Данная разработка может быть рекомендована для внедрения на всех предприятиях отрасли при разработке и изготовлении образцов вооружения и военной техники специального назначения.

Проведенные стендовые и полигонные испытания антенно-фидерных и опорно-поворотных устройств показали высокую надежность и эффективность разработанных технологий и подтвердили сохранение тактико-технических характеристик вооружений и военной техники на высоком уровне в широком диапазоне изменения условий эксплуатации.

Научный консультант
группы главных специалистов
ФГУП «Курский НИИ» МО РФ
доктор технических наук

 А.Кониченко
«__» _____ 200 8г.