

МОСКОВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
имени М.В. ЛОМОНОСОВА
МЕХАНИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИЙ ФАКУЛЬТЕТ

На правах рукописи

БОНДАРЧУК ДАРЬЯ АЛЕКСАНДРОВНА

**Анализ распределения остаточных напряжений на свободной
границе в слоистых полимерных композитах**

01.02.04 – механика деформируемого твердого тела

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Научные руководители:

д.ф.-м.н., Б.Н. Федулов

д.ф.-м.н., член-корр. РАН,

профессор Е.В. Ломакин

Москва – 2022

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ.....	12
1.1. Обзор технологий изготовления изделий из слоистых ПКМ.....	12
1.2. Механизмы возникновения остаточных напряжений и деформаций в ПКМ.....	14
1.3. Распределение напряжений на свободной границе	21
1.4. Математические модели поведения ПКМ в процессе производства.....	23
1.4.1. Термохимическое моделирование поведения связующего	23
1.4.2. Механическое моделирование поведения связующего	25
1.4.3. Определение эффективных свойств и деформаций в ПКМ	32
1.5. Экспериментальные методики определения остаточных напряжений в ПКМ	36
Выводы по главе	39
ГЛАВА 2. ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ И АЛГОРИТМ МОДЕЛИРОВАНИЯ.....	40
Выводы по главе	45
ГЛАВА 3. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛА AS4/ 8552	46
Выводы по главе	49
ГЛАВА 4. ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ ОТВЕРЖДЕНИЯ КОМПОЗИТА	50
4.1. Верификация моделирования отверждения чистого связующего	50
4.2. Верификация моделирования изготовления композита.....	53
Выводы по главе	55
ГЛАВА 5. РЕШЕНИЕ КОНКРЕТНЫХ ЗАДАЧ	56
5.1. Анализ остаточных напряжений для укладки 0/90	57
5.1.1. Постановка задачи и принимаемые допущения.....	57
5.1.2. Описание КЭ модели	58
5.1.3. Анализ чувствительности к размеру элемента КЭ сетки.....	61

5.1.4.	Результаты моделирования	63
5.1.4.1.	Распределение значений компонент напряжений по толщине произвольно выбранного слоя.....	63
5.1.4.2.	Распределение значений компонент напряжений в образце.....	66
5.1.4.3.	Распределение значений компонент напряжений в точке с течением времени	71
5.2.	Анализ остаточных напряжений для укладки 0/90 с начальным расслоением	74
5.2.1.	Постановка задачи и принимаемые допущения.....	74
5.2.2.	Описание КЭ модели	75
5.2.3.	Результаты моделирования	76
5.2.4.	Оценка возможности дальнейшего роста имеющейся трещины	80
5.3.	Анализ разрушения композита под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений в области свободной границы материала.....	83
5.3.1.	Случай укладки 0/90	83
5.3.1.1.	Описание конечно-элементного моделирования.....	83
5.3.1.2.	Результаты моделирования	84
5.3.2.	Случай укладки 0/90 с начальным расслоением.....	86
5.3.2.1.	Описание конечно-элементного моделирования.....	86
5.3.2.2.	Результаты моделирования	87
5.4.	Анализ остаточных напряжений для квази-изотропной укладки	89
5.4.1.	Постановка задачи и принимаемые допущения.....	89
5.4.2.	Описание КЭМ	90
5.4.3.	Результаты моделирования	91
	Выводы по главе	94
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	97
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	99
	ПРИЛОЖЕНИЕ А	116

ВВЕДЕНИЕ

Композиты на основе полимерной матрицы (связующего), армированной волокнами, нашли широкое применение в производстве высокоответственных конструкций в тех отраслях промышленности, в которых низкий вес и высокая жесткость играют важную роль при выборе материалов. К таким отраслям традиционно относятся авиакосмическое строение, автомобилестроение, кораблестроение и энергетический сектор. Одной из проблем производства является возникновение остаточных напряжений в изделии. Такие напряжения могут приводить к повреждению материала и появлению дефектов еще на стадии изготовления [1]. При сборке конструкции могут возникнуть дополнительные монтажные напряжения, которые могут привести к снижению несущей способности или дополнительной механообработке и усложнению технологического процесса.

Актуальность работы.

В последние десятилетия внимание стало уделяться глубокому пониманию процессов, вызванных остаточными напряжениями в слоистых композитах, а именно искажению формы и возможному повреждению изделия еще на стадии его изготовления [1 – 9]. Работы в данном направлении проводились многими отечественными исследователями в том числе: Сапожниковым С.Б. [10], Афанасьевым А.В. [11], Гарифуллиным М.Ф. [12], Дмитриевым О.С. [13], Сметанниковым О.Ю. [14], Матвеевко В.П. [15], Болотиным В.В. [16]. Показано, что наличие остаточных напряжений в композитных материалах вызывает появление таких дефектов, как деламинация, коробление, а также повреждение связующего, что в свою очередь может оказывать существенное влияние на статическую и усталостную прочность созданного на их основе изделия. Несмотря на то, что возможности методов моделирования процессов, происходящих при изготовлении изделий из композитных материалов, были улучшены за последние

десятилетия, задача предсказания возникновения локализованных производственных дефектов и остаточных напряжений на этапе проектирования изделия по-прежнему не полностью решена из-за недостаточной разработки теоретической базы, большого количества входных параметров (технологического процесса и материала) и отсутствия надежной масштабируемой методики. В результате процесс изготовления крупных композитных конструкций все еще требует значительных трудозатрат, связанных с эмпирической оптимизацией.

В стандартных прочностных расчетах изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ), как правило, остаточные напряжения не учитываются. Предполагается, что они уже учтены в свойствах материала, определяемых из экспериментов. Стоит отметить, что это предположение является ошибочным, в виду того, что свойства ПКМ определяются на однонаправленных образцах, в которых остаточные напряжения минимальны. В работе [17] показано, что значения максимальных напряжений в полимеризованных/отвержденных образцах до момента приложения нагрузок близки к предельным. Таким образом, данный тип напряжений должен быть учтен при прочностном анализе.

Практический и теоретический интерес представляет вопрос распределения остаточных напряжений в областях резких изменений геометрии, в том числе и на свободной границе. Под свободной границей будем понимать свободную кромку или торец изделия. Свободная граница имеет свойство регулярной зоны в ненагруженном состоянии и свойство концентратора под действием нагрузок. Особенность напряжений в данной зоне является одним из факторов, ответственных за расслоение при воздействии на композит внешней нагрузки. Анализ напряжений на свободной границе посвящено большое количество работ как отечественных, так и зарубежных авторов [18 – 59]. Во многих исследованиях уделяется особое внимание проблеме наличия сингулярности напряжений при приложении механических и тепловых нагрузок и поиску решения упругой задачи в зоне концентратора, но при этом не учитываются остаточные напряжения. Стоит отметить, что остаточные напряжения по всему объему композита и в том числе в

зоне концентраторов образуются на стадии изготовления. Таким образом, на свободной границе, как одной из разновидностей концентраторов, существует сингулярность напряжений до момента приложения нагрузок.

Аналитическое решение, справедливое для всего композита, получить практически невозможно [22, 23]. Доступно несколько приближенных численных решений, которые описывают напряженно-деформированное состояние в области, находящейся в некотором отдалении от свободной границы [24 – 26]. Сложность анализа при численном решении, полученном при использовании только классических типов конечных элементов, заключается в наличии сингулярности напряжений.

Таким образом, вопрос, связанный с исследованием влияния остаточных напряжений, образующихся в процессе изготовления ПКМ, на распределение напряженно-деформированного состояния на свободной границе (в том числе и в зоне концентраторов напряжений) и воздействие на рост имеющихся дефектов на примере расслоения является актуальным.

Цели диссертационной работы.

Целью диссертационной работы является исследование влияния остаточных напряжений, которые возникают в процессе производства термореактивных многослойных композитов, на деформирование свободной границы посредством разработанной численной модели полимеризации ПКМ, учитывающей как кинетику процесса, так и изменения термомеханических свойств материала, связанных с переходом связующего из высокоэластичного состояния в стеклообразное.

Для достижения указанной цели поставлены и решены следующие **задачи**:

1. разработка методики определения напряжений на свободной границе композита с использованием разработанной специальной пользовательской подпрограммы для программного обеспечения ABAQUS для описания поведения

композитного материала в процессе производства, включая формование, полимеризацию, развитие остаточных напряжений и деформаций;

2. изучение характера распределения напряжений на свободной границе композита после процесса отверждения;
3. изучение влияния имеющихся остаточных напряжений в образце углерод-эпоксидного композита на такие возможные дефекты, как межслоевое расслоение;
4. оценка дальнейшего развития имеющихся дефектов (начальной трещины) в изделии из ПКМ с учетом остаточных напряжений при приложении одноосной нагрузки.

Научная новизна результатов, представленных в диссертационной работе, заключается в следующем:

1. Показано, что уже на стадии изготовления изделия из ПКМ в зоне свободной границы появляются локальные зоны, в которых связующее является существенно нагруженным. Данное явление является следствием имеющихся остаточных напряжений.
2. Продемонстрировано численное решение задач:
 - распределения остаточных напряжений в образце, в том числе и на свободной границе для укладки $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ без и с начальным расслоением
 - разрушение композита с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений в области свободной границы материала
3. Показано, что при моделировании одноосного нагружения композита учет остаточных напряжений приводит к иному механизму разрушения.

Теоретическая и практическая значимость.

Полученные результаты имеют теоретическое и прикладное значение. Практическая ценность работы состоит в возможности прогнозирования распределения остаточных напряжений и деформаций в конструкциях из ПКМ (с термореактивным связующим) как на стадии изготовления, так и при приложении нагрузки с целью уточнения прочностных расчетов. Выявлено, что остаточные напряжения на свободной границе могут являться причиной появления повреждений. Разработанная расчетная методика может быть применена для оптимизации технологического процесса производства конструкций. Полученные результаты и предложенные методики могут быть использованы в конструкторских бюро и на производствах.

Методология и методы исследования.

Решения конкретных задач производилось численно. В работе используется метод конечных элементов совместно со специальными программами, реализующими модель материала (модель, учитывающая как кинетику процесса, так и изменения термомеханических свойств материала, связанных с переходом связующего из высокоэластичного состояния в стеклообразное, модель прогрессирующего разрушения композитного материала), разработанными на языке программирования FORTRAN.

Положения, выносимые на защиту.

На защиту выносятся следующие результаты:

1. На основе проведенных исследований установлено, что при формировании свободной границы в процессе изготовления конструкций из полимерных композитных материалов вблизи свободной границы возникают напряжения, соизмеримые с разрушающими, а не только при действии силовых нагрузок, как принято считать.

2. Установлено, что области высоких остаточных напряжений у свободных границ весьма локальны и имеют размер в несколько раз меньше толщины слоя в многослойном композите и составляют до двух диаметров волокна.
3. При моделировании разрушения полимерного композитного материала в процессе нагружения установлено, что учет остаточных напряжений, возникающих в процессе изготовления элементов конструкций, может приводить к другому механизму разрушения. Одной из характерных особенностей является образование трещин, ориентированных вдоль направления приложения нагрузки.
4. Установлено, что при разрезании отвержденного образца из полимерного композитного материала с начальным расслоением, расположенным на границе слоев, расчетные значения затрат энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига (G_I , G_{II}) существенно меньше предельных значений (G_{Ic} , G_{IIc}). Это означает, что дальнейший рост межслоевой трещины при этом не происходит.

Достоверность полученных результатов.

Достоверность результатов диссертационной работы обеспечена выбором известных численных методов (метод конечных элементов) для решения краевых задач механики деформируемого твердого тела, а также классических методов механики сплошных сред, применимость которых к данному типу задач хорошо исследована и подтверждена. Достоверность подтверждается также совпадением результатов расчетов, полученных соискателем, с результатами экспериментальных исследований и численных решений других авторов как качественно, так и количественно.

Апробация работы.

Основные результаты, полученные в диссертации, докладывались и обсуждались на следующих научных семинарах, международных и региональных конференциях:

1. научно-исследовательский семинар кафедры теории пластичности механико-математического факультета МГУ имени М.В. Ломоносова под руководством д.ф.-м.н., проф., члена-корр. РАН Е.В. Ломакина (2021 г.).
2. научно-исследовательский семинар Института механики сплошных сред УРО РАН под руководством д-ра техн. наук, проф., академика РАН В.П. Матвеевко (2021 г.).
3. научно-исследовательский семинар кафедры механики композитов механико-математического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова под руководством д.ф.-м.н., проф. В.И. Горбачева (2022 г.).
4. научно-исследовательский семинар кафедры теории упругости механико-математического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова под руководством д.ф.-м.н., проф. Д.В. Георгиевского (2022 г.).
5. XXX Всероссийская школа-конференция "МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУКАХ" (Пермь, 6-9 октября 2021).
6. XXIX Всероссийская школа-конференция "МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУКАХ" (Пермь, 7-10 октября 2020).
7. XVII Международная конференция СУПЕРВЫЧИСЛЕНИЯ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ (Саров, 15-19 октября 2019).
8. XXI Зимняя школа по механике сплошных сред (Пермь, 18-22 февраля 2019).
9. 25th International Conference on Fracture and Structural Integrity (Катания, Италия, Июнь 12-14, 2019).
10. 18th European conference on composite materials (Афины, Греция, 24-28 июня 2018).

11. Международная конференция «Инженерные системы – 2018» (Москва, 10 апреля 2018).

Публикации автора по теме диссертации.

Результаты исследований по теме диссертационной работы отражены в 11 публикациях. Из них 4 статьи [50, 52, 54, 55] опубликованы в рецензируемых журналах, индексируемых в международных базах Web Of Science, Scopus и RSCI, 5 статей [51, 53, 56-58] изданы в сборниках трудов международных конференций, индексируемых в международных базах Web of Science, Scopus, 1 статья [59] опубликована в журнале, входящем в список ВАК.

Личный вклад.

Автор принимал активное участие в постановке научных задач, построении конечно-элементных моделей, анализе полученных результатов и подготовке научных статей. Непосредственная адаптация модели материала (модель CHILE) применительно к композиту AS4/8552 и реализация модели посредством создания пользовательской подпрограммы на языке FORTRAN является основополагающей заслугой соискателя. При исследовании поведения композитного материала под действием силовых нагрузок была использована модель разрушения, предложенная Е.В. Ломакиным и Б.Н. Федуловым, а также пользовательская подпрограмма Б.Н. Федулова и А.Н. Федоренко. Конечно-элементные модели были сделаны совместно с Б.Н. Федуловым, в частности, ячейка периодичности для образца с квазиизотропной укладкой и модель образца с начальным расслоением.

Автор выражает благодарность научному руководителю, доктору физико-математических наук, Федулову Борису Никитовичу и доктору физико-математических наук, члену-корреспонденту РАН, профессору, Евгению Викторовичу Ломакину за поддержку, многочисленные консультации по выполнению работы.

Работа посвящается Учителю ФМШ №146 г. Перми – *Сергею Евгеньевичу Полянскому.*

ГЛАВА 1. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

В данной главе используются результаты работ [49 – 59].

В Главе 1 приведен краткий обзор технологий, применяемых при производстве изделий из слоистых ПКМ, рассмотрены проблемы, связанные с остаточными напряжениями, механизмы их возникновения и способы прогнозирования посредством моделирования. Также приведен обзор существующих экспериментальных методов определения остаточных напряжений/деформаций в изделиях из ПКМ. Показано, что натурное определение остаточных деформаций в ПКМ является сложной задачей ввиду как технической сложности реализации, так и ограничения применимости.

Показано, что задача моделирования поведения материала в процессе производства изделия из ПКМ сводится к 2 подзадачам – термохимическому моделированию и механическому моделированию. Представлены модели, определяющие термические, химические и механические явления, наблюдаемые в процессе изготовления изделий из композитных материалов. В главе подробно рассмотрен вопрос, связанный с термохимическим (кинетика полимеризации) и термомеханическим моделированием связующего. Приводится обзор и описание микромеханических подходов к вычислению свойств композита в процессе его изготовления при известных свойствах связующего и наполнителя.

1.1. Обзор технологий изготовления изделий из слоистых ПКМ

Существуют различные вариации базового процесса получения композиционных материалов (технологии) [60], например, автоклавное формование, компрессионное прессование (формование), инфузия, пултрузия, намотка, трансферное формование (RTM), трансферное формование с помощью вакуума (VARTM) и другие.

В процессе изготовления изделий из композиционных материалов волокнистый материал формируется по заданной форме и пропитывается жидким полимерным связующим (матрицей). В качестве матрицы обычно используется жидкий реакционноспособный полимер, например, термореактивная эпоксидная или полиэфирная смола. В процессе формообразования жидкий полимер наносится на волокно и затем затвердевает до формирования твердой композиции из исходных материалов, напоминающей геометрию формообразующей оснастки. Этот процесс называют отверждением.

Основной акцент в данной работе сделан на процесс автоклавного формования (рисунок 1.1) [61] и инфузии (рисунок 1.2) [62] в виду того, что именно эти технологии применяются для создания высокоответственных изделий, имеющих большие габариты, нетривиальную геометрию и работающие в условиях сложного нагружения.

Суть метода автоклавного формования заключается в отверждении предварительно выложенных на форме препрегов или многослойных пакетов из препрега в камере автоклава под избыточным давлением и температуре. Процесс можно разделить на три основных этапа. На первом этапе происходит выкладка на форме необходимого числа слоев препрега. На втором этапе при повышенном давлении и температуре в камере автоклава проводится отверждение. На третьем заключительном этапе осуществляют охлаждение до комнатной температуры отвержденного изделия, а также его очистку (зачистку) и снятия с формы.

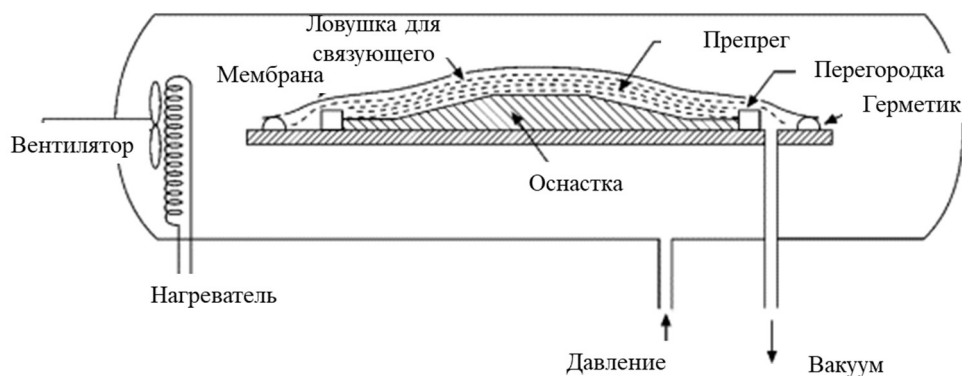


Рисунок 1.1 – Процесс автоклавного формования

Вакуумная инфузия представляет собой технологию получения изделий из слоистых ПКМ посредством осуществления пропитки связующим выложенной на форме заготовки из армирующих материалов с помощью вакуума, возникающего между окружающей средой и загерметизированной формой.



Рисунок 1.2 – Процесс вакуумной инфузии

1.2. Механизмы возникновения остаточных напряжений и деформаций в ПКМ.

В процессе изготовления конечная форма изделий из ПКМ может искажаться и не совпасть с теоретическим контуром под воздействием образующихся остаточных деформаций. Эти деформации являются следствием образовавшихся нерелаксировавших технологических остаточных напряжений. Под технологическими остаточными напряжениями в ПКМ (далее остаточные напряжения) будем понимать напряжения, возникшие в композитном изделии в процессе его производства, в частности на стадии отверждения. Отверждение ПКМ связано с переходом содержащегося в нем связующего из высокоэластического состояния (для аморфного сшитого полимера)/вязкотекучего состояния (для аморфного несшитого полимера) в стеклообразное под действием температуры. Данный процесс в литературе упоминается под названием «стеклование». Погрешность в геометрии готового изделия из ПКМ также может быть

обусловлена укладкой, оснасткой, материалом, параметрами технологического процесса и др. Сборка изделий из ПКМ может стать проблематичной и требовать затрат времени. Неоднородное распределение остаточных напряжений может также вызывать появление трещин в связующим и межслоевое расслоение. Таким образом, проблема предсказания НДС в изделии из ПКМ в процессе производства является весьма трудной задачей и требует применения многопараметрического моделирования. Для создания моделей необходимо понимание механизмов образования остаточных напряжений. Существует большое количество исследовательских работ, как зарубежных, так и российских научных коллективов, посвященных проблемам, связанным с изучением природы образования, измерения и предсказательного моделирования данных напряжений в изделиях, получаемых посредством различных технологических процессов, посредством аналитических и численных подходов [42, 49 – 73]. Баран (Baran) в работе [74] привел литературный обзор существующих подходов к моделированию механического состояния ПКМ для различных технологических процессов.

Природа появления остаточных напряжений в ПКМ отчасти схожа с остаточными напряжениями в металлических сплавах. Как и в металлах, остаточные напряжения в ПКМ могут образовываться из-за градиента температур. Но в отличие от традиционных конструкционных материалов, главным фактором образования остаточных напряжений в ПКМ является анизотропия свойств. Остаточные напряжения в ПКМ можно разграничить по принципу места их образования. Остаточные напряжения на микроуровне образуются между матрицей (связующим) и волокном в виду несоответствия значений их КЛТР, химической усадки связующего в процессе полимеризации/отверждения и влагопоглощения. Стоит отметить, что эти напряжения не вызывают коробление ламината, хотя и отрицательно влияют на прочность ламината в виду образования трещин в матрице (связующем). Остаточные напряжения, образующиеся на макроуровне (на уровне ламината), вызывают деформирование и как следствие отклонение размеров изделия из ПКМ. Данный тип напряжений возникает в виду анизотропии свойств отдельных слоев и сдерживающего влияния оснастки.

Остаточные напряжения также можно разграничить по возможности их обратимости. Термоэластичные остаточные напряжения могут быть нивелированы посредством нагрева полученного изделия из ПКМ до температуры стеклования связующего (характерно для ПКМ на основе термопластичного связующего). Под температурой стеклования будем понимать температуру, при которой осуществляется переход полимера из «жидкого» состояния в твердое (застеклованное) состояние. Данные напряжения образуются в виду различия уровня тепловых деформаций в плоскости изделия и по его толщине. Нетермоэластичные остаточные напряжения необратимы. Механизм их образования сложен и обусловлен химической усадкой связующего, взаимодействием между оснасткой и получаемым изделием, степенью отверждения по толщине, градиентом объемной долей связующего.

Рассмотрим более детально факторы, влияющие на образование остаточных напряжений.

Напряжения и деформации теплового происхождения

В виду того, что технологический процесс изготовления ПКМ изделия происходит при повышенных температурах (внешний нагрев и внутреннее тепловыделение в процессе экзотермической реакции полимеризации) происходят различные термические явления, приводящие к образованию и накоплению напряжений теплового происхождения.

Более высокое значение коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР) связующего по отношению к КЛТР армирующего волокна вызывает появление остаточных напряжений на микро и макроуровне. Таким образом имеет место выраженная термическая анизотропия. На микроуровне (на уровне связующего/волокна) образуются микродеформации, обусловленные ортотропным расширением волокна. Эти деформации не приводят к существенному деформированию на макроуровне (на уровне ламината), поскольку возникают в локальном масштабе и их деформирующее воздействие усредняется по большему

объему материала. На макроуровне происходит образование деформаций в виду того, что в направлении армирования волокна образуют препятствие к свободной усадке более податливой матрицы в процессе охлаждения. Связующее в процессе отверждения приобретает конечную жесткость и в нем наблюдаются растягивающие напряжения (в волокнах напряжения сжатия), которые могут приводить к появлению трещин.

На макроуровне различия в характере межслоевого расширения в продольном и поперечном направлениях могут приводить к возникновению напряжений в плоскости выкладки, например, в ламинатах с несбалансированной несимметричной структурой. Такие напряжения могут приводить к короблению плоских пластин и становиться причиной скручивания ламинатов с разнонаправленной укладкой слоев. В случае пластин, в ламинатах с симметричной сбалансированной укладкой не будут наблюдаться нормальные сдвиговые деформации при отсутствии влияния оснастки (будут нивелированы симметрией). Стоит отметить, что значение коэффициента линейного теплового расширения (КЛТР) и деформаций ламината вдоль направления армирования намного меньше значений по толщине, а также по сравнению с значением КЛТР в трансверсальном направлении в случае однонаправленных композитах.

Для термореактивных смол характерно отличие значения КЛТР в не отверждённом состоянии по отношению к КЛТР в отвержденном состоянии (стекловидном) в 2–3 раза. Обычно изделие из ПКМ подвергается нагреванию и охлаждению в течение цикла отверждения. Возникающие температурные перепады приводят к возникновению градиентов по толщине ламината. В случае композитных ламинатов большой толщины или при использовании формообразующей оснастки с плохой теплопередачей большие градиенты могут способствовать накоплению остаточных напряжений и деформаций.

Напряжения и деформации химического происхождения

Фазовое состояние аморфного полимера является одним и тем же для различных физических состояний – стеклообразное, высокоэластичное, вязкотекучее. Полимер находится в жидкой термодинамической фазе. Жидкому фазовому состоянию соответствуют два агрегатных состояния – жидкое (расплав) и твердое (стеклообразное). Переход связующего из условно жидкого (неотвержденного) состояния в «застеклованное» (отвержденное) является основной причиной усадки термореактивных смол перед охлаждением ПКМ до комнатной температуры. Для перехода характерна плавность процессов. В термореактивных полимерах «жидкая» смола превращается в хрупкое твердое вещество за счет «сшивания» химических молекул-мономеров. Происходит увеличение плотности и уменьшение объема. Как известно, эпоксидные смолы демонстрируют полную объемную усадку при отверждении порядка 2–7 % [75], в то время как для стандартных ненасыщенных полиэфирных смол полная объемная усадка составляет от 7 до 10 % [76]. Химическая усадка связующего происходит только в процессе полимеризации и прекращается сразу после его завершения. Величина химической усадки ПКМ варьируется как в плоскости армирования, так и по толщине изделия ввиду создаваемого волокнами сопротивления. Деформации, возникающие вследствие химической усадки связующего, в поперечном направлении намного больше по сравнению с деформациями вдоль направления волокон. Таким образом, влияние химической усадки на остаточные напряжения и деформации схоже с влиянием термического сжатия и может быть проанализирована аналогичным образом.

Влияние взаимодействий между изделием и оснасткой

В процессе термической нагрузки и давления между пресс-формой и размещенным на ней изделием из ПКМ возникает сдвиговое взаимодействие из-за несоответствия их КЛТР. Поскольку это происходит до того момента, когда модуль упругости связующего существенно возрастет, модуль сдвига композитной детали остается относительно низким. Сдвиг происходит на границе раздела пресс-форма-

деталь, поэтому области изделия из ПКМ, не взаимодействующие с оснасткой, не испытывают этого (сдвигового) взаимодействия. Это приводит к неравномерному распределению напряжений в процессе отверждения связующего. Напряжения вызывают изгибающие моменты при снятии изготавливаемого изделия с оснастки, что в свою очередь приводит к искажению формы – короблению. Данный эффект вызывает трудности при дальнейшей сборке конструкций из ПКМ. Взаимодействие инструмента и изделия, возникающее из-за ограничений инструмента, является внешним источником остаточных напряжений и деформаций формы. И наоборот, считается, что термическая анизотропия и усадка при отверждении обусловлены внутренними свойствами самого композитного материала.

Прочие факторы

В процессе теплопереноса возникают температурные градиенты, которые приводят к дифференциальной полимеризации/дифференциальному отверждению, усадке и изменению модуля упругости связующего в направлении сквозной толщины и появлению остаточных напряжений. Для тонкостенных деталей градиенты температуры по толщине очень малы и ими можно пренебречь, но для более толстых деталей интенсивное тепловыделение в сочетании с более низкой теплопроводностью композита может привести к значительному температурному градиенту и градиенту степени отверждения, что является причиной возникновения остаточных напряжений [73]. Эволюция макроскопических остаточных напряжений в плоскости ламината, возникающих ввиду градиентов температур и степени отверждения, была исследована для толстостенных ПКМ с терморезистивным связующим в работах [74 – 76].

Как известно, в композитных ламинатах в процессе пропитки в результате захвата воздуха и других летучих веществ возникают пустоты. Хотя механизмы формирования пустот еще не полностью ясны [77], их влияние является хорошо известным. Пустоты негативно влияют на прочность и усталостный ресурс конструкций, изготовленных из композиционных ламинатов [78], [79]. Поскольку

пустоты имеют явное влияние на механические характеристики композиционных материалов и объемные доли составляющих материалов, их наличие в композите косвенно влияет на накопление остаточных напряжений и коробление изделия.

Стоит отметить, что при изготовлении изделий сложной формы на этапе выкладки слоев препрега зачастую наблюдается сморщивание или коробление слоев в зонах, имеющих резкое изменение геометрии. Образующиеся складки отрицательно сказываются на прочности композитных деталей [80] и напрямую влияют на величину деформации после отверждения и величину остаточных напряжений [81]. Устранение складок - сложная задача, особенно для изделий, имеющих вогнутые участки.

Помимо указанных выше факторов, неоднородное распределение волокна и матрицы в изделии, к которому предрасположены изделия сложной геометрии, также могут оказывать значительное влияние на распределение НДС в изделии из ПКМ. Это связано с различием значений КЛТР в локальных частях композитной укладки в виду возникновения градиента объемной доли волокна внутри ламината. Неравномерное распределение объемной доли волокна в свою очередь зависит от характера пропитки. Низкое значение КЛТР на верхней стороне ламината приводит к меньшей усадке по сравнению с нижней в процессе охлаждения. Такое несимметричное поведение вызывает коробление плоских деталей.

Сводная информация по факторам, влияющим на образование в ПКМ остаточных напряжений, представлена в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Сводная информация по факторам, вызывающим остаточные напряжения и деформации в ПКМ

№ пп	Фактор	Уровень образования		Источник
		Микро	Макро	
1	Анизотропия термо-механических свойств	+	+	*-[73,82,84 – 86] **-[87, 88]
2	Химическая усадка в процессе полимеризации связующего	+		*-[73,82,84 – 86] **-[87, 88]
3	Влияние оснастки		+	*-[73,82 – 84 , 89 – 93] **-[-]
4	Текучесть и уплотнение смолы		+	*-[81,82] **-[-]
5	Смятие волокна		+	*-[81] **-[-]
6	Температурный градиент		+	*-[75, 93] **-[87, 88]

*-Автоклавное формование

** - Вакуумная инфузия

1.3.Распределение напряжений на свободной границе

Явление концентрации напряжений в композитных материалах объединяет широкий класс задач. Хорошо известной проблемой данного класса является задача о распределении напряжений на свободной торцевой границе слоистого композита (эффект свободного края в композитных ламинатах). Данный эффект заключается в появлении локальных зон сингулярности напряжений, которые вызваны скачкообразным изменением свойств материала на границах раздела между двумя разнородными слоями в слоистых композитах. Для данного явления характерно то, что его невозможно объяснить только с помощью двумерной теории, такой как классическая ламинатная теория. В работах [27] показано, что данный эффект в композитах имеет трехмерную природу и, в основном, вызван послойным прерывистым изменением сдвиговых свойств.

Аналізу напряжений на свободном границе посвящено большое количество работ как отечественных, так и зарубежных авторов [28]. Исследования направлены на поиск точного решения в «особой» зоне при приложении механических и тепловых нагрузок. Поскольку точное аналитическое решение

описывающей системы дифференциальных уравнений неизвестно, было опубликовано несколько приближенных анализов с использованием самых разных подходов. Первые аналитические исследования были проведены Хаяси (Hayashi) [35] и Пуппо (Puppo) совместно с Эвансеном (Evensen) [36] в 1967 и 1970 годах соответственно. Ламинат рассматривался как двухслойная структура, состоящая из анизотропных слоев и адгезионного слоя, который передает только межслойные напряжения сдвига. Пайпс (Pipes) совместно с Пагано (Pagano) [37] в 1970 г. одни из первых опубликовали численное решение. В [38] они исследовали симметричные слоистые материалы с угловым слоем при одноосном растяжении путем аппроксимации поля смещения с помощью ряда Фурье. На основании исследования сходимости решения Пайпс (Pipes) совместно с Пагано (Pagano) предположили существование сингулярности для межслойного напряжения сдвига на свободной границе многослойных материалов. Сю (Hsu) и Геракович (Herakovich) в работе [39] исследовали эффекты на свободной границе, допуская поля смещения края в форме тригонометрических и экспоненциальных членов. Касапоглу (Kassapoglou) совместно с Легаче (Lagace) [40] применили метод баланса сил для оценки концентрации напряжений на свободной границе в слоистых конструкциях. Тахани (Tahani) и Нозиер (Nosier) [41] в 2003 году использовали послойный C-непрерывный подход на основе смещения с линейной интерполяцией между функциями смещения на границах раздела слоистых материалов с поперечным слоем при механической и термической нагрузке. Стоит отметить, что в литературе не представлены работы, в которых при анализе НДС на свободной границе ПКМ учитывались остаточные напряжения. Хотя в работе [43] показано, что микро-трещины на свободной границе ПКМ могут образовываться еще на стадии производства до приложения нагрузки.

Помимо аналитического решения задачи определения поля напряжений на свободной границе существует большое количество работ, посвященных численному решению посредством конечно-элементного моделирования. В работах [44,45] использовались стандартные конечные элементы, в работах [46 – 48] элементы специального назначения. Авторы [44 – 48,52,54,58] отмечают

высокую чувствительность результатов конечно-элементного расчета в зависимости от качества конечно-элементной сетки.

Несмотря на то, что особый интерес представляет характер поведения локальных асимптотических напряжений, следует также отметить, что математическое возникновение сингулярных напряжений является следствием идеализированных и упрощающих основополагающих допущений в рамках теории линейной упругости. В реальных слоистых структурах всегда присутствуют адгезионные переходные слои из связующего материала между двумя армированными волокнами слоями. Предполагается, что такие переходные зоны уменьшают локальные скачки напряжений на свободной границе. Кроме того, сингулярные поля напряжений на свободной границе обычно ограничиваются относительно небольшой пограничной областью. В таком небольшом регионе концепция слоистого материала как однородного тела на мезоскопическом уровне не обязательно выполняется из-за существующей реальной неоднородности материала, поскольку повреждение и пластическое поведение материала на микромасштабном уровне могут быть дополнительными факторами, которые могут уменьшить критичность полей сингулярных напряжений.

Можно констатировать, что все еще остается немало открытых вопросов, касающихся полей напряжений на свободной границе и связанных с ними оценок для реальных значений. Также важным является тот факт, что в опубликованных работах остаточные напряжения, образующиеся на стадии изготовления ПКМ, не учитывались при анализе зон концентраторов, в том числе и на свободной границе как до, так и в процессе нагружения.

1.4. Математические модели поведения ПКМ в процессе производства

1.4.1. Термохимическое моделирование поведения связующего

При термохимическом моделировании необходим учет как кинетики полимеризации связующего, так и аспектов теплопередачи в самом ПКМ изделии и в системе изделие-оснастка-окружающая среда.

Основным определяющим уравнением для расчета изменения температур является уравнение Фурье, которое приведено в формуле (1.1) [94,95].

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{Q} \quad (1.1)$$

где T – температура; t – время; x, y, z – представляют собой пространственные координаты в декартовой системе координат; \dot{Q} – скорость внутреннего объемного тепловыделения, происходящего в процессе фазовых переходов в смоле; ρ, C_p, λ_i – соответственно эффективные плотность, удельная теплоемкость, и теплопроводность композиционного материала.

Процесс перехода связующего из не отверждённого состояния в отвержденное сопровождается выделением тепла. Скорость внутреннего объемного тепловыделения может быть определена по формуле (1.2).

$$\dot{Q} = \rho_r H_\Sigma \frac{d\alpha}{dt} (1 - V_f) \quad (1.2)$$

где ρ_r – плотность связующего; H_Σ – полной энтальпией реакции; $\frac{d\alpha}{dt}$ – скорость изменения степени полимеризации, V_f – объемное содержание волокна.

Для описания кинетики отверждения полимеров используют кинетические модели. Полимеризация полимера – процесс образования высокомолекулярного вещества (полимера) из молекул низкомолекулярного вещества (мономера, олигомера) под воздействием внешних факторов. Степень полимеризации является условной величиной, измеряемой в пределах от 0 до 1, которая характеризует объемное отношение между полностью полимеризованными областями к общему объему смолы. От степени полимеризации зависят многие механические свойства полимера. Кинетика роста степени полимеризации материала довольно проработана и её теоретическое описание является, по-видимому, устоявшимся [96]. В процессах переработки композиционных материалов скорость изменения степени полимеризации обычно предполагается пропорциональной скорости изменения теплового потока (dH/dt) и выражается следующим образом

$$\frac{d\alpha}{dt} = \frac{1}{H_{\Sigma}} \cdot \frac{dH}{dt} \quad (1.3)$$

где H – тепловой поток; E_{Σ} – суммарный тепловой поток в течение реакции полимеризации; α – степень полимеризации связующего.

В литературе для описания реакционной способности смолы при отверждении представлены различные кинетические модели [97 – 101]. Как правило, в большинстве моделей, описывающих кинетику полимеризации, используются уравнения аррениусовского типа. Примером может служить хорошо известная полуэмпирическая автокаталитическая модель [102], выражаемая следующим образом:

$$R_r(\alpha, T) = \frac{d\alpha}{dt} = A_0 \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) \alpha^m (1 - \alpha)^n \quad (1.4)$$

где R_r – скорость полимеризации; A_0 – константа (предэкспоненциальный множитель); E_a – энергия активации; R – универсальная газовая постоянная; m и n – порядки реакции (кинетические экспоненты).

С другой стороны, модели отверждения, где m равняется 0, подходят для описания эпоксидных систем, поскольку они не подвержены автокатализу. Таким образом, выражение для скорости полимеризации имеет следующий вид:

$$R_r(\alpha, T) = \frac{d\alpha}{dt} = A_0 \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) (1 - \alpha)^n \quad (1.5)$$

1.4.2. Механическое моделирование поведения связующего

Для моделирования поведения ПКМ в технологическом цикле помимо получения определяющих уравнений кинетики полимеризации, также необходимо определить зависимости между напряжениями и деформациями в композиционном материале в процессе отверждения. Поскольку механические свойства армирующих волокон остаются практически неизменными в процессе отверждения ПКМ [103], основной акцент делается на моделировании поведения

материала матрицы. В работе [70] и работе [49] приведен литературный обзор и сравнительный анализ существующих подходов к моделированию механического состояния ПКМ для различных технологических процессов соответственно. Наибольшее применение и распространение нашли следующие подходы к моделированию механического состояния связующего (а) *линейно-упругий подход*, (б) *общий вязкоупругий подход*, (в) *модель Сванберга*, (г) *модель (CHILE)*. Данные модели определяют зависимости между напряжениями и деформациями в процессе отверждения в зависимости от степени отверждения. Сводная информация по статьям, посвященным описанию моделей ПКМ и предсказания уровня остаточных напряжений и искажения формы изделий, представлена в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Статьи, посвященные описанию моделей ПКМ и предсказанию уровня остаточных напряжений и искажения формы изделий

Технология	Модели материала							
	Линейно-упругая		Вязко-упругая					
			<i>Вязко-упругая (общий подход)</i>		<i>Модель Сванберга</i>		<i>Модель CHILE</i>	
	$\sigma_{ост}$	Искажение геометрии	$\sigma_{ост}$	Искажение геометрии	$\sigma_{ост}$	Искажение геометрии	$\sigma_{ост}$	Искажение геометрии
Автоклавное формование	[70, 104, 105]		[85, 107]	[89, 92, 107]	[-]	[-]	[104, 105]	[73,82,83 84, 106]
Вакуумная инфузия			[87, 109]	[87, 109]	[87, 109]	[87, 109]	[87, 109]	[84, 106]

Линейно-упругий подход

Несмотря на тот факт, что составляющая матрицу смола, как известно, демонстрирует вязкоупругое механическое поведение в течение большей части процесса переработки (и композиционный материал, следовательно, также будет демонстрировать вязкоупругое поведение в направлениях, определяемых в наибольшей степени матрицей), в большинстве работ, посвященных анализу вызванных процессом напряжений, используются упрощенные упругие модели

состояния [70], [104], [105]. Данный подход к механическому моделированию поведения материала удобен для применения при численном решении задач.

Модель линейного упругого упрочнения отражает изменение жесткости связующего при переходе из одного состояния в другое по линейному закону в зависимости от степени полимеризации. Имеется в виду упрочнение, связанное с ростом степени полимеризации.

$$E_r = (1 - \alpha) \cdot E_r^0 + \alpha \cdot E_r^\infty + \gamma \cdot \alpha \cdot (1 - \alpha) \cdot (E_r^\infty - E_r^0) \quad (1.6)$$

$$\alpha = \frac{\alpha - \alpha^{\text{гел}}}{\alpha^{\text{диф}} - \alpha^{\text{гел}}} \quad (1.7)$$

В приведенных выше уравнениях: E_r^0 и E_r^∞ – зависящие от температуры модули упругости неотвержденного и полностью отвержденного связующего соответственно. Константы $\alpha^{\text{гел}}$ и $\alpha^{\text{диф}}$ представляют границы отверждения, в пределах которых происходит развитие модуля упругости связующего, и, в большинстве случаев, приблизительно соответствующие степени отверждения при гелеобразовании и стекловании. Константа γ является весовым коэффициентом. Увеличение γ соответствует более быстрому увеличению модуля упругости при более низких значениях степени отверждения [70].

Вязко-упругий подход

Линейно-упругий подход реалистично описывает только переход «вязкая смола-твердая смола», а не переход «твердая смола - вязкая смола», что, в свою очередь, приводит к неточностям результатов моделирования. Линейная изотропная вязкоупругость точно описывает как поведение непосредственно только смолы, так и композитов на ее основе во время отверждения. Однако, по сравнению с более простыми упругими моделями, вязко-упругие модели материала имеют недостатки, связанные с высокими требованиями к вычислительным ресурсам и использованием большого количества переменных состояния

материала (свойств материала). Вязкоупругие модели состояния в литературных источниках обычно представлены в интегральной форме [87], [111].

Связь между напряжениями и деформациями представлена в виде уравнения (1.8).

$$\sigma_{ij} = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau), \tau) \cdot \dot{\varepsilon}_{kl} d\tau = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau), \tau) d\varepsilon_{kl} \quad (1.8)$$

где σ_{ij} – напряжения, возникающие в связующем; ε_{kl} – деформации, возникающие в связующем; C_{ijkl} – матрица жесткости связующего; $\alpha(\tau)$ – степень полимеризации связующего; τ – время.

При исследовании поведения эпоксидных смол (изотропный материал), моделирование релаксационного модуля E_r может быть выполнено путем представления Уикертовской модели стандартного линейного твердого тела [110] с помощью рядов Прони (Prony), согласно выражения (1.9) [112].

$$E_r(\alpha, T, t) = E_r^{\text{рел}} + (E_r^{\text{рел}} - E_r^{\text{нерел}}) \sum_i^n w_i \exp \left[\frac{-\xi(\alpha, T)}{\tau(\alpha)} \right] \quad (1.9)$$

где $E_r^{\text{рел}}$ – модуль упругости связующего в полностью релаксированном состоянии; $E_r^{\text{нерел}}$ – модуль упругости в нерелаксированном состоянии; α – степень полимеризации; w_i – весовые коэффициенты аппроксимации; τ_i – значения времени релаксации; n – число максвелловских упруго-вязких элементов в ряду.

Использование вязкоупругой модели Уикерта является допустимым, поскольку термореактивные полимеры демонстрируют ограниченность релаксации напряжений, обусловленную наличием неразрушаемых поперечных связей в полимерной структуре, в модели, представленной линейно-упругим элементом.

При необходимости реализации рассмотренных выше интегральных выражений в рамках конечно-элементной модели для каждого шага интегрирования во времени потребуются весьма значительные вычислительные

ресурсы. Однако в научной литературе можно найти рекуррентные формулировки вязкоупругих моделей, разработанные для численной реализации [113]. Эти рекуррентные формулировки представляют собой более эффективный подход, предполагающий сохранение переменных состояния только для предыдущего временного интервала, в отличие от пересчета за весь временной промежуток для каждого нового приращения.

Модель Сванберга

В работе Сванберга (Svanberg) [103] был предложен компромиссный вариант между упругой и вязкоупругой моделями состояния. основополагающая идея метода заключается в постоянной оценке состояния материала матрицы, в зависимости от температуры стеклования матрицы T_g и температуры отверждения. В данном подходе зависимость жесткости связующего от скорости отверждения заменяется зависимостью от температуры и степени отверждения, учитывающей историю поведения материала.

Предполагается, что в течение релаксации процессы происходят за короткий промежуток времени при температуре выше температуры стеклования и вязкость смолы в вязком состоянии стремится к нулю. При температурах ниже температуры стеклования релаксация не происходит и вязкость стремится к бесконечности.

Соотношение для напряжений представляется следующим образом:

$$\sigma_{ij} = \begin{cases} C_{ijkl}^r \cdot \varepsilon_{kl}^{\text{Mex}}, & T < T_g, \eta_m \rightarrow \infty \\ C_{ijkl}^g \cdot (\varepsilon_{kl}^{\text{Mex}} - \varepsilon_{kl}^{\text{Mex}}(t_{tr})) + \sigma_{ij}(t_{tr}), & T \geq T_g, \eta_m \rightarrow 0 \end{cases} \quad (1.10)$$

где σ_{ij} – напряжение, ε_{kl} – «механическая» составляющая деформаций [114], C_{ijkl}^r и C_{ijkl}^g матрицы жесткости связующего (тензор модулей упругости) в резиноподобном (не отвержденном) и в стекловидном состоянии (отвержденном) соответственно, t_{tr} – время последнего перехода из не отвержденного в отвержденное состояние.

Преимуществами модели является возможность моделирования релаксации напряжений в процессах отверждения, протекающих при повышенных температурах (например, в случае доотверждения), с помощью переменной предыдущего состояния без необходимости трудоемких исследований по определению механических характеристик вязкоупругого материала.

Модель CHILE

Богетти (Bogetti) и Гиллеспи (Gillespie) [93] предложили вариант квазилинейной вязко-упругой модели, учитывающий зависимость жесткости связующего от температуры. Рассматриваемая модель поведения связующего в литературе также известна как мгновенная линейно-упругая модель (CHILE). Значение модуля упругости связующего, согласно данной модели, может быть вычислено по формуле (1.11). Модель предполагает, что в окрестности температуры стеклования упругие модули изменяются линейно, в то время как в полностью резиноподобном и стеклообразном состояниях они постоянны. Основным эффектом от включения в модель температурной зависимости стала возможность моделировать размягчение материала при повышенных температурах.

$$E_r(T^*) = \begin{cases} E_r^0, & T^* < T_{C1} \\ E_r^0 + \frac{T^* - T_{C1}}{T_{C2} - T_{C1}} (E_r^\infty - E_r^0), & T_{C1} \leq T^* \leq T_{C2} \\ E_r^\infty, & T^* > T_{C2} \end{cases}, \quad (1.11)$$

$$T^* = T_g(\alpha) - T.$$

где E_r^0, E_r^∞ – модуль упругости неотвержденной и полностью отвержденной смолы соответственно; T_{C1}, T_{C2} – параметры материала.

Температура стеклования связана со степенью полимеризации и может быть найдена по уравнению ДиБендетто (DiBenedetto) [70]:

$$T_g(\alpha) = T_{g0} + \frac{\lambda\alpha(T_{g\infty} - T_{g0})}{1 - (1 - \lambda)\alpha}, \quad (1.12)$$

где $T_{g0}, T_{g\infty}$ – температуры стеклования для не отверждённого и полностью отвержденного состояния соответственно; λ - константа материала, определяемая экспериментально; α – степень полимеризации, значения которой лежат в промежутке $[0,1]$ (0 – не отвержденное и 1 – полностью отвержденное связующее).

Напряжения, возникающие в связующем в процессе отверждения, могут быть представлены согласно выражению (1.13). Зависимостью мгновенного модуля связующего от времени можно пренебречь в виду длительности по времени процесса отверждения.

$$\sigma_{ij} = \int_t \dot{\sigma}_{ij} d\tau = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau), \tau) \cdot \dot{\varepsilon}_{kl} d\tau = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau)) \cdot \dot{\varepsilon}_{kl} d\tau$$

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl}(T(t), \alpha(t)) \dot{\varepsilon}_{kl} \quad (1.13)$$

где σ_{ij} – напряжения, возникающие в связующем; ε_{kl} – деформации, возникающие в связующем; C_{ijkl} – матрица жесткости связующего; $\alpha(t)$ – степень полимеризации связующего; t – время.

Стоит отметить, что согласно выражению (1.13), модель имеет гипоупругий тип соотношений (1.14), предложенный В.В. Болотиным для твердеющих сред [16].

$$\dot{\sigma}_{ij} = \mathbf{H} \cdot (\dot{\varepsilon}_{ij} - \dot{\theta}_{ij}) \quad (1.14)$$

где $\dot{\sigma}_{ij}$ – скорость изменения напряжений; $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – скорость механических деформаций; $\dot{\theta}_{ij}$ – скорость структурных деформаций; \mathbf{H} – оператор гиповязкоупругости.

Рассмотренный выше подход представляет собой простой метод прогнозирования вызванных процессом отверждения напряжений и деформаций. Однако, поскольку большинство механических свойств после полного отверждения смолы принимаются постоянными независимо от времени и температуры, данный подход можно считать приближением к верхнему пределу

при прогнозировании вызванных процессом переработки напряжений, так как релаксация напряжений в полимерной матрице не учитывается. Кроме того, в качестве значений параметров материала используются значения, полученные по результатам испытаний на упругость, выполняемых при комнатной температуре. Таким образом, завышенные значения напряжений являются распространенной проблемой в этом случае [70]. Несмотря на указанные выше недостатки, данный подход получил широкое распространение при описании поведения термореактивных ПКМ в виду простоты реализации и удовлетворительных результатах сходимости с экспериментом [12, 70].

1.4.3. Определение эффективных свойств и деформаций в ПКМ

Для работы с произвольными укладками композита необходимо от свойств связующего и волокон перейти к макромеханическим свойствам материала (композита). Для определения микромеханического поведения ПКМ существует большое количество различных подходов, таких, как, методы механики самосогласованного поля (SCFM) [115], правило аддитивности /правило смесей (ROM) [95], модель Чамиса [116], Модель Хашина и Розена [117] и другие [118]. Наиболее перспективным является метод асимптотического осреднения (MAO) или «метод гомогенизации», основы которого разработаны в работах Э. Санчес-Паленсии [119], Бахвалова Н.С. [120], Победри Б.Е. [121] и других. Данный метод позволяет математически точно вычислять эффективные характеристики композитов с помощью решения специальных «локальных задач» на ячейках периодичности.

В данной работе для расчета эффективных механических свойств используется модель самосогласованного поля (SCFM), представляющую собой устоявшуюся методику [121], [122], наиболее распространённую в литературе. Данная модель в литературе также именуется как модель Халпин-Цая (Halpin-Tsai). Она позволяет выполнять реалистичную аппроксимацию эффективных свойств монослоя, и базовые зависимости, используемые для определения констант упругости для трансверсально изотропного материала, согласно формулам (1.15-

1.24). Существенным преимуществом модели Халпин-Цая является простота и удобство численной реализации при решении задач, связанных с вычислением эффективных свойств материала в зависимости от изменяющихся свойств волокон или связующего.

Модуль Юнга в продольном направлении:

$$E_{11} = E_{1f}V_f + E_r(1 - V_f) + \left[\frac{4(v_r - v_{12f}^2)k_f k_r G_r (1 - V_f)V_f}{(k_f + G_r)k_r + (k_f - k_r)G_r V_f} \right] \quad (1.15)$$

где k_f , k_r представляют собой изотропный объемный модуль для волокна и смолы соответственно

$$k_f = \frac{E_{1f}}{2(1 - v_{12f} - 2v_{12f}^2)} \quad (1.16)$$

$$k_r = \frac{E_r}{2(1 - v_r - 2v_r^2)} \quad (1.17)$$

Модули сдвига:

$$G_{12} = G_{13} = G_r \frac{(G_{12f} + G_r) + (G_{12f} - G_r)V_f}{(G_{12f} + G_r) - (G_{12f} - G_r)V_f} \quad (1.18)$$

$$G_{23} = G_r \frac{(G_{23f} + G_r)k_r + 2G_{23f}G_r + (G_{23f} - G_r)k_r V_f}{(G_{23f} + G_r)k_r + 2G_{23f}G_r - (k_r + 2G_r)(G_{23f} - G_r)V_f} \quad (1.19)$$

$$G_{23f} = \frac{E_{33f}}{2(1 + v_{23f})} \quad (1.20)$$

Модуль Юнга в поперечном направлении:

$$E_{22} = E_{33} = \frac{1}{(4k_r)^{-1} + (4G_{23})^{-1} + \left(\frac{v_{12}^2}{E_{11}} \right)} \quad (1.21)$$

где

$$k_T = \frac{(k_f + G_r)k_r + (k_f - k_r)G_r V_f}{(k_f + G_r) - (k_f - G_r)V_f} \quad (1.22)$$

Коэффициенты Пуассона:

$$v_{12} = v_{13} = v_{12f}V_f + v_r(1 - V_f) + \frac{(v_r - v_{12f})(k_r - k_f)G_r(1 - V_f)V_f}{(k_f + G_r)k_r + (k_f - k_r)G_r V_f} \quad (1.23)$$

$$v_{23} = \frac{2E_{11}k_T - E_{11}E_{22} - 4v_{12}^2 k_T E_{22}}{2E_{11}k_T} \quad (1.24)$$

Переход от усадки связующего к усадке композиционного слоя требует отдельного рассмотрения. При отверждении композитного материала происходит его усадка ввиду двух основных причин: химических и термических деформаций.

Термические деформации

Деформации, связанные только с температурным расширением, выглядят аналогично классической задаче о температурном воздействии на трансверсально изотропный материал.

Эффективные коэффициенты теплового расширения однонаправленного композита могут определены по следующим формулам:

$$\beta_1 = \frac{\beta_{1f}E_{11f}V_f + \beta_r E_r(1 - V_f)}{E_{11f}V_f + E_r(1 - V_f)} \quad (1.25)$$

$$\beta_2 = \beta_2 = (\beta_{2f} + v_{12f}\beta_{1f})V_f + (\beta_r + v_r\beta_r)(1 - V_f) - (v_{12f}V_f + v_r(1 - V_f))\beta_1 \quad (1.26)$$

Индекс f соответствует свойствам волокна, индекс r – свойствам матрицы. Направление 1 соответствует направлению армирования трансверсально-изотропного материала.

Тогда приращения эффективных термических деформаций композита ($\dot{\epsilon}_i^{th}$) рассчитываются с учетом приращения температуры (ΔT) и эффективных коэффициентов теплового расширения (β_i):

$$\Delta\varepsilon_i^{\text{th}} = \beta_i \Delta T \quad (1.27)$$

Химические деформации

Для нахождения химических деформаций воспользуемся формулами, приведенными в работе [123].

Приращение объемной химической усадки смолы можно определить по следующей формуле:

$$\Delta V^{\text{ch}} = \Delta V_{\text{tot}}^{\text{ch}} \Delta \alpha \quad (1.28)$$

где $\Delta V_{\text{tot}}^{\text{ch}}$ – относительное изменение объема связующего при полном отверждении, деленное на изначальный объем в неотвержденном состоянии; $\Delta \alpha$ – приращение степени полимеризации.

Приращение деформаций связующего вследствие химической усадки определяется следующим образом:

$$\Delta \varepsilon_m^{\text{ch}} = \sqrt[3]{1 + \Delta V^{\text{ch}}} - 1 \quad (1.29)$$

Приращение эффективных деформаций вследствие химической усадки композита определяется следующим образом:

$$\Delta \varepsilon_1^{\text{ch}} = \frac{\Delta \varepsilon_m^{\text{ch}} E_m (1 - V_f)}{E_{11f} V_f + E_m (1 - V_f)} \quad (1.30)$$

$$\Delta \varepsilon_2^{\text{ch}} = \Delta \varepsilon_3^{\text{ch}} = \Delta \varepsilon_m^{\text{ch}} (1 + \nu_m) (1 - V_f) - (\nu_{12f} V_f + \nu_m (1 - V_f)) \Delta \varepsilon_1^{\text{ch}} \quad (1.31)$$

Стоит отметить, что полные деформации в термореактивном связующем, возникающем на этапе полимеризации и отверждения, как правило, не превышает 10% [75, 76]. Таким образом, в анализе справедливо использовать малые деформации.

Суммарное приращение деформаций может быть вычислено следующим образом:

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{\text{tot}} = \Delta\varepsilon_{ij}^{\text{mech}} + \Delta\varepsilon_{ij}^{\text{th}} + \Delta\varepsilon_{ij}^{\text{ch}} \quad (1.32)$$

1.5. Экспериментальные методики определения остаточных напряжений в ПКМ

В литературе представлено большое количество моделей и методик, позволяющих определять остаточные напряжения, возникающие в процессе производства изделий из ПКМ, как на момент получения готового изделия, так и непосредственно отслеживать всю историю их появления и накопления. Несмотря на то, что инструменты предсказательного моделирования за последние десятилетия были существенно улучшены, потребность в определении напряжений экспериментальными способами остается актуальной. Стоит отметить, что остаточные напряжения, как и любые иные напряжения, не могут быть определены напрямую, а только посредством пересчета деформаций, полученных из эксперимента. Определение остаточных напряжений/деформаций в ПКМ является весьма трудоемкой задачей. Техники измерения остаточных деформаций должны быть связаны с изменением внутренних свойств материала или принудительным деформированием.

Многие экспериментальные методики были описаны в работах Нэрна (Nairn) и Золлера (Zoller) [124], Даниэля (Daniel) [125], Хана (Hahn) и Пагано (Pagano) [126]. В обзорной статье [127] Шокрейк (Shokreich) описал существующие методики измерения остаточных напряжений в ПКМ, особенности применения. Парлевлейт (Parlevliet) [128] привел обзор применяемых методов только для термопластичных ПКМ, Сирс (Seers) и коллеги [129] для композитов на основе терморезактивного связующего. Стоит отметить, что техники определения остаточных напряжений в ПКМ схожи с методиками определения в металлических сплавах.

В соответствии с принципом проведения измерений все экспериментальные техники определения остаточных напряжений могут быть отнесены либо к повреждаемому, либо к не повреждаемому методу. Повреждаемые методики

основаны на устранении части материала, например, посредством механообработки, с целью высвобождения имеющихся остаточных напряжений и измерения соответствующих деформаций. К данным техникам относятся метод послойного удаления материала, сверления отверстия, повреждения первого слоя и другие. К экспериментальным методам, в ходе которых не происходит повреждение материала, относятся спектроскопия Рамана, измерение коробления в образце ПКМ с несимметричной укладкой, метод эталонного полимеризованного образца, технология измерения, основанная на принципе фотоэластичности, а также применение встроенных сенсоров.

Сводная информация по существующим и применяемым на практике методикам определения остаточных деформаций/напряжений приведена в таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Сводная таблица экспериментальных методик

Технология	Уровень измерения напряжений		Комментарии
	Микро	Макро	
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>
<i>С повреждением материала</i>			
Метод послойного удаления материала		+	Низкая точность
Метод сверления отверстия	+	+	<ul style="list-style-type: none"> – Точность метода снижается по мере продвижения по толщине – Для тонких образцов потенциально возможно определение глобальных $\sigma_{ост}$ – Возможность определения биаксиальных $\sigma_{ост}$
Метод кольцевого удаления материала	+	+	<ul style="list-style-type: none"> – Наиболее применим для определения $\sigma_{ост}$ на микроуровне – Потенциально высвобождается больше $\sigma_{ост}$
Метод прорезей	+	+	Имеет ограничение по максимальному суммарному напряжению по толщине
Метод повреждения первого слоя		+	Предполагает наличие образца в абсолютно не напряженном состоянии

Продолжение таблицы 1.3.

1	2	3	4
<i>Без повреждения материала</i>			
Спектроскопия Рамана	+	±	Применим для определения $\sigma_{ост}$ на макроуровне в случае, если связующее кристаллическое и волокна арамидные
Измерение коробления в образце ПКМ с несимметричной укладкой		+	Только для валидации моделей
технология измерения, основанная на принципе фотоэластичности	+	+	– Только для определения $\sigma_{ост}$ на макроуровне и глобальных при использовании поперечного сечения – Связующее должно быть прозрачным
Метод эталонного полимеризованного образца	+	+	– Определение $\sigma_{ост}$ только на поверхности – Низкая точность
Использование встроенных датчиков	+	+	– Отсутствие ограничений толщины образцов при измерении внутренних $\sigma_{ост}$ – Возможны проблемы с расслоением

Экспериментальные методы отличаются так же по тому, на каком из уровней – микро или макро способны измерить остаточные напряжения. В виду доступной точности механообработки и погрешности измерения возможно проводить измерения только остаточных напряжений во всем ПКМ изделии, на уровне ламината, но не на уровне отдельного слоя. Хотя в работе [130] описан случай измерения остаточных напряжений на микроуровне посредством «метода сверления отверстия». С целью измерения остаточных деформаций по толщине слоя традиционно используются неразрушающие методики. Стоит отметить, что с точки зрения частоты использования, эти экспериментальные методы (за исключением использования встроенных датчиков) не так распространены по сравнению с методами «сверления круглого отверстия». Это связано с такими имеющимися ограничениями, как например светопрозрачность материала или требования к укладке слоев. С другой стороны, использование встроенных датчиков имеет большой потенциал применения, так как позволяет определять

остаточные деформации, возникающие в отдельном слое, а также в области раздела слоев.

Выводы по главе

1. Проведен анализ отечественных и зарубежных литературных источников по вопросам, посвященным обзору технологий изготовления изделий из ПКМ, механизмов возникновения остаточных напряжений и деформаций в ПКМ.
2. В опубликованных работах при анализе зон концентраторов и на свободной границе остаточные напряжения, образующиеся на стадии изготовления ПКМ, как до, так и в процессе нагружения не учитывались.
3. Описано термохимическое и механическое поведение связующего в процессе полимеризации/отверждения.
4. Рассмотрены и проанализированы подходы к моделированию механического состояния ПКМ.
5. Рассмотрены модели, описывающие поведение связующего в процессе полимеризации/отверждения.
6. Проведен литературный обзор микромеханических моделей ПКМ.
7. Представлены определяющие соотношения для термореактивного полимера в процессе отверждения в зависимости от степени полимеризации, уравнения для определения эффективных свойств монослоя на основании свойств связующего и армирующих волокон.
8. Проведен анализ литературных источников по вопросам, посвященным обзору экспериментальных методов определения остаточных напряжений/деформаций в изделиях из ПКМ.

ГЛАВА 2. ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ И АЛГОРИТМ МОДЕЛИРОВАНИЯ

В данной главе используются результаты работ [49, 52,57].

В Главе 2 приводится описание алгоритма моделирования поведения типового углерод-эпоксидного композита во время полимеризации. В качестве примера рассмотрен композит на основе волокон AS4 и связующего Hexcel 8552 [131]. Приведена блок-схема выбранной методики моделирования и реализации с использованием пользовательских подпрограмм для конечно-элементного моделирования в системе (ПО) ABAQUS.

Определяющие соотношения

Для определения напряжений в композите, возникающих в процессе отверждения, использовалось уравнение (2.1), где C_{ijkl} играет смысл мгновенной жесткости.

$$\sigma_{ij} = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau)) \cdot \dot{\varepsilon}_{kl}^{\text{МЭХ}} d\tau = \int_t C_{ijkl}(T(\tau), \alpha(\tau)) \cdot (\dot{\varepsilon}_{kl} - \dot{\varepsilon}_{kl}^{\text{ТЕРМ}} - \dot{\varepsilon}_{kl}^{\text{ХИМ}}) d\tau \quad (2.1)$$

Упругие модули композита для трансверсально-изотропного материала были определены согласно (2.2).

$$C_{ijkl} = S_{ijkl}^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}(t)} & -\frac{\nu_{12}}{E_{11}(t)} & \frac{\nu_{13}}{E_{33}(t)} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}(t)} & \frac{1}{E_{22}(t)} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}(t)} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{33}(t)} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}(t)} & \frac{1}{E_{33}(t)} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}(t)} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{13}(t)} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2G_{23}(t)} \end{bmatrix}^{-1}, \quad (2.2)$$

где E_{ij}, G_{ij}, ν_{ij} вычислялись по уравнениям (1.15-1.24) модели Халпин-Цая (Halpin-Tsai) [121], [122].

Значения термоэффективных свойств волокна принимались постоянными в течение цикла отверждения, а значения свойств связующего, зависящими от температуры стеклования. Жесткость связующего в цикле отверждения вычислялась согласно уравнению (2.3) модели CHILE.

$$E_r(T^*) = \begin{cases} E_r^0, & T^* < T_{C1} \\ E_r^0 + \frac{T^* - T_{C1}}{T_{C2} - T_{C1}} (E_r^\infty - E_r^0), & T_{C1} \leq T^* \leq T_{C2} \\ E_r^\infty, & T^* > T_{C2} \end{cases}, \quad (2.3)$$

$$T^* = T_g(\alpha) - T.$$

где E_r^0, E_r^∞ – модуль упругости неотвержденной и полностью отвержденной смолы соответственно; T_{C1}, T_{C2} – параметры материала; $T_g(\alpha)$ – температура стеклования.

Изменением коэффициента Пуассона в процессе отверждения пренебрегалось ввиду незначительного отличия.

Температура стеклования $T_g(\alpha)$ вычислялась согласно (2.4).

$$T_g(\alpha) = A \cdot \alpha^2 + B \cdot \alpha + C \quad (2.4)$$

Для определения температуры в каждой точке тела в момент времени t применялось уравнение Фурье (2.5).

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \rho_r H_\Sigma \frac{d\alpha}{dt} (1 - V_f) \quad (2.5)$$

где T – температура; t – время; x, y, z – представляют собой пространственные координаты в декартовой системе координат; ρ – эффективная плотность ПКМ; C_p – эффективная удельная теплоемкость ПКМ; λ_i – эффективная теплопроводность ПКМ; ρ_r – плотность связующего; H_Σ – полная энтальпия реакции; α – степень полимеризации; V_f – объемное содержание волокна.

Для определения скорости полимеризации использовалось уравнение (2.6).

$$R_r(\alpha, T) = \frac{d\alpha}{dt} = A_0 \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) (1 - \alpha)^n \quad (2.6)$$

Приращения эффективных термических деформаций композита с учетом приращения температуры (dT) и эффективных коэффициентов теплового расширения композита (β_i) вычислялись согласно (2.7).

$$d\varepsilon_i^{\text{терм}} = \beta_i dT \quad (2.7)$$

Эффективные коэффициенты теплового расширения были вычислены по уравнениям (1.25-1.26).

Приращение эффективных деформаций вследствие химической усадки композита определялись согласно (2.8-2.9).

$$d\varepsilon_1^{\text{хим}} = \frac{d\varepsilon_r^{\text{хим}} E_r (1 - V_f)}{E_{11f} V_f + E_r (1 - V_f)} \quad (2.8)$$

$$d\varepsilon_2^{\text{хим}} = d\varepsilon_3^{\text{хим}} = d\varepsilon_r^{\text{хим}} (1 + \nu_r) (1 - V_f) - (\nu_{12f} V_f + \nu_r (1 - V_f)) d\varepsilon_1^{\text{хим}} \quad (2.9)$$

где E_r – модуль упругости связующего; $\varepsilon_r^{\text{хим}}$ – химическая усадка связующего; V_f – объемное содержание волокон; E_{11f} – модуль Юнга волокна в продольном направлении; ν_r – коэффициент Пуассона связующего; ν_{12f} – коэффициент Пуассона волокна.

Алгоритм моделирования

При моделировании поведения композита в процессе отверждения решалась связанная тепло-прочностная задача в ПО ABAQUS с использованием модели материала, описывающей поведение ПКМ в процессе отверждения. Задача решалась в квазистатической постановке. При этом на каждом расчетном шаге характеристики материала менялись явно.

На каждом инкременте решалось уравнение теплопроводности Фурье (уравнение (2.5) и определялась степень полимеризации связующего посредством интегрирования уравнения (2.6). Проводилось вычисление значения модуля

связующего согласно (2.3) и значений эффективных свойств монослоя AS4/8552 согласно модели Халпин-Цая по уравнениям (1.15-1.24). Таким образом, на конец каждого инкремента времени в подпрограмме вычислялся матрица жесткости композита C_{ijkl} согласно (2.2), в зависимости от изменений температуры и степени полимеризации.

Стоит отметить, что суммарные деформации, возникающие в композите в процессе полимеризации и отверждения, составляют существенно меньше 6%. Таким образом, можно считать финальные деформации малыми.

Значения компонент тензора напряжений в конце каждого инкремента времени вычислялись согласно соотношениям (2.10).

$$\begin{aligned} \sigma_{ij}(t + \Delta t) &= \sigma_{ij}(t) + \dot{\sigma}_{ij}(t)\Delta t = \sigma_{ij}(t) + C_{ijkl}(t) \cdot \dot{\epsilon}_{kl}^{\text{Мех}}(t)\Delta t \\ &= \sigma_{ij}(t) + C_{ijkl}(t) \cdot \left(\dot{\epsilon}_{kl}(t) - \dot{\epsilon}_{kl}^{\text{Терм}}(t) - \dot{\epsilon}_{kl}^{\text{Хим}}(t) \right) \Delta t \end{aligned} \quad (2.10)$$

Схема реализации моделирования и блок-схема программного кода приведены на рисунке 2.1 и рисунке 2.2 соответственно.

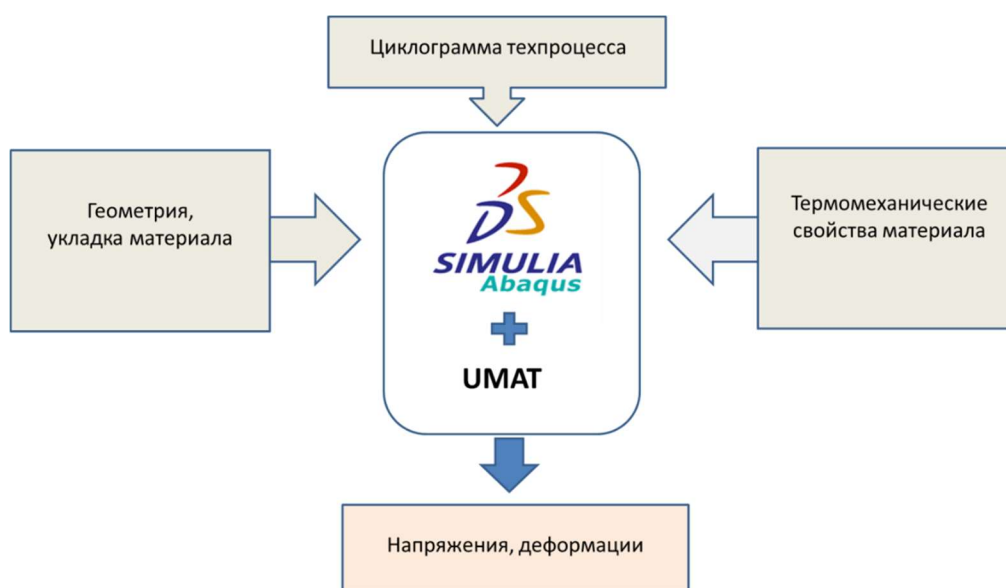


Рисунок 2.1 – Схема реализации моделирования

С целью вычисления эффективных свойств композита AS4/8552 и деформаций в процессе отверждения была разработана пользовательская подпрограмма UMAT на языке программирования FORTRAN для подключения к ПО ABAQUS [49, 52,57]. Встроенная пользовательская подпрограмма UEXPAN [132] использовалась для определения деформаций температурного расширения и химической усадки, заданных как функция от температуры и степени отверждения. Подпрограммы HETVAL [132] и USDFLD [132] использовались для учета внутреннего тепловыделения при анализе теплопередачи.

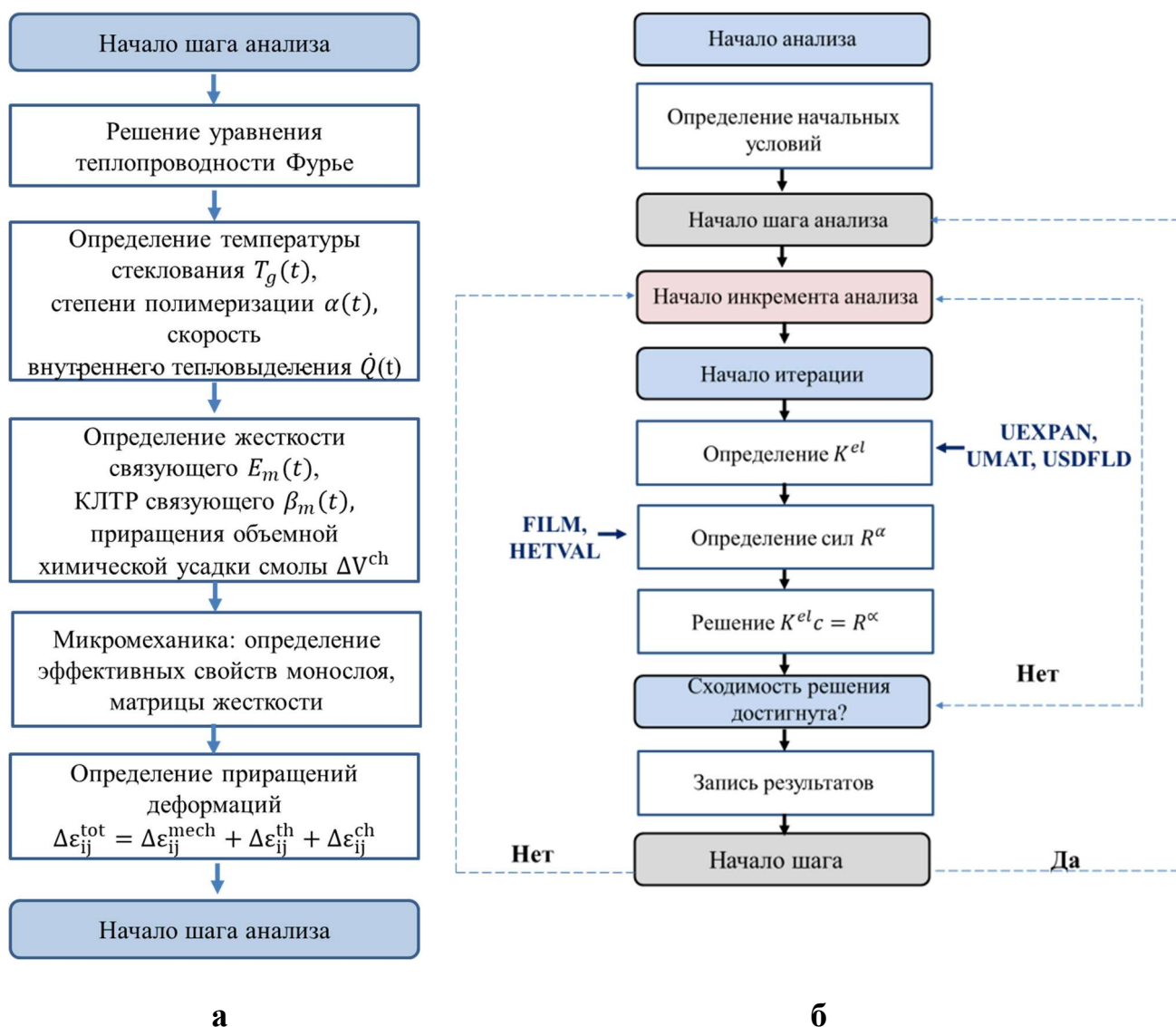


Рисунок 2.2 – Блок-схема подпрограммы

Выводы по главе

1. Выбраны определяющие соотношения и сформулирована методика для моделирования твереющей среды.
2. Описан алгоритм разработанной пользовательской подпрограммы модели материала, позволяющая учитывать поведение углерод-эпоксидного композита AS4/8552-1 во время полимеризации.

ГЛАВА 3. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕРМОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛА AS4/ 8552

В данной главе используются результаты работ [50, 52].

В Главе 3 приведены свойства материала, которые использовались при конечно элементном моделировании поведения композита в процессе отверждения. Представлены термомеханические свойства композита AS4/8552, волокон AS4, IM7 и термомеханические и термохимические свойства связующего 8552.

Параметры материала, используемые при моделировании, были взяты из технического описания, предоставленного производителем материала Hexcel [131, 133, 134] и приведены в таблицах 3.1-3.8.

Таблица 3.1 – Термомеханические свойства связующего 8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Модуль Юнга неполимеризованной смолы	[ГПа]	E_r^0	0.00467
2	Модуль Юнга полимеризованной смолы	[ГПа]	E_r^∞	4.67
3	Коэффициент Пуассона неполимеризованной смолы	[-]	ν_r^0	0.3
4	Коэффициент теплового расширения неполимеризованной смолы	[°C ⁻¹]	$СТЕ_r^0$	$7 \cdot 10^{-5}$
5	Коэффициент теплового расширения полимеризованной смолы	[°C ⁻¹]	$СТЕ_r^\infty$	$16.5 \cdot 10^{-5}$
6	Теплоемкость	[Дж/кг·°C]	C_{pr}	1.3
7	Плотность	[г/см ³]	ρ_r	1027

Таблица 3.2 – Термомеханические свойства волокон AS4

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Модуль Юнга	[ГПа]	E_{1f}	228
			$E_{2f}=E_{3f}$	17.2
2	Коэффициент Пуассона	[-]	$\nu_{12f}=\nu_{13f}$	0.2
3			ν_{23f}	0.5
4	Модуль сдвига	[ГПа]	$G_{12f}=G_{13f}$	27.6
5			G_{23f}	5.73
6	Коэффициент теплового расширения	[°C ⁻¹]	CTE_{1f}	$-0.9 \cdot 10^{-7}$
7			$CTE_{2f}=CTE_{3f}$	$7.2 \cdot 10^{-6}$
8	Плотность	[г/см ³]	ρ_f	1.74
9	Диаметр волокна	[мкм]	r_f	7.1

Таблица 3.3 – Термомеханические свойства волокон IM7

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Модуль Юнга	[ГПа]	E_{1f}	276
			$E_{2f}=E_{3f}$	19
2	Коэффициент Пуассона	[-]	$\nu_{12f}=\nu_{13f}$	0.2
3			ν_{23f}	0.35
4	Модуль сдвига	[ГПа]	$G_{12f}=G_{13f}$	27
5			G_{23f}	7
6	Коэффициент теплового расширения	[°C ⁻¹]	CTE_{1f}	$-0.64 \cdot 10^{-6}$
7			$CTE_{2f}=CTE_{3f}$	$6.4 \cdot 10^{-6}$
8	Плотность	[г/см ³]	ρ_f	1.78
9	Диаметр волокна	[мкм]	r_f	5.2

Таблица 3.4 – Термомеханические свойства композита AS4/8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Теплоемкость	[Дж/кг·°C]	C_p	1176
2	Теплопроводность	[Вт/м·°C]	k_{11}	5.5
3			$k_{22}=k_{33}$	0.75
4	Содержание волокон	[%]	V_f	57.42

Таблица 3.5 – Константы мгновенной линейно-упругой модели связующего 8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Модуль Юнга неполимеризованной смолы	[ГПа]	E_r^0	0.00467
2	Модуль Юнга полимеризованной смолы	[ГПа]	E_r^∞	4.67
3	Коэффициент Пуассона смолы	[-]	ν_r^0	0.3
4	Объемная усадка (химическая)	[%]	V_{sh}	6
5	Константа 1	[°C]	T_{C1}	-30
6	Константа 2	[°C]	T_{C2}	25

Таблица 3.6 – Прочностные свойства композита AS4/8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Прочность на растяжение в направлении 0° при температуре $T = 25^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{T_{25}}^0$	2207
2	Прочность на растяжение в направлении 0° при температуре $T = 91^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{T_{91}}^0$	-
3	Прочность на растяжение в направлении 90° при температуре $T = 25^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{T_{25}}^{90}$	81
4	Прочность на растяжение в направлении 90° при температуре $T = 91^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{T_{91}}^{90}$	75
5	Прочность на сжатие в направлении 0° при температуре $T = 25^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{C_{25}}^0$	1531
	Прочность на сжатие в направлении 0° при температуре $T = 91^{\circ}\text{C}$	[МПа]	$\sigma_{C_{91}}^0$	1296
7	Прочность на сдвиг (в плоскости) при температуре $T = 25^{\circ}\text{C}$	[МПа]	τ_{25}	114
	Прочность на сдвиг (в плоскости) при температуре $T = 91^{\circ}\text{C}$	[МПа]	τ_{91}	105

Константы для моделирования кинетики полимеризации связующего 8552 были определены в программе Neztch на основании данных DMA и DSC и приведены в таблице 3.7 [50, 52].

Таблица 3.7 – Константы кинетики полимеризации связующего 8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Константа (предэкспоненциальный множитель)	[-]	A	7000
2	Энергия активации	[Дж/моль]	E	6500
3	Порядки реакции (кинетические экспоненты)	[-]	m	0.5
4		[-]	n	1.5
5		[-]	C	30
6	Константы, определяемые из эксперимента	[-]	α_{C0}	-1.5148
7		[1/°C]	α_{Ct}	0.005171

Константы для определения температуры стеклования связующего 8552 в зависимости от степени его отверждения были подобраны посредством анализа результатов, приведенных в работе [70]. Так как зависимость $T_g(\alpha)$ имеет квадратичный вид, то были подобраны коэффициенты уравнения (3.1) и представлены в таблице 3.8.

$$T_g = A\alpha^2 + B\alpha + C \quad (3.1)$$

Таблица 3.8 – Константы для определения температуры стеклования связующего 8552

№ п.п.	Параметр	Размерность	Обозначение	Значение
1	Константа 1	[°C]	A	164.6
2	Константа 2	[°C]	B	51
3	Константа 3	[°C]	C	2.67

Выводы по главе

1. Представлены термомеханические свойства композита AS4/8552, волокон AS4, IM7 и термомеханические и термохимические свойства полимерного связующего 8552.

ГЛАВА 4. ВЕРИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ ОТВЕРЖДЕНИЯ КОМПОЗИТА

В данной главе используются результаты работ [50, 52, 57].

Глава 4 посвящена вопросу верификации модели материала с целью проверки достоверности описания поведения ПКМ в процессе изготовления, а также программного кода для оценки правильности его работы. Верификация осуществлялась в два этапа. На первом этапе осуществлялась проверка модели чистого связующего, на втором – этапе модели всего композита (на основе модели связующего и осредненных свойств).

4.1.Верификация моделирования отверждения чистого связующего

На данном этапе верификация проводилась посредством сравнения результатов моделирования поведения чистого термореактивного связующего 8552 в течение технологического цикла отверждения (см. рисунок 4.1), а именно изменения температуры стеклования, степени отверждения, модуля Юнга с течением времени и изменением температуры, с экспериментальными данными [70, 135].

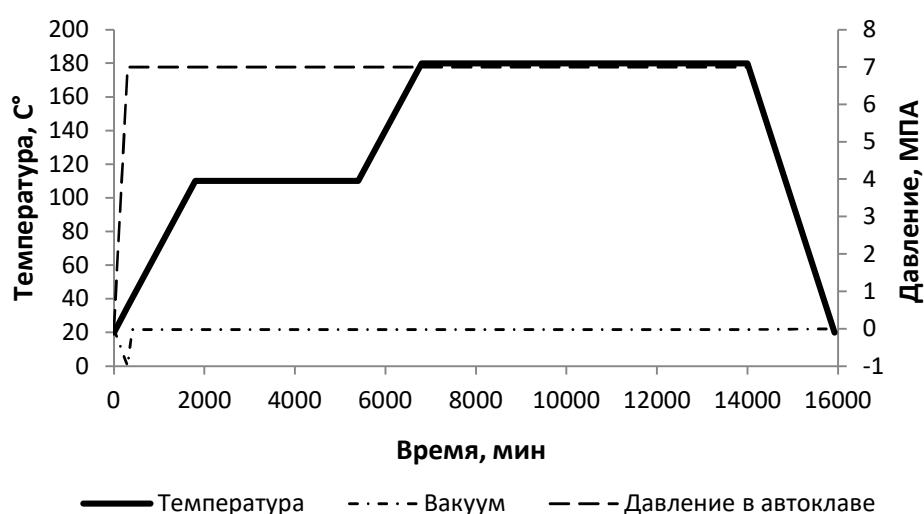


Рисунок 4.1 – Цикл отверждения, рекомендованный производителем

При моделировании использовалась мгновенно упругая модель связующего, описанная в Главе 1 (выражение (1.11)), и входные параметры для модели, приведенные в Главе 3. Описание реализации модели материала для численного моделирования содержится в Главе 2. На рисунках 4.2-4.5 показано изменение с течением времени степени полимеризации, температуры стеклования, модуля Юнга и объемных деформаций для смолы, полученных при моделировании и на основании экспериментов. Зависимость степени полимеризации $\alpha(t)$ от времени определяется посредством интегрирования уравнения (1.5). Значение степени полимеризации равное 1 соответствует полностью отвержденному связующему, 0 – не отвержденному. Для терморезактивных видов смол, в том числе и для 8522 процесс отверждения, происходящий с образованием новых химических связей, является необратимым. Температура стеклования зависит от степени полимеризации и значит от времени. Зависимость $T_g(\alpha)$ имеет квадратичный вид согласно уравнению (2.4), $\alpha(t)$ нелинейна и зависимость $T_g(t)$ также нелинейна.

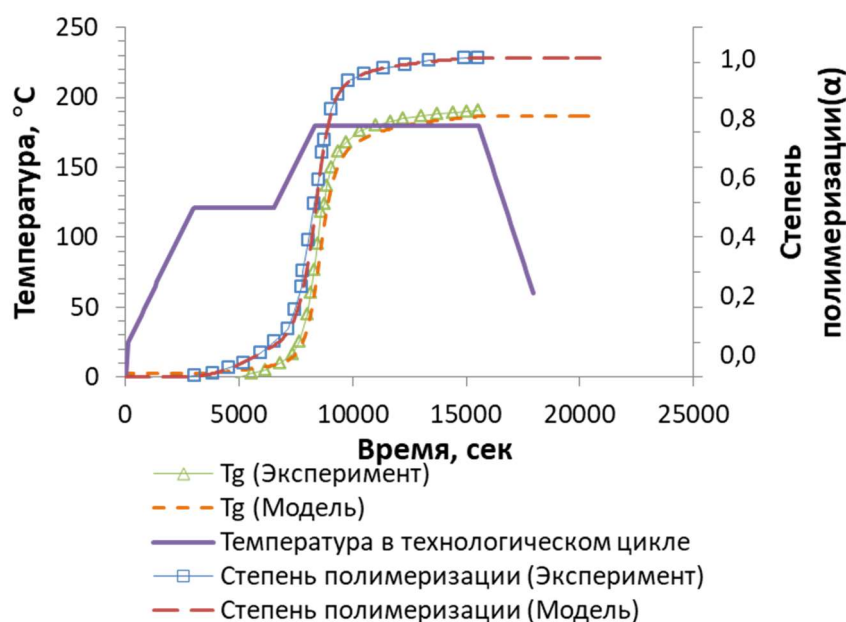


Рисунок 4.2 – Изменение степени отверждения и температуры стеклования для смолы 8522 Hexcel

На графике зависимости модуля Юнга связующего от времени (см. рисунок 4.3) имеется три характерных участка. Первый участок соответствует периоду, когда связующее находится в неполимеризованном состоянии, значение $E_r(t)$ постоянно. Второй участок нелинейный и соответствует переходному состоянию из неотвержденного в полностью отвержденное состояние. Третий участок – отражает модуль Юнга, который постоянен для полностью отвержденной смолы. Несовпадение значения с экспериментальными данными в конце второго участка объясняется спецификой численного моделирования.

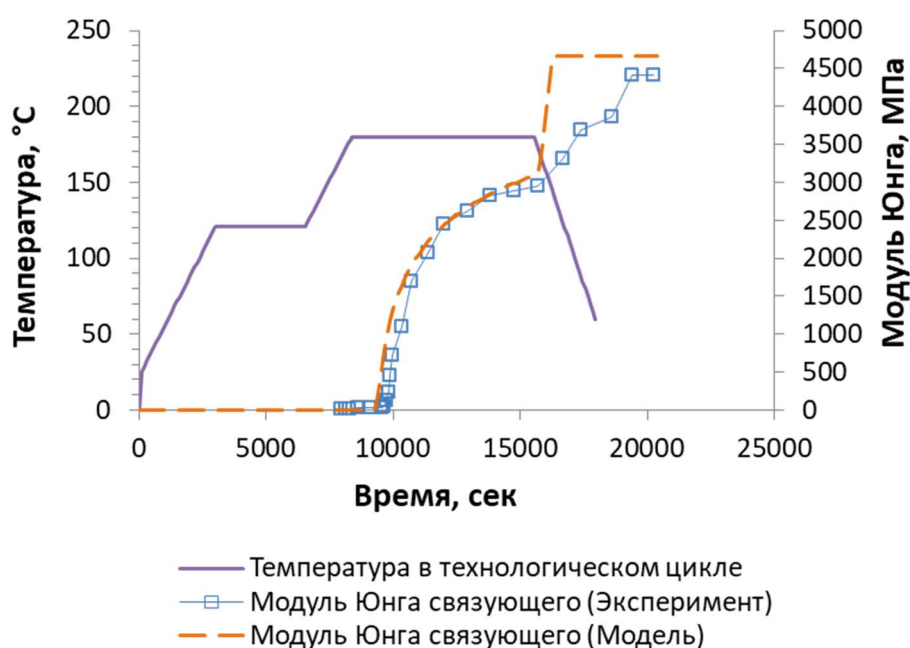


Рисунок 4.3 – Изменение модуля Юнга смолы 8552 Hexcel

На рисунке 4.4 представлены зависимости деформаций вследствие объемной химической усадки и зависимости суммарных деформаций (сумма эффективных компонент механических, термических и химических) связующего во времени. Химическая деформация с увеличением температуры плавно возрастает от нулевого значения до максимального значения 6% и далее остается постоянной. Максимальное значение химической деформации соответствует времени достижения температуры стеклования. После достижения температуры

стеклования полимеризация останавливается. На этапе охлаждения наблюдается рост деформаций. Данное явление объясняется термическими компонентами деформаций, которые резко возрастают при изменении КЛТР связующего, перешедшего в стеклообразное состояние.

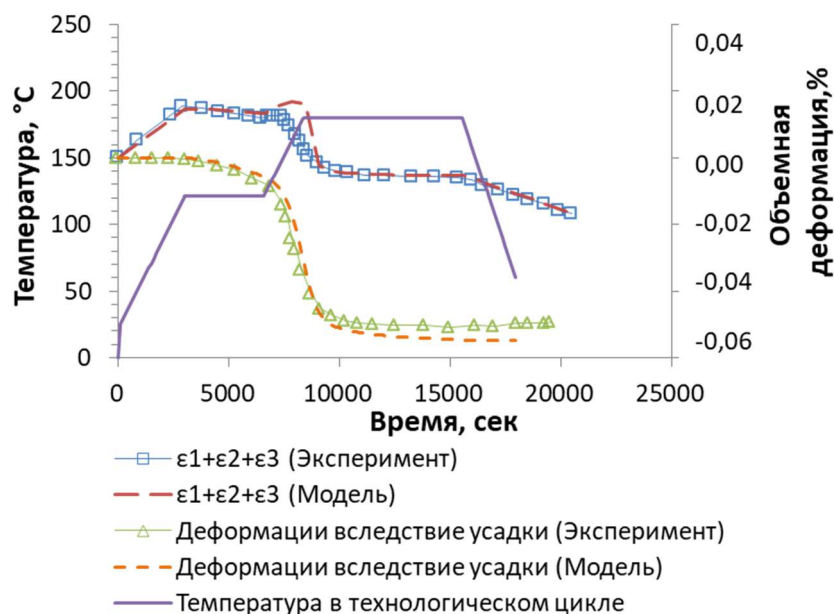


Рисунок 4.4 – Изменение объемных деформаций смолы 8552 Hexcel

Сходимость результатов моделирования с экспериментальными данными, описанными в [70] приемлемы. Таким образом, можно заключить, что используемая модель связующего верифицирована.

4.2. Верификация моделирования изготовления композита

На втором этапе была осуществлена верификация моделирования полимеризации/отверждения композита на примере деформации пластины, изготовленной из материала IM7/8552 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]$ шириной 5 мм, толщиной 1,55 мм и длиной 100 мм (см. рисунок 4.5а) [50, 52, 57]. Данная укладка выбрана исходя из проявления максимальной анизотропии свойств и наглядной демонстрации деформирования. В ходе эксперимента пластина нагревалась в автоклаве согласно циклу отверждения (см. рисунок 4.1), рекомендованного

производителем связующего, после чего выдерживалась в сушильном шкафу для окончания процесса отверждения и стабилизации свойств, и после этого проводилось измерение кривизны. Рассматриваемый образец в автоклаве не был закреплен с целью допущения «свободного» коробления.

Связанная тепло-прочностная задача решалась в трехмерной постановке, в квазистатике посредством конечно-элементного моделирования в ПО ABAQUS с использованием разработанной подпрограммы модели материала (см. Глава 2). Входные параметры модели материала приведены в Главе 3 (таблица 3.1, таблица 3.2, таблица 3.4). В качестве граничных условий задавалось поле температур по поверхности образца. В начальный момент времени температура и степень полимеризации во всем объеме образца равнялись $\alpha_0 = 0$ и $T_0 = 25\text{ }^\circ\text{C}$ соответственно. При моделировании использовались элементы C3D8T (восьмиузловой твердотельный элемент с дополнительной температурной степенью свободы в узле). Проводилось сравнение кривизны пластины после процесса отверждения, полученное по результатам моделирования и по результатам эксперимента, описанном в работе [135]. Таким образом, верифицировалась вся методика (см. Глава 1, Глава 2) определения остаточных напряжений, включающая модель связующего и способ осреднения свойств ПКМ. Результаты моделирования представлены на рисунке 4.5.

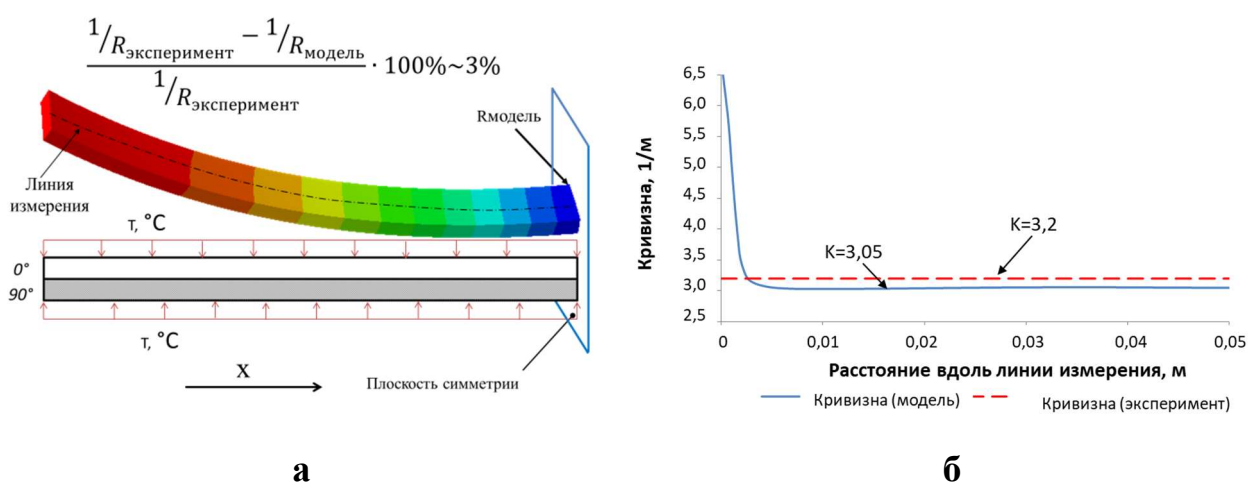


Рисунок 4.5– Верификация модели материала: схема моделирования и измерения кривизны (а); кривизна (б)

Разница между кривизной пластины после отверждения, полученной на основании проведенного расчета в ABAQUS, и данными, представленными в [135], составляет менее 3%. Таким образом, модель и подход в целом показывают хорошую корреляцию с экспериментальными данными [70], [135] и может быть надежно использована для анализа поведения ПКМ в процессе его отверждения.

Выводы по главе

1. Выбранные методы и модель чистого связующего, реализованная на основе пользовательских подпрограмм, адекватно описывает поведение термореактивного связующего в процессе отверждения. Модель связующего была верифицирована на основе экспериментов по усадке и жесткости материала в процессе полимеризации.
2. Модель композита, верифицированная на примере деформации отверждаемой пластины, изготовленной из материала IM7/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]$, показала хорошую сходимость полученных результатов численного моделирования и экспериментальных данных. Относительная погрешность в сравнении кривизн, полученных посредством моделирования и экспериментально, составила величину меньше 3%.

ГЛАВА 5. РЕШЕНИЕ КОНКРЕТНЫХ ЗАДАЧ

В данной главе используются результаты работ [50, 52-56,59].

В Главе 5 рассматриваются следующие задачи:

- задача распределения напряжений на свободной границе с учетом остаточных напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ без начального расслоения;
- задача распределения напряжений на свободной границе с учетом остаточных напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ с начальным расслоением;
- задача разрушения композита под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений в области свободной границы материала для образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ без начального расслоения;
- задача разрушения композита под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений в области свободной границы материала для образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12}$ с начальным расслоением;
- задача распределения напряжений на свободной границе с учетом остаточных напряжений в образце с квази-изотропной укладкой.

Приведено описание постановок задач и их численного решения в среде программного обеспечения для конечно-элементного анализа ABAQUS с применением разработанной пользовательской подпрограммы модели материала, подробно описанной в Главе 1 и Главе 2.

Задача распределения остаточных напряжений на свободной границе решалась в два этапа. На первом этапе моделировался процесс отверждения образца согласно рекомендованному производителем материала температурному режиму. На втором этапе моделировался идеальный поперечный вырез с образованием свободной границы. В зоне свободной границы анализировалось

распределение напряжений с течением времени как до разреза, так и после для образцов с различной длиной трещины, так и без нее. Также для образца с начальным расслоением длиной 6 мм была проанализирована история изменения параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига (G_I , G_{II}) в процессе отверждения и последующего разрезания с образованием свободной границы.

При анализе разрушения оценивалось влияние остаточных напряжений на характер разрушения образца при одноосной растягивающей и сжимающей нагрузке, а также оценивается возможность дальнейшего роста начального дефекта-трещины.

5.1. Анализ остаточных напряжений для укладки 0/90

5.1.1. Постановка задачи и принимаемые допущения

В качестве первой итерации будем рассматривать образец ПКМ AS4/8552 с компоновкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ без дефектов. Выбор укладки объекта моделирования связан с реализацией наибольшего коробления вследствие максимально достигаемой анизотропии свойств. Геометрия образца и укладка показаны на рисунке 5.1. Образец имеет бесконечную длину вдоль оси Z.

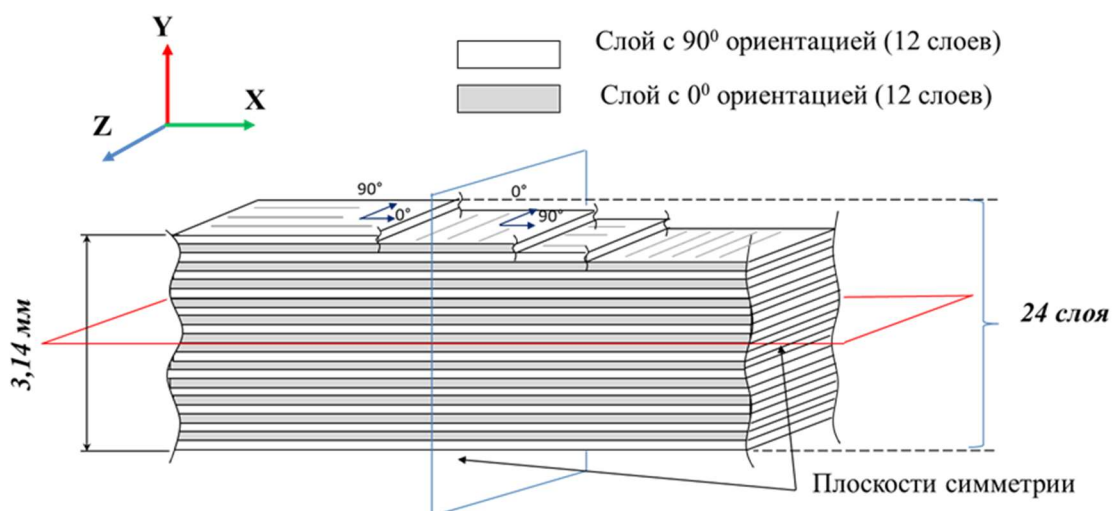


Рисунок 5.1 – Образец углеродно-эпоксидного композита AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$

Для данного образца требуется проанализировать распределение остаточных напряжений, образовавшихся как в процессе отверждения, так и после разрезания на две части. При этом особый интерес представляет анализ распределения напряжений в зоне свободной границы.

Принимаемые допущения:

1. Влиянием оснастки пренебрегается в виду простоты геометрии и минимальным сдерживанием образца.
2. Вырез идеальный. Пренебрегаем наличием дефектов, образующихся от воздействия фрезы.
3. Волокна являются упругим трансверсально-изотропным материалом, свойства которого не зависят от температуры.
4. Поведение композита в процессе полимеризации/отверждения описывается квазилинейной вязко-упругой моделью CHILE (см. Глава 1, соотношение 1.11).
5. Полагаем, что в каждом слое распределение волокон равномерное.

5.1.2. Описание КЭ модели

Задача анализа напряжений на свободной границе состоит из двух этапов. На первом этапе, осуществляется моделирование процесса отверждения и формирования остаточных напряжений. На втором этапе – анализ НДС на свободной границе в зоне идеального поперечного выреза. Задача анализа напряжений на свободной границе для образца без дефекта схематично представлена на рисунке 5.2.

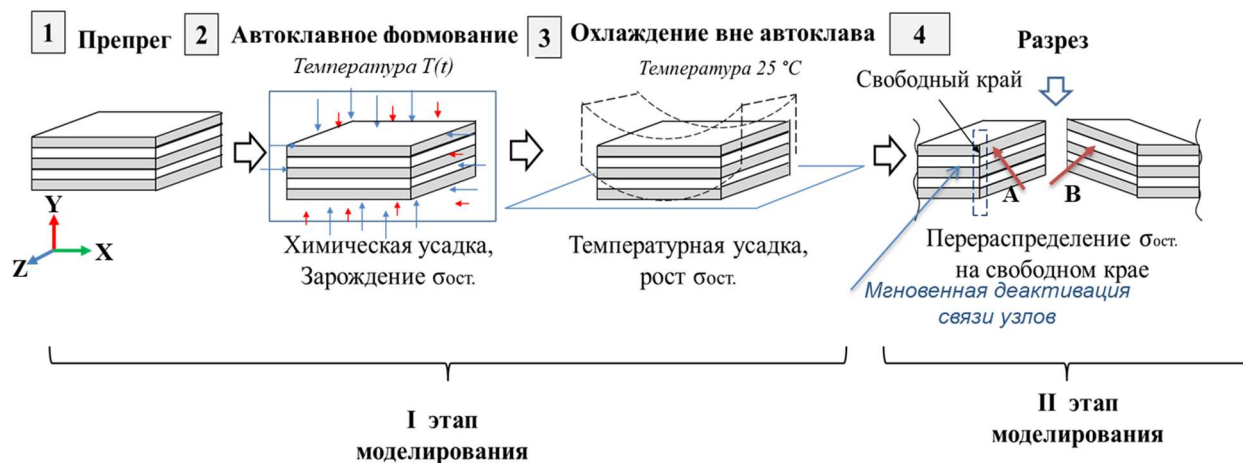


Рисунок 5.2 – Схема моделирования для образца без начального дефекта

В настоящей работе решение описанной связанной температурно-прочностной задачи происходило в конечно-элементном пакете ABAQUS с применением разработанной пользовательской подпрограммы для описания поведения материала в процессе полимеризации (см. Глава 2). В процессе моделирования влиянием оснастки на образец в процессе отверждения пренебрегалось ввиду минимального сопротивления формы усадке. Образец считался свободным для перемещений на всех этапах расчета.

Задача решалась в двумерной постановке (для случая плоских деформаций) ввиду наличия симметрии укладки. Процесс резки был реализован с помощью специальной методики моделирования, которая деактивирует взаимодействие между двумя частями разрезанного образца после моделирования цикла отверждения с использованием дополнительного шага в анализе.

Модель была построена с использованием элементов CPE3T, CPE4RT (твердотельные 3-х и 4-х узловые элементы для плоских деформаций и совместного теплового анализа и прочности) таким образом, что элементы в зоне выреза имели идеальную квадратную форму. В связи с тем, что величины напряжений значительно меняются с увеличением количества элементов на один слой, существует вероятность ошибки при численном анализе при использовании более грубой численной сетки. При построении КЭМ было использовано 8

элементов на слой. Сетка около зоны свободной границы (зона выреза) была измельчена с целью возможности фиксации возникающих эффектов в данной области. В разработанной модели материала деформация матрицы для каждого инкремента времени рассчитывалась отдельно для слоев с направлением укладки 0° и 90° . С целью правильного расчета деформаций и, соответственно, напряжений в образце, был осуществлен переход из локальных систем координат слоев в глобальную систему координат. Сопоставление компонентов напряжений в локальной (система координат слоя) и глобальной системах координат для слоев с ориентацией 0° и 90° показано в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Сопоставление компонентов напряжений

Глобальная система координат	Локальная система координат для слоев с ориентацией 0°	Локальная система координат для слоев с ориентацией 90°
σ_x	σ_{22}	σ_{11}
σ_y	σ_{33}	σ_{33}
σ_z	σ_{11}	σ_{22}
σ_{xy}	σ_{23}	σ_{13}

Конечно-элементная модель образца и система координат представлены на рисунке 5.3. Система координат XYZ является глобальной.

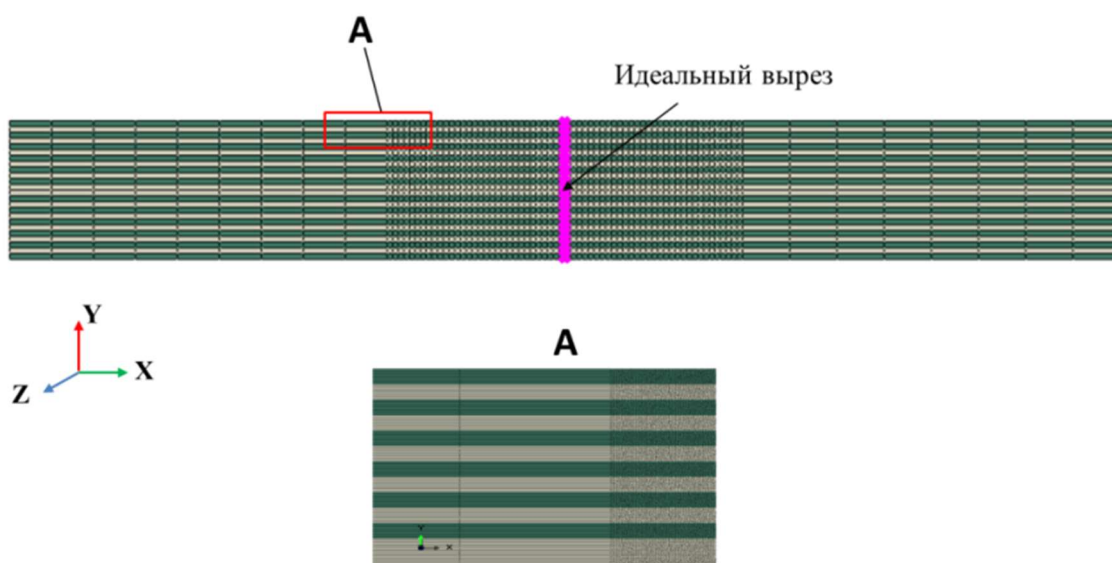


Рисунок 5.3 – КЭ модель образца AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ плотностью сетки 8 элементов на слой

5.1.3. Анализ чувствительности к размеру элемента КЭ сетки

Ввиду того, что результат численного моделирования может зависеть от качества сетки, был проведен анализ чувствительности НДС для образцов с различными размерами элементов сетки – 1, 2, 4, 8, 16 и 32 элемента на один слой. Размер элемента (длина грани) составляет 4 мкм для плотности сетки 32 элемента на слой. Таким образом, конечный элемент сопоставим с диаметром волокна. В зоне свободной границы сетка намеренно мельчилась, а в отдалении строилась разреженная сетка. Результаты моделирования – отношение максимального (минимального) напряжения в композите до разреза к напряжению после разреза – представлены на рисунке 5.4 для различных вариантов сеток в глобальной системе координат.

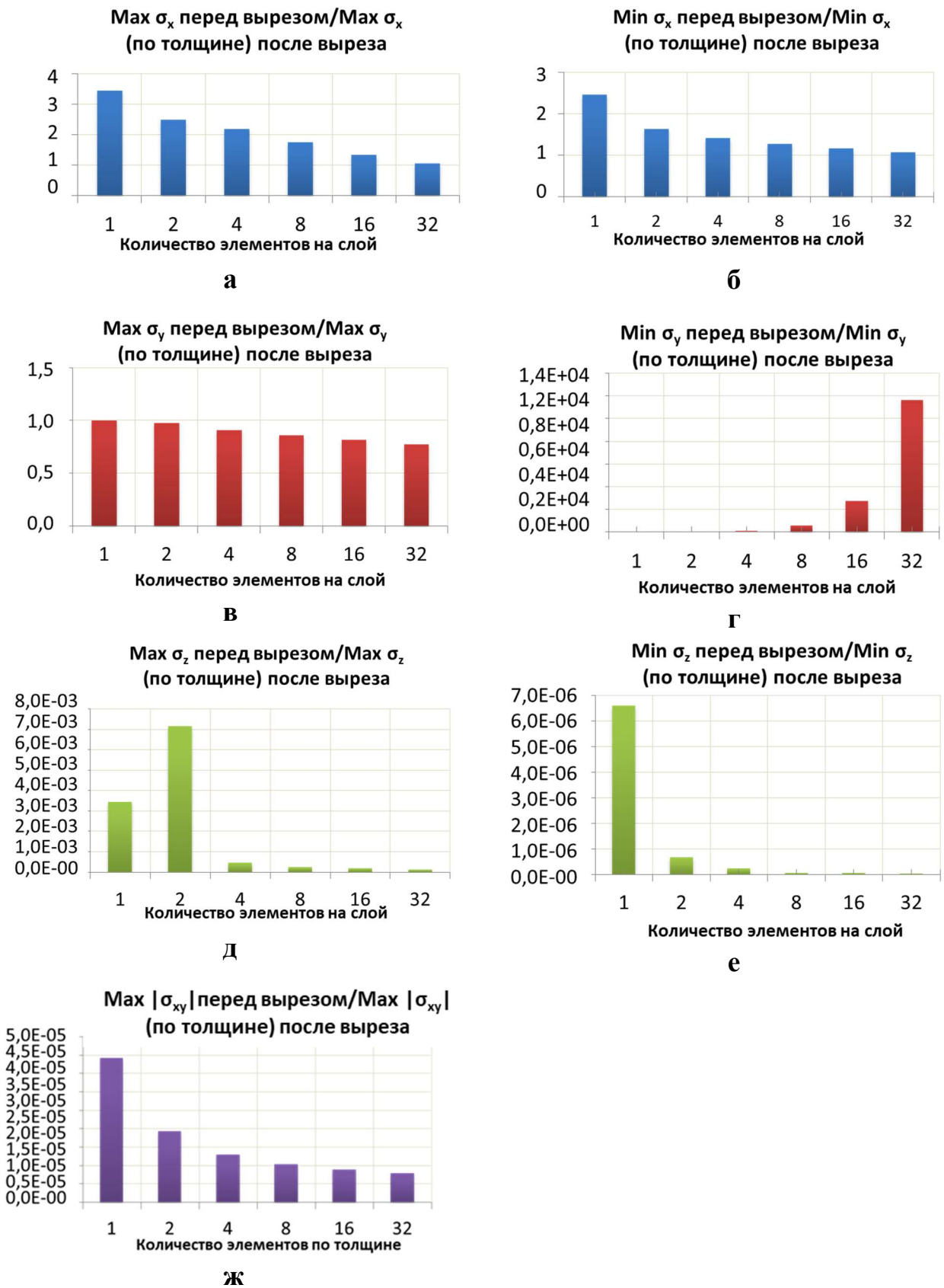


Рисунок 5.4 – Отношение максимального (минимального) напряжения в композите (в глобальной системе координат) до разреза к напряжению после разреза для различных сеток.

Компоненты напряжений σ_x , σ_y , σ_z , возникающие в образце во время полимеризации (до разрезания), не так чувствительны к размеру сетки, как напряжения после выреза. Напряжение σ_y до разреза и после разреза изменяется незначительно (см. рисунок 5.4 (в)). В то же время существенное увеличение максимальных напряжений σ_z и особенно максимальных напряжений σ_{xy} по толщине после разрезания образца можно наблюдать на рисунок 5.4 (д, ж). При дальнейшем уменьшении размера элемента будет наблюдаться рост минимальных остаточных напряжений σ_y (см. рисунок 5.4 (г)). Стоит отметить, что «полной стабилизации» значений компонент напряжений не происходит при измельчении сетки. Таким образом, в небольших областях напряжения могут достигать значения выше предельных. Зоны таких локальных скачков значений напряжений имеют размер несколько микрон [82, 131, 136, 137]. Данное явление вызвано присутствием особенности – скачкообразного изменения свойств материала в зоне свободной границы. С целью избегания данного эффекта следует применять модель разрушения.

Полученные результаты подтверждают существование зависимости напряжений в образце после разреза от размера сетки. В связи с тем, что величина напряжения значительно меняется с увеличением количества элементов на слой, существует вероятность ошибки при численном анализе при использовании более грубой сетки. Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что для получения приемлемых результатов достаточно использовать минимум 8 элемента по толщине одного слоя.

5.1.4. Результаты моделирования

5.1.4.1. Распределение значений компонент напряжений по толщине произвольно выбранного слоя

Для анализа распределения значений компонент напряжений по толщине слоя на образовавшейся после разрезания образца свободной границе был

рассмотрен произвольно выбранный слой в глубине образца (9 слой с направлением укладки 90°). На рисунке 5.5 представлен объект анализа.

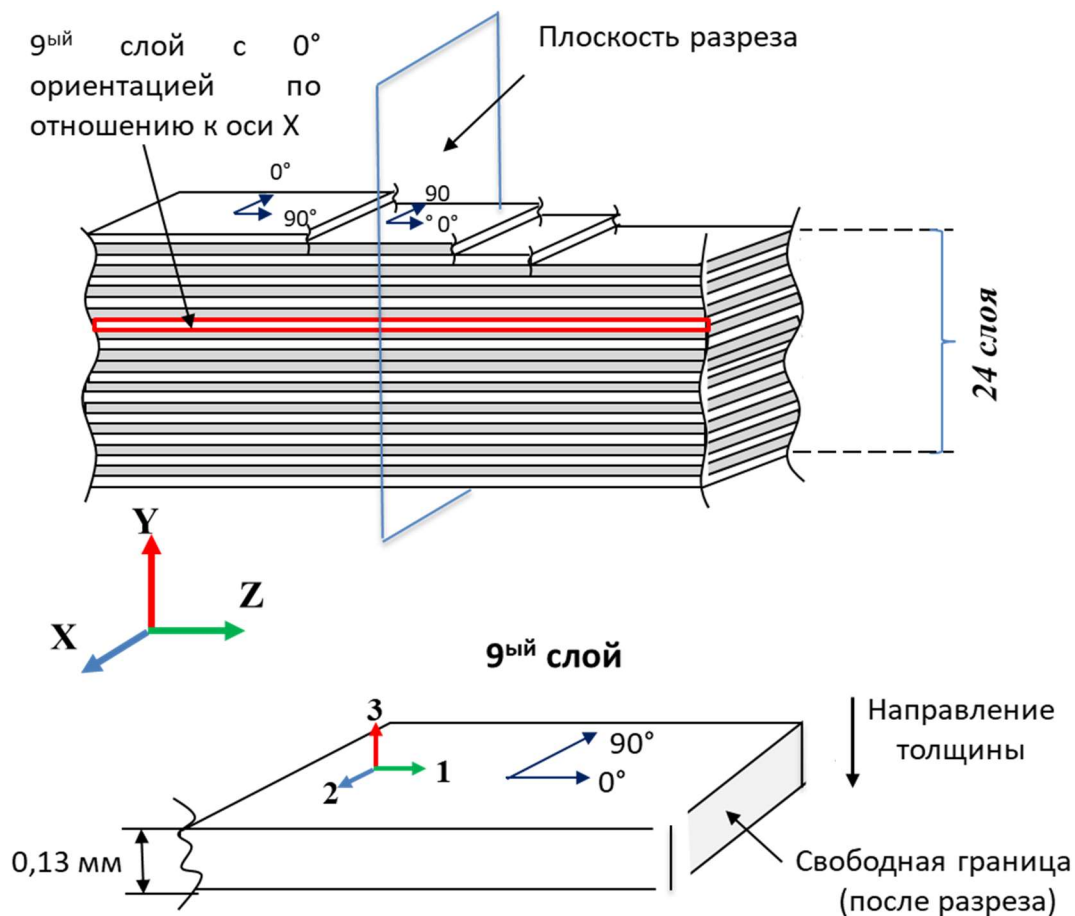


Рисунок 5.5– Рассматриваемый слой для анализа распределения напряжений по толщине на свободной границе.

На рисунке 5.6 и рисунке 5.7 представлено распределение значений компонент напряжений по толщине слоя в системе координат слоя (локальная система координат) для сетки 32,16,8,2 элемента на слой.

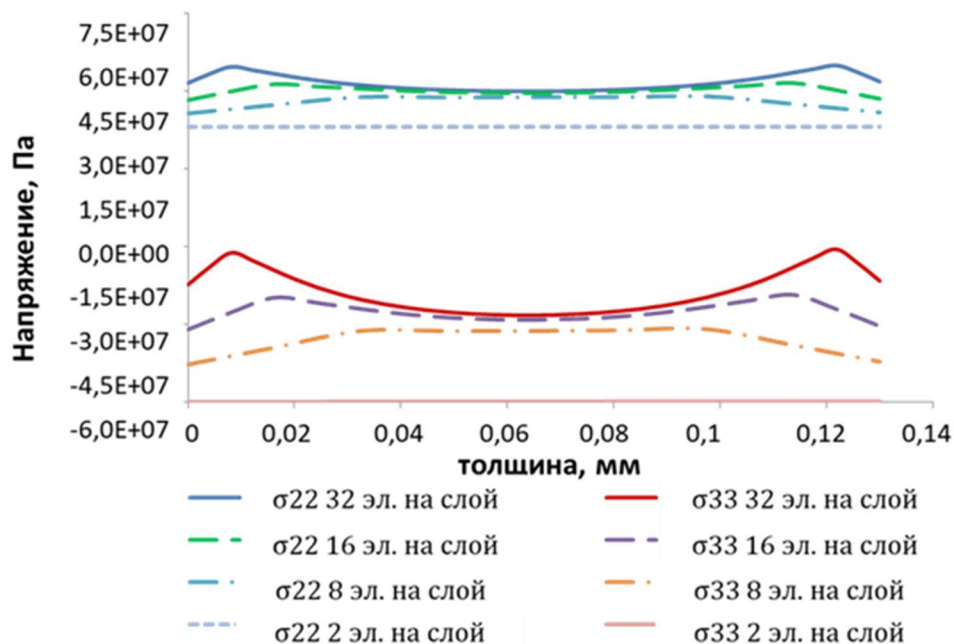


Рисунок 5.6 – Распределение компонент напряжений σ_{22} , σ_{33} по толщине 9 слоя на свободной границе после выреза (сетка – 32,16,8,2 элемента на 1 слой)

Значение трансверсального напряжения (в локальной системе координат) σ_{22} не так существенно зависит от размера конечного элемента, используемого при моделировании, как нормальное напряжение (в локальной системе координат) σ_{33} . Относительная погрешность для напряжений σ_{22} и σ_{33} , полученных на сетке 4 элемента на слой и на сетке 32 элемента на слой в зоне вдали от поверхностей соприкосновения с соседними слоями составляет 1,4% и 22,6% соответственно. В местах перестыковки слоев (на контактирующих с соседними слоями поверхностях) на свободной границе наблюдается резкая нелинейность напряжений. Изменение значения нормального напряжения в этой зоне проявляется тем сильнее, чем меньше размер КЭ используется при моделировании. Таким образом наблюдается известный эффект на свободной границе.

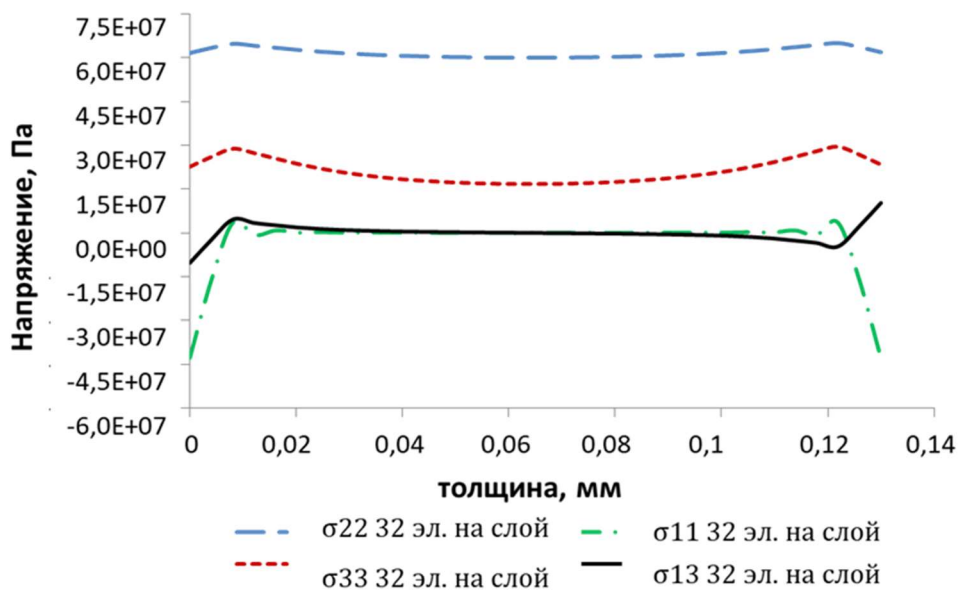


Рисунок 5.7 – Распределение компонент напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{13} по толщине 9 слоя на свободной границе после выреза (сетка – 32 элемента на 1 слой)

5.1.4.2. Распределение значений компонент напряжений в образце

Результаты расчета – распределение остаточных напряжений для отвержденного образца до разреза и их перераспределение после разреза представлены в локальной системе координат (системе координат слоя) и в глобальной системе координат на рисунках 5.8, 5.9 и на рисунке 5.10 соответственно. Результаты представлены для конечно-элементной сетки плотностью 8 элементов на слой.

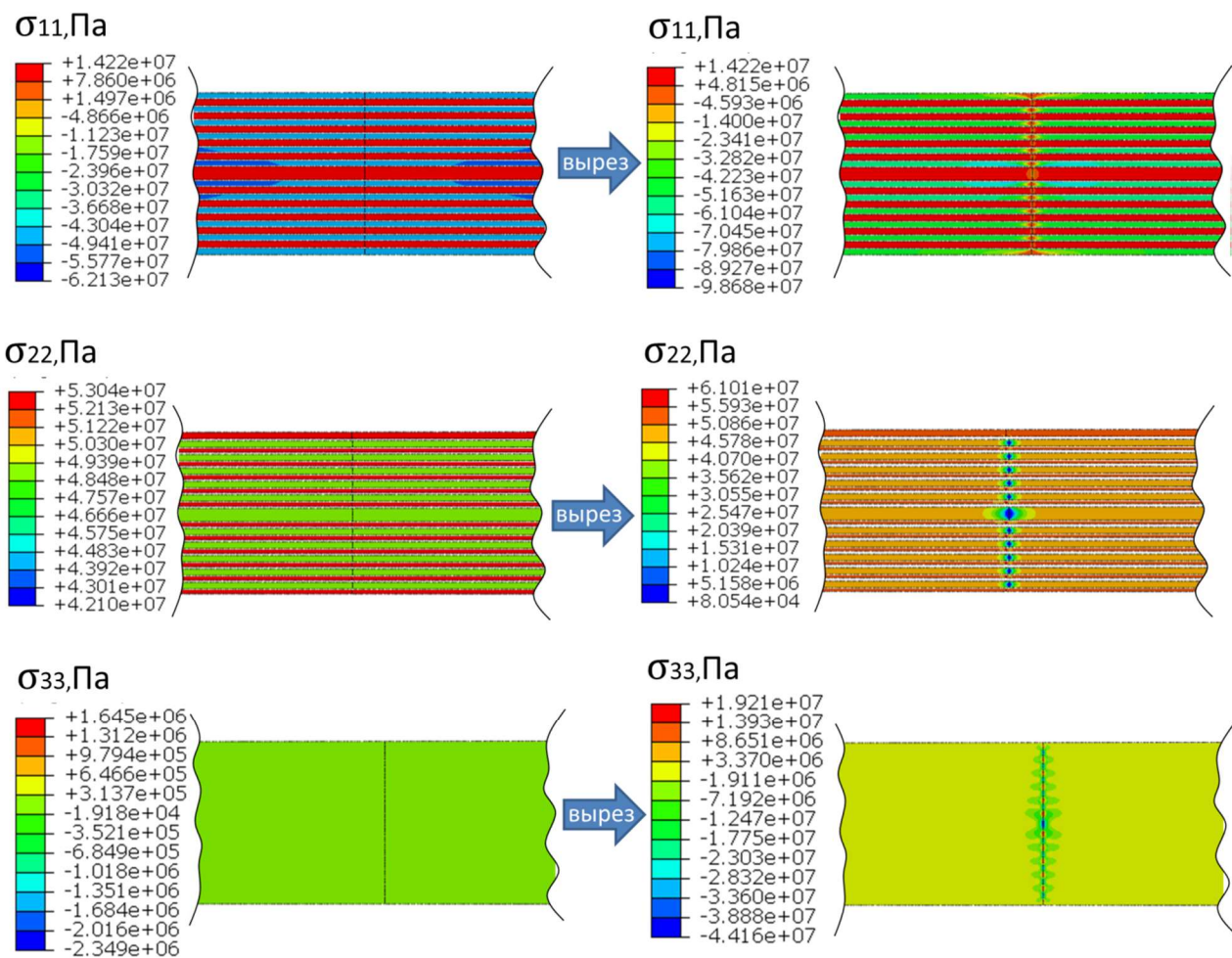
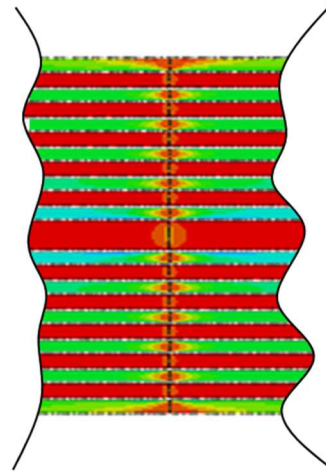
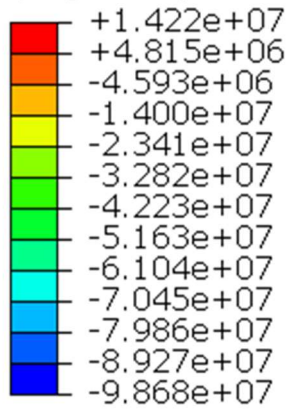
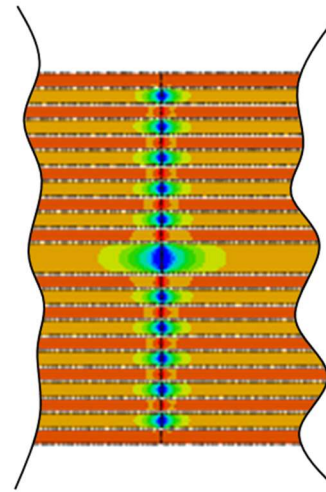
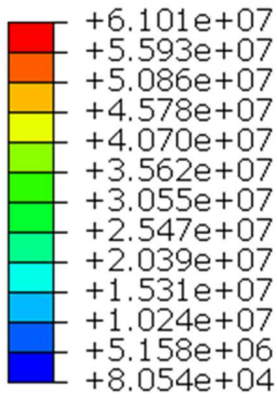


Рисунок 5.8 – Распределение напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ (в локальной системе координат слоя) без трещины после полимеризации и после резки

$\sigma_{11}, \text{Па}$



$\sigma_{22}, \text{Па}$



$\sigma_{33}, \text{Па}$

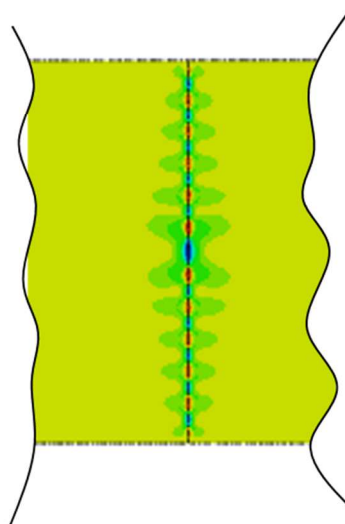
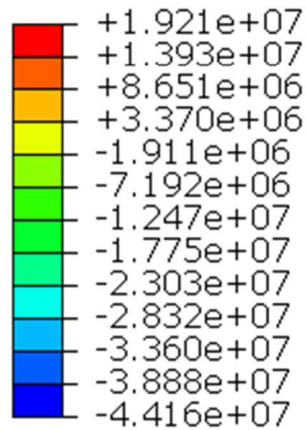


Рисунок 5.9 – Распределение напряжений (в локальной системе координат) в образце без трещины с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ после резки

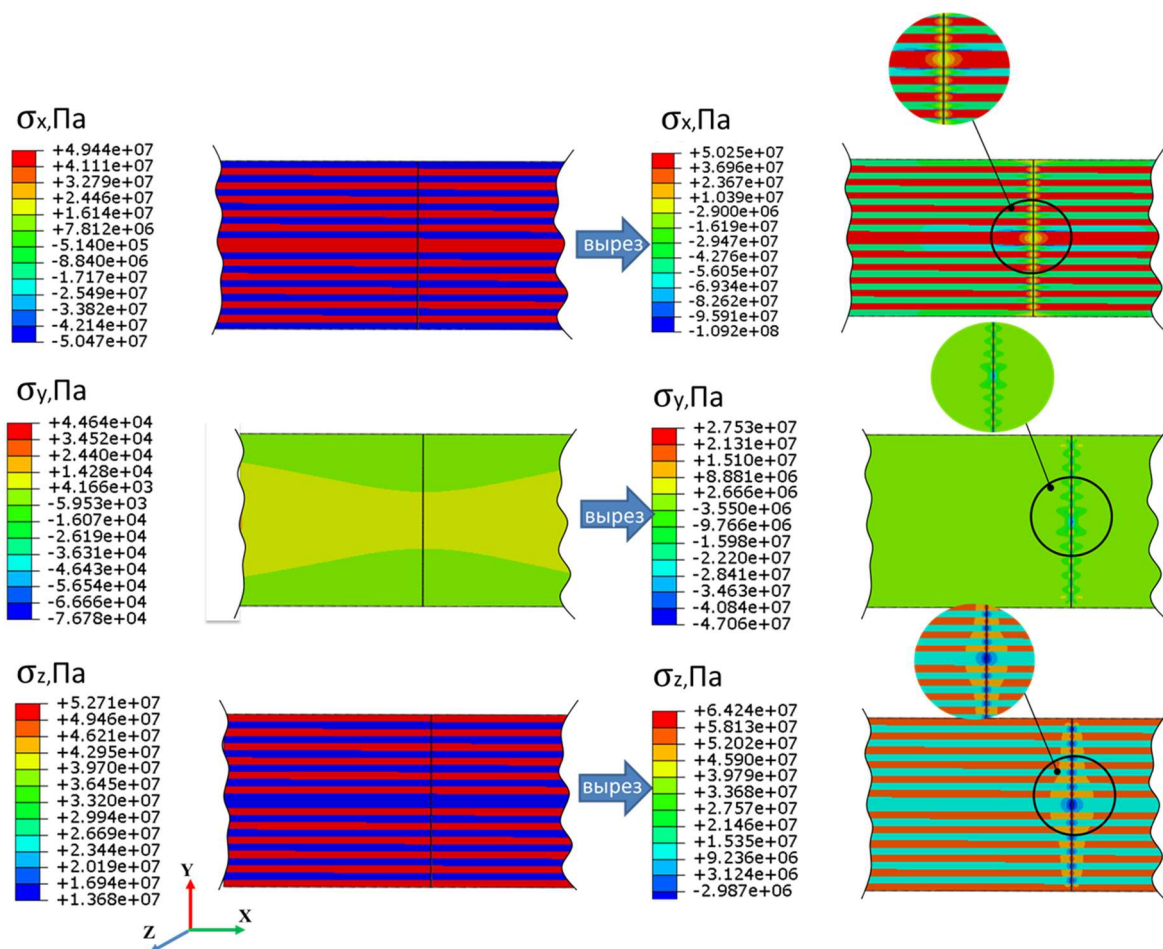


Рисунок 5.10 – Распределение напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ (в глобальной системе координат) без трещины после полимеризации и после резки (в масштабе перемещений $\times 20$)

Максимальные трансверсальные напряжения σ_{22} (полученные на сетке 32 элемента на слой) равны 62 МПа и близки к предельному значению для композита на основе препрега AS4 /8552 (81 МПа), в то время как значения напряжений в поперечном направлении σ_{11} и напряжений σ_{31} равны 0. Таким образом, области максимальных напряжений («особые» точки), имеющие размер несколько микрон, потенциально являются зонами поврежденности связующего. Используя при конечно-элементном моделировании модель разрушения с введенным критерием поврежденности [138, 139] удастся избежать появления зон с неограниченным ростом напряжений.

При моделировании выреза возникает эффект концентрации максимальных напряжений в локальных зонах области свободной границы. Абсолютное

максимальное напряжение в поперечном направлении близко к предельному напряжению композитного материала [131]. На рисунке 5.11 приведено сравнение максимальных напряжений (компонент напряжений) в образце до и после выреза с предельными напряжениями для смолы 8552. Сравнение проводилось на основании результатов КЭ моделирования для образцов с 8 элементами по толщине слоя.

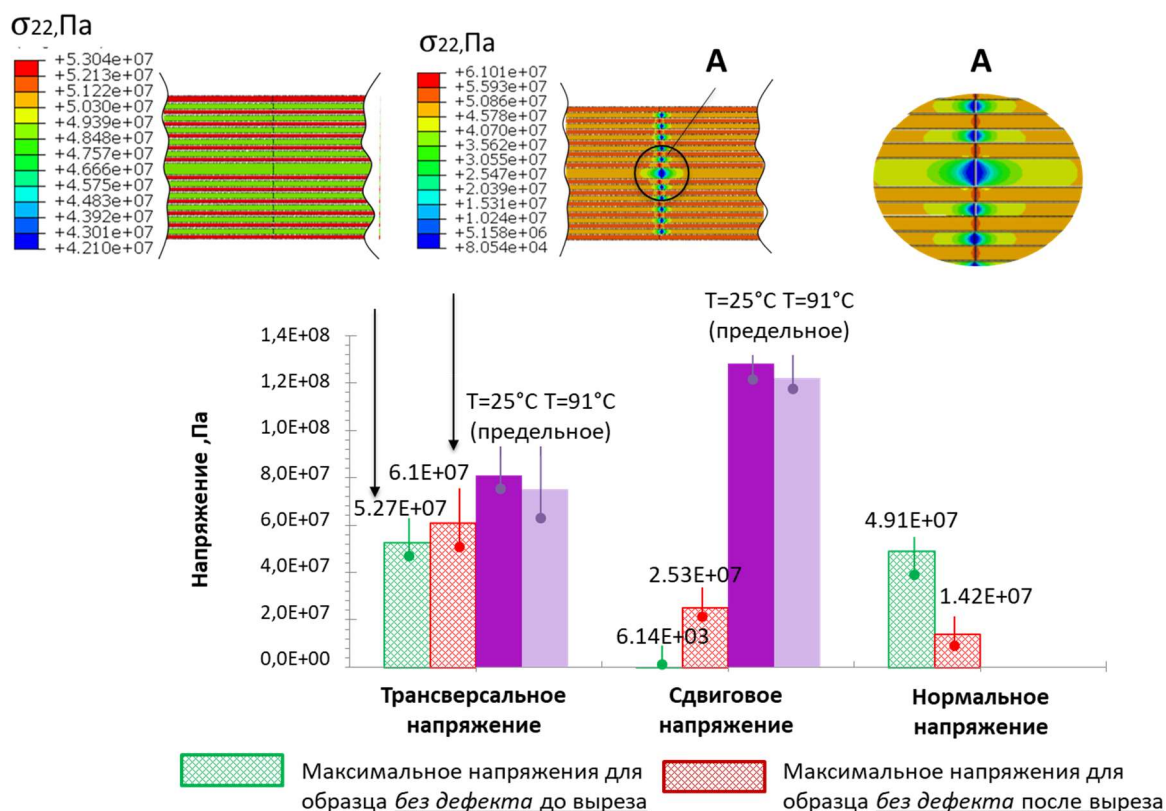


Рисунок 5.11 – Сравнение максимальных напряжений (компонент напряжений) в образце до и после резки с предельным напряжением при $T = 25^\circ\text{C}$, $T = 91^\circ\text{C}$

Таким образом, существует вероятность зарождения микротрещин в образце в процессе изготовления, а также при сравнительно небольшой нагрузке во время эксплуатации. Результаты моделирования согласуются с выводами, указанными в [140], которые продемонстрировали инициирование трещин матрицы в композитном образце $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ в результате остаточных напряжений, полученных во время технологического цикла отверждения.

5.1.4.3. Распределение значений компонент напряжений в точке с течением времени

На рисунке 5.12 представлен образец и указаны точки, в которых производился анализ напряжений, возникающих в процессе отверждения образца и его дальнейшего разрезания на две части.

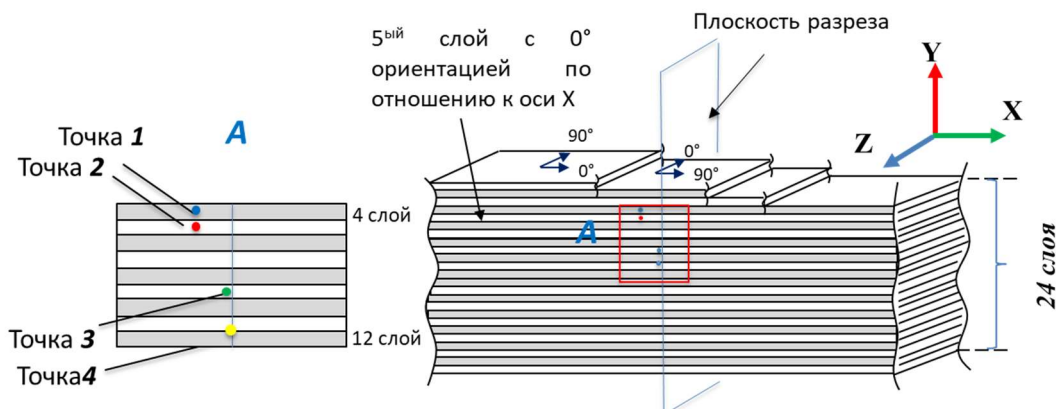


Рисунок 5.12– Точки, в которых проводился анализ распределения напряжений с течением времени в образце AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$

Для анализа истории изменения компонент напряжений с течением времени были выбраны произвольные точки (*точка 1*, *точка 2*), находящиеся в регулярных зонах, вдали от свободной границы и зон «перестыковки слоев». Результаты моделирования для точки 1 и точки 2 представлены на рисунке 5.13.

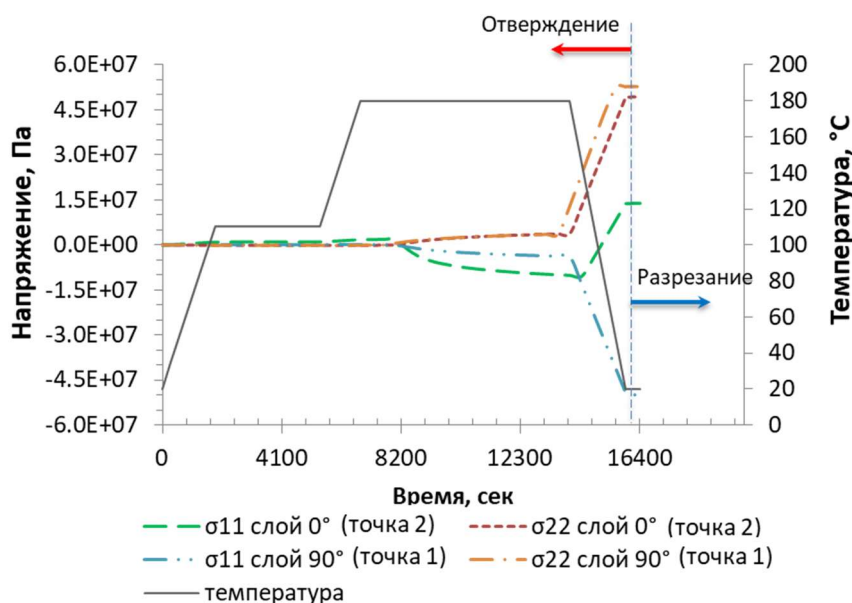


Рисунок 5.13 – Распределение компонент напряжений σ_{11} , σ_{22} для точки 1 и точки 2 в процессе отверждения и выреза (сетка – 32 элемента на 1 слой)

На этапе охлаждения образца наблюдается резкое изменение значений напряжений σ_{11} и σ_{22} для обеих точек ввиду термической усадки отвержденного композита. Сдвиговые напряжения на протяжении всего времени практически равны 0. Для регулярной зоны, находящейся вдали от мест, где происходит резкое изменение геометрии (свободная граница) или свойств (места «перестыковки» слоев), изменения напряжений после разрезания образца на две части практически не происходит.

На рисунке 5.14. и рисунке 5.15 приведена история изменения компонент напряжений (в системе координат слоя) для произвольной точки 3 вблизи свободной границы и для «особой» точки 4 в процессе полимеризации/отверждения и последующего разрезания композитного образца на две части. Точка 4 является «особой» точкой, в которой трансверсальные напряжения достигают максимальных значений в образце.

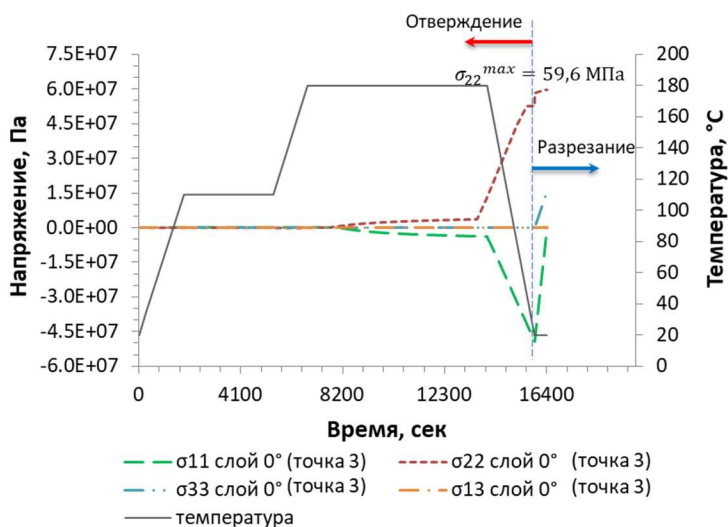


Рисунок 5.14 – Распределение компонент напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{13} для точки 3 в процессе отверждения и выреза (сетка – 32 элемента на 1 слой)

Для рассматриваемой точки 3, в отличие от случая расположения анализируемой точки в регулярной зоне, наблюдается изменение значений компонент напряжений после разрезания образца на две части и образования

свободной границы. Особо явно проявляется для продольного напряжения σ_{11} . Как видно из рисунка 5.15, для «особой» точки характерна нелинейность напряжений.

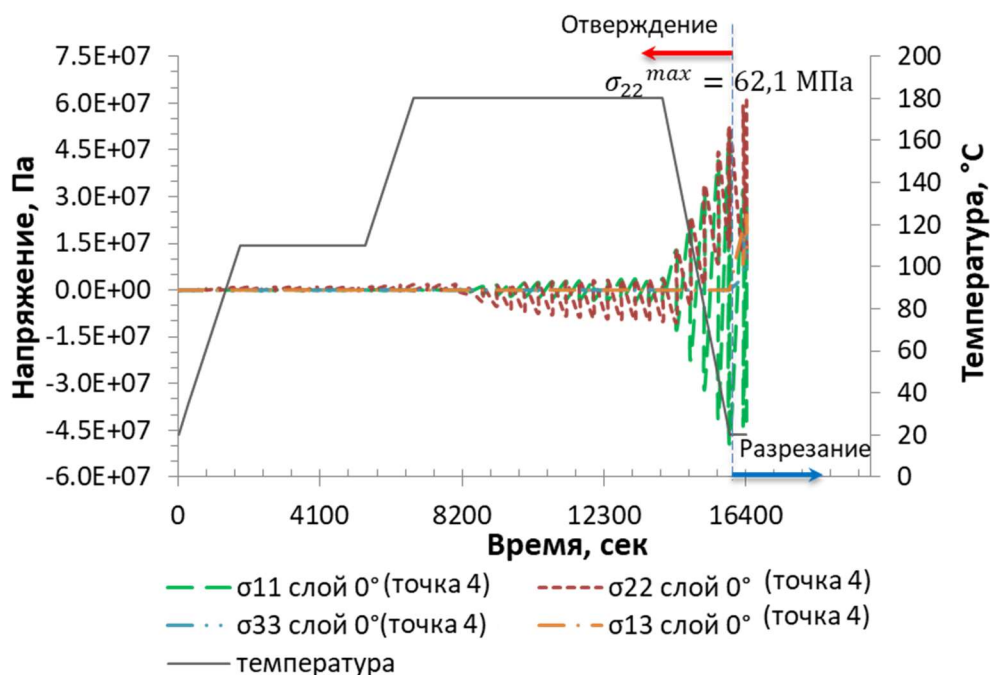


Рисунок 5.15 – Распределение компонент напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{13} для «особой» точки в процессе отверждения и выреза (сетка – 32 элемента на 1 слой)

Распределение значений компонент напряжений в узлах, находящихся одновременно на свободной границе и в месте «перестыковки» слоев, в различные моменты времен приведено в Приложении 1.

5.2. Анализ остаточных напряжений для укладки 0/90 с начальным расслоением

5.2.1. Постановка задачи и принимаемые допущения

Для анализа выбран прямоугольный композитный образец AS4/8552-1 с компоновкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и начальной трещиной, расположенной «в глубине тела» образца. Геометрия образца и укладка показаны на рисунке 5.16. Предполагается, что образец имеет бесконечную длину вдоль оси Z.

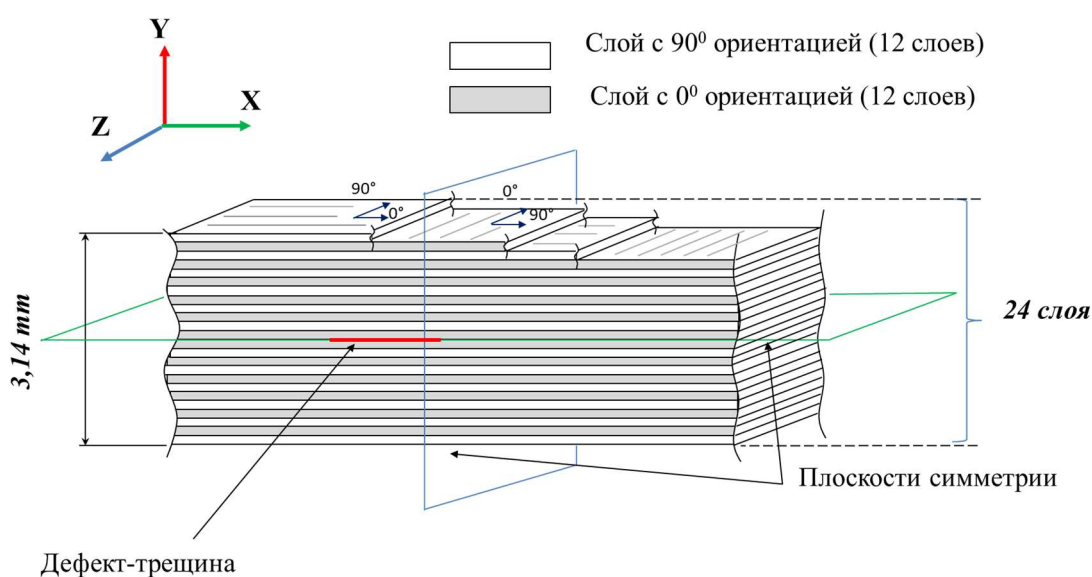


Рисунок 5.16 – Образец углеродно-эпоксидного композита AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$

Для данного образца требуется проанализировать распределение остаточных напряжений, образовавшихся как в процессе отверждения, так и после разрезания на две части. При этом особый интерес представляет анализ распределения напряжений в зоне свободной границы и вблизи вершины трещины.

Принимаемые допущения:

1. Влиянием оснастки пренебрегается в виду простоты геометрии и минимальным сдерживанием образца.

2. Вырез идеальный. Пренебрегаем наличием дефектов, образующихся от воздействия фрезы.
3. Волокна являются упругим трансверсально-изотропным материалом, свойства которого не зависят от температуры.
4. Поведение композита в процессе полимеризации/отверждения описывается квазилинейной вязко-упругой моделью CHLE (см. Глава 1, соотношение 1.11).
5. Полагаем, что в каждом слое распределение волокон равномерное.

5.2.2. Описание КЭ модели

Задача анализа напряжений на свободной границе в образце с начальным расслоением (см. рисунок 5.17) решалась в двумерной постановке и в два этапа так же, как и для случая без трещины.

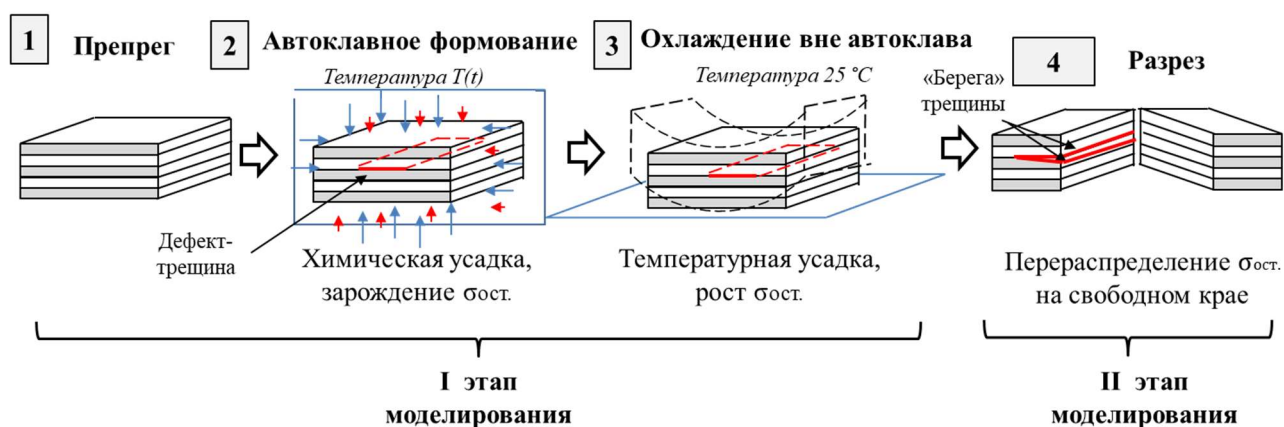


Рисунок 5.17 – Схема моделирования для образца с начальным дефектом

Трещина моделировалась посредством *seam crack technique* с учетом контактного взаимодействия *surface-to-surface* в виду ограничений в ПО ABAQUS [132] применения типовых техник виртуального закрытия трещины (*VCCT*) [132] и расширенного метода конечных элементов (*XFEM*) [132] для моделирования трещин при решении связанной тепло-прочностной задачи. Процесс резки был реализован с помощью специальной методики моделирования, которая деактивирует взаимодействие между двумя частями разрезанного образца после

моделирования цикла отверждения с использованием дополнительного шага анализа.

Модель была построена с использованием элементов CPE3T (твердотельный 3-х узловой элемент для плоских деформаций и совместного анализа перемещений и температур), CPE4RT (твердотельный 4-х узловой элемент для плоских деформаций и совместного анализа перемещений и температур с возможностью задания редуцированных элементов) таким образом, что элементы в зоне выреза и начальной трещины имеют квадратную форму. Конечно-элементная модель представлена на рисунке 5.18.

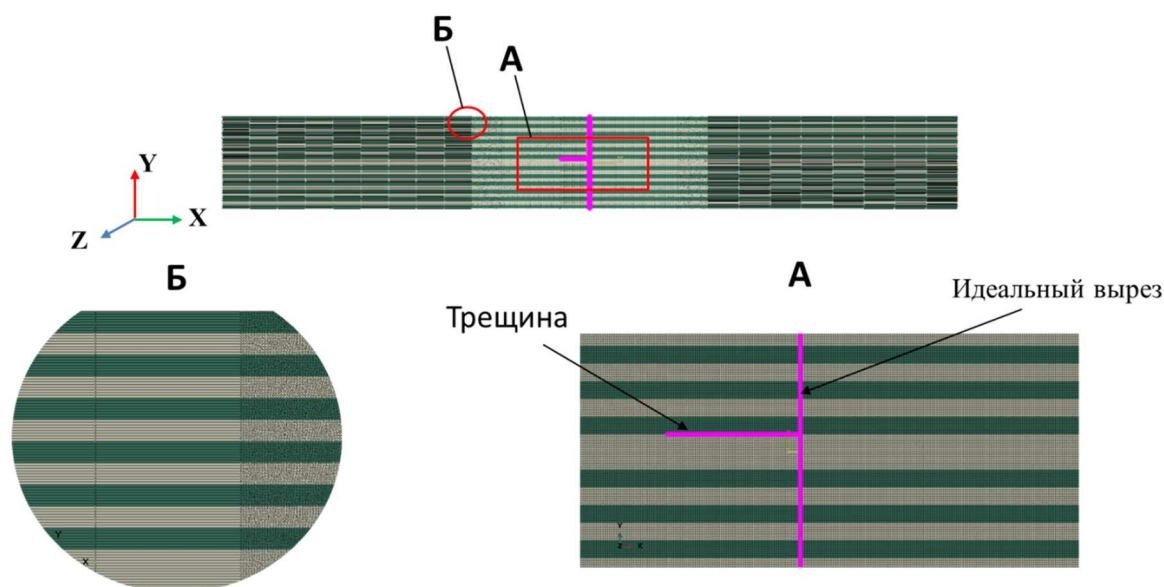


Рисунок 5.18 – КЭ модель образца AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12}$, длиной трещины 6мм и плотностью сетки 8 элементов на слой

5.2.3. Результаты моделирования

Результаты конечно-элементного моделирования – распределение остаточных напряжений для отвержденного образца с имеющимся расслоением длиной 6 мм до разреза образца и их перераспределение после разреза представлены на рисунке 5.19 и рисунке 5.20. Результаты представлены в глобальной системе координат для конечно-элементной сетки плотностью 8 элементов на слой.

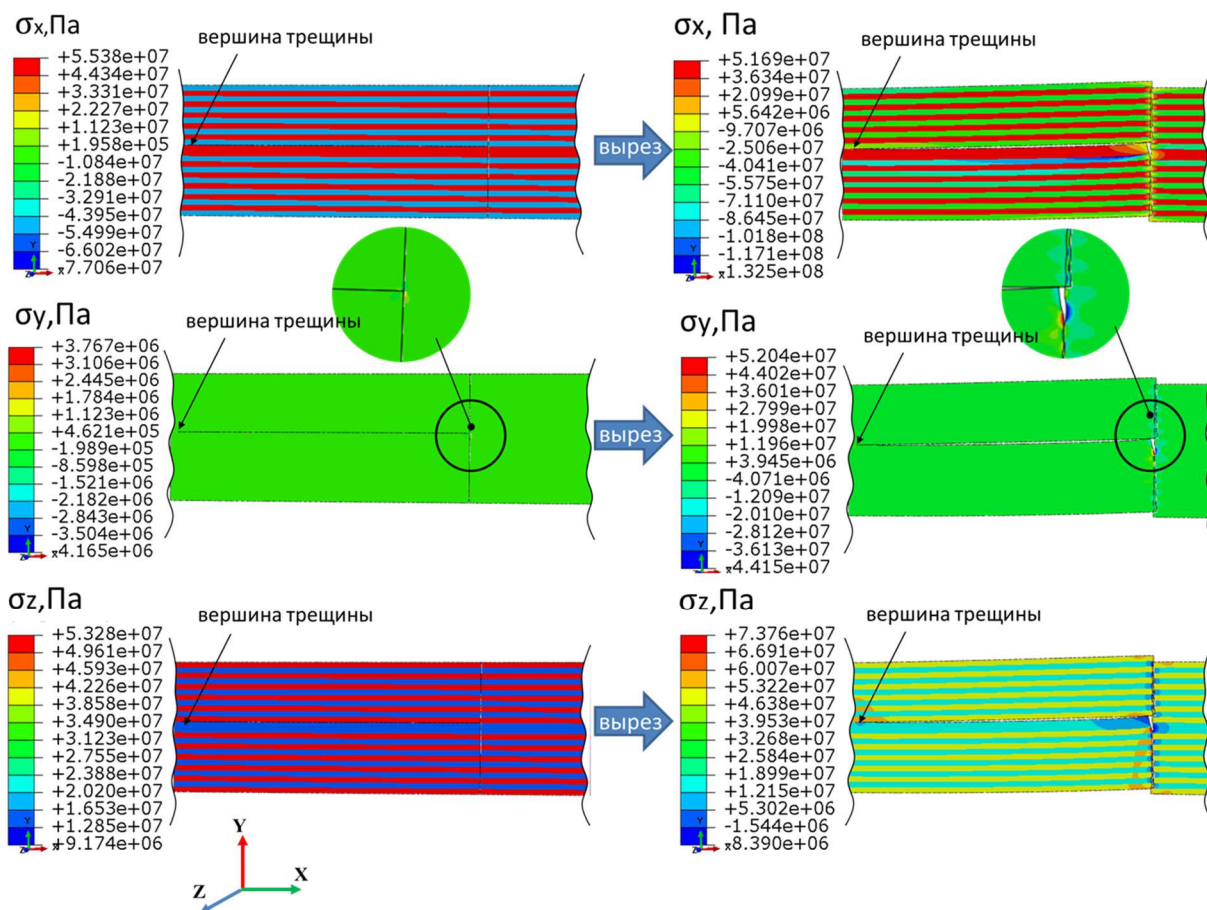


Рисунок 5.19 – Распределение напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и длиной трещины 6 мм после полимеризации и после резки

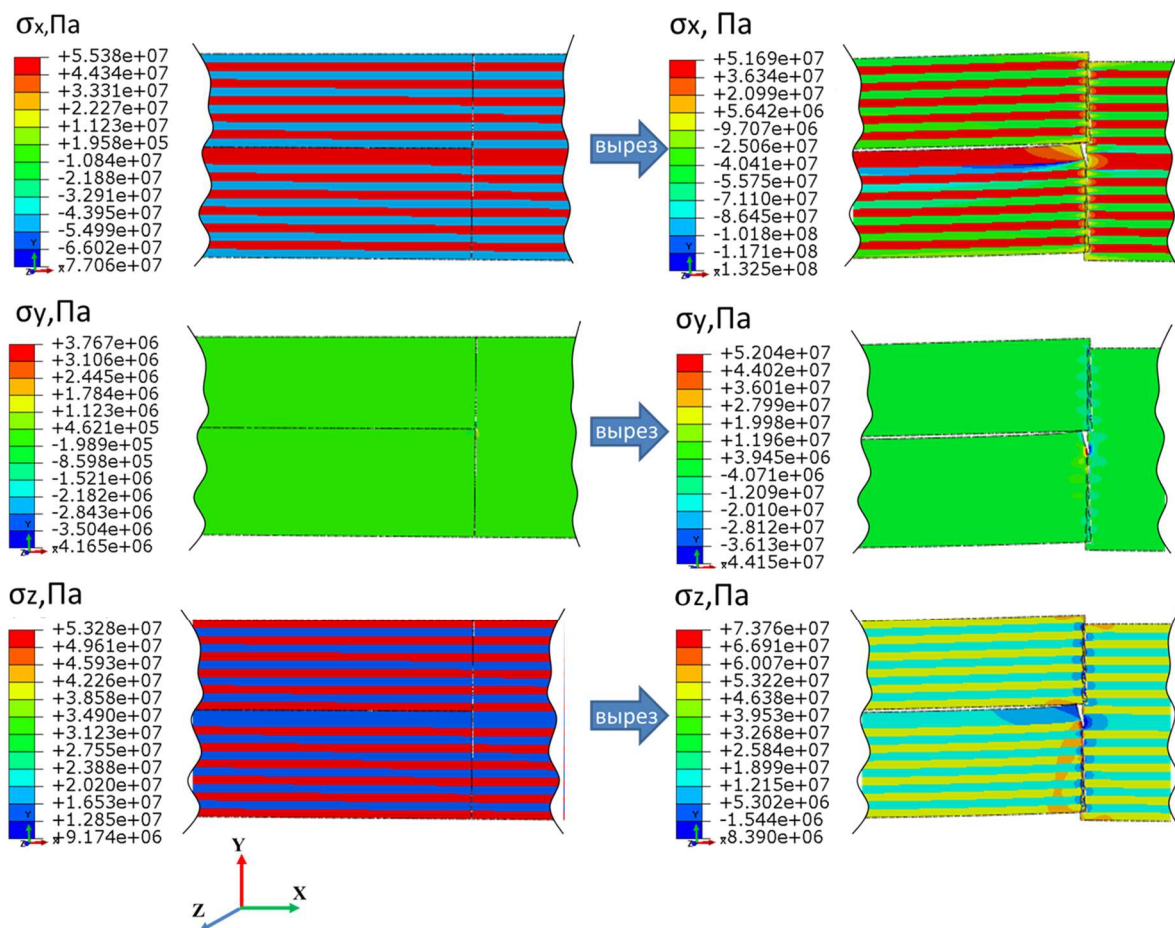


Рисунок 5.20 – Распределение напряжений в зоне выреза для образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ и длиной трещины 6 мм после полимеризации и после резки

Зону в вершине трещины исключим из рассмотрения при анализе полей напряжений в образце. Уровень максимальных значений компонент напряжений в образце с имеющейся начальной трещиной после разрезания на две части выше, чем в образце без нее. Стоит отметить, что напряжение σ_z (помимо зоны в вершине трещины) в небольшой области на границе идеального выреза, а также в небольшой области на удалении от вершины по своему значению также близко к предельному напряжению после механического выреза.

На рисунке 5.21 представлено распределение значений компонент напряжений (в системе координат слоя) по толщине слоя на свободной границе, получаемой после разрезания образца на две части. Для анализа был произвольно выбран слой в глубине образца – 9 слой с направлением укладки 90° .

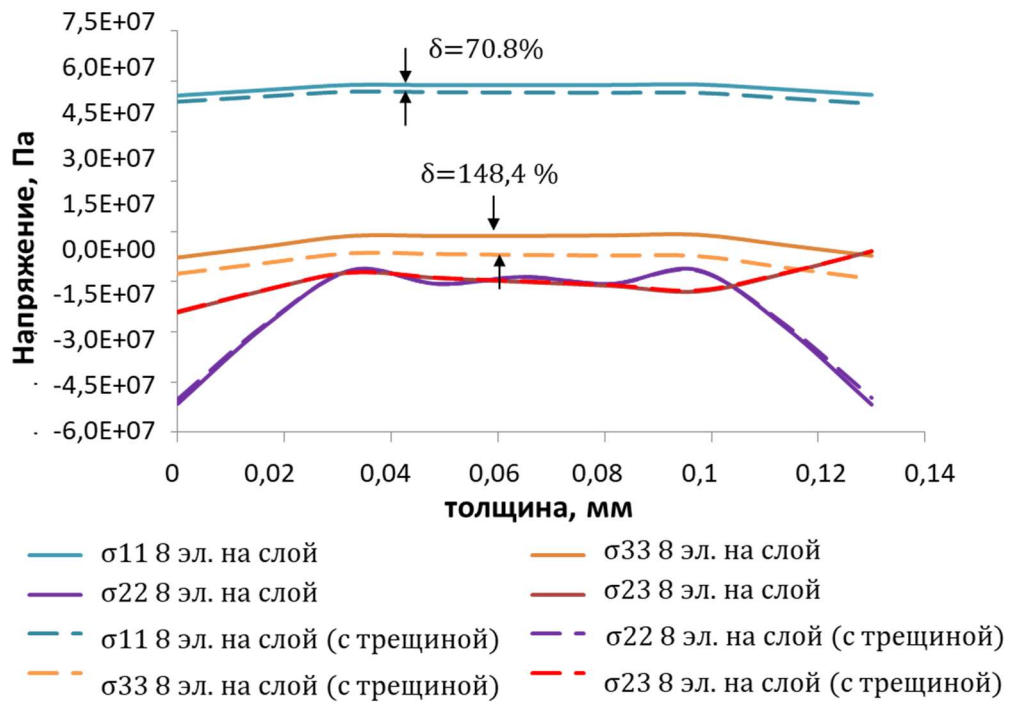


Рисунок 5.21 – Распределение компонент напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{23} по толщине 9 слоя на свободной границе после выреза для образца без и с начальной трещиной длиной 6 мм

Напряжение σ_z для образца с начальной трещиной выше, чем для образца без нее.

На рисунке 5.22 приведено сравнение максимальных напряжений в образце с имеющимся начальным расслоением длиной 6 мм и без/с предельными значениями напряжений для связующего до и после выреза. Сравнение проводилось на основании результатов КЭ моделирования для образцов с 8 элементами по толщине слоя. Напряжения в вершине трещины не учитывались.

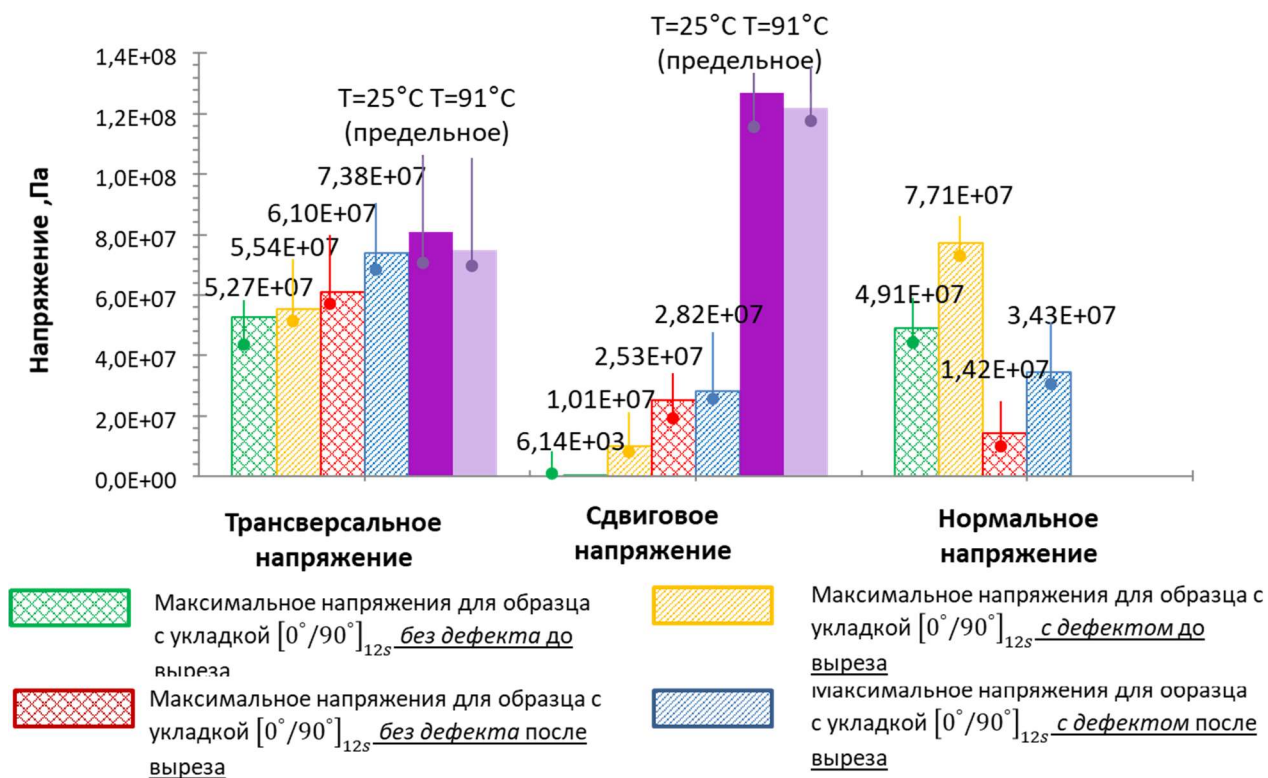


Рисунок 5.22 – Сравнение максимальных напряжений (компонент напряжений) в образце до и после резки с предельным напряжением при $T = 25^{\circ}\text{C}$, $T = 91^{\circ}\text{C}$

5.2.4. Оценка возможности дальнейшего роста имеющейся трещины

Для оценки влияния длины имеющегося дефекта (трещины) в композите на вероятность дальнейшего роста в процессе полимеризации образца и дальнейшей механической обработки была проанализирована история изменения параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига (G_I , G_{II}).

Для каждой длины трещины были рассчитаны G_I и G_{II} , также энергетические критерии роста трещины f_I и f_{II} по формулам (5.1) и (5.2) во время отверждения образца и после разрезания.

$$f_I = \frac{G_I}{G_{IC}} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta v \cdot R_y}{\Delta a \cdot b} \right) \cdot \frac{1}{G_{IC}} \quad (5.1)$$

$$f_{II} = \frac{G_{II}}{G_{IIC}} = \frac{1}{2} \cdot \left(\frac{\Delta u \cdot R_x}{\Delta a \cdot b} \right) \cdot \frac{1}{G_{IIC}} \quad (5.2)$$

где R_x, R_y – сила в вершине трещины (в узле) вдоль оси X (вдоль трещины) и оси Y (поперек трещины) соответственно; Δa – длина ребра конечного элемента в недеформированном состоянии; $\Delta v, \Delta u$ – перемещение соседнего узла слева от вершины трещины вдоль оси Y и оси X соответственно; G_{Ic}, G_{IIc} – предельные значения параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига.

Схема вычисления G_I, G_{II} приведена на рисунке 5.23.

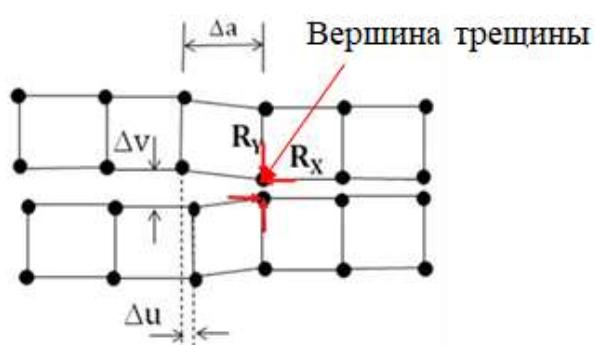


Рисунок 5.23 – Схема вычисления G_I и G_{II} (MCCI process) для 4-х узловых прямоугольных элементов

Значения параметров G_I и G_{II} в зависимости от длины трещины после полимеризации образца и после идеального разреза, имитирующего механическую обработку, приведены на рисунке 5.24 и рисунке 5.25.

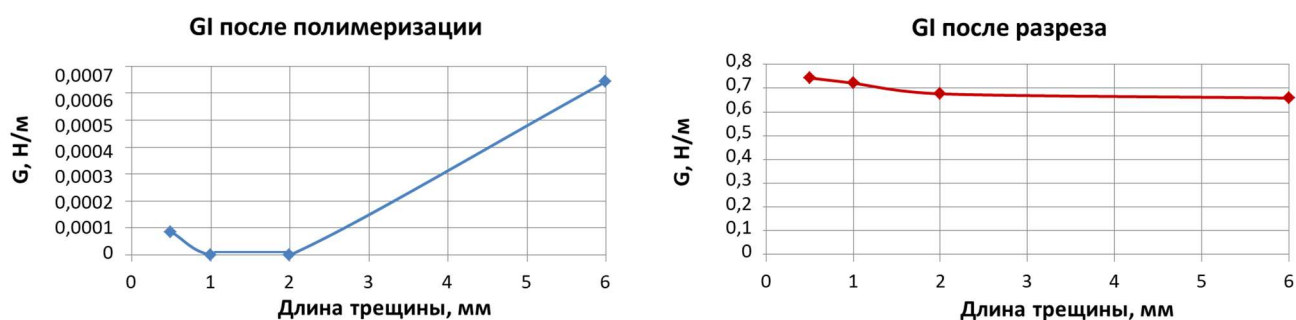


Рисунок 5.24 – Значение G_I в зависимости от длины трещины после полимеризации и после выреза

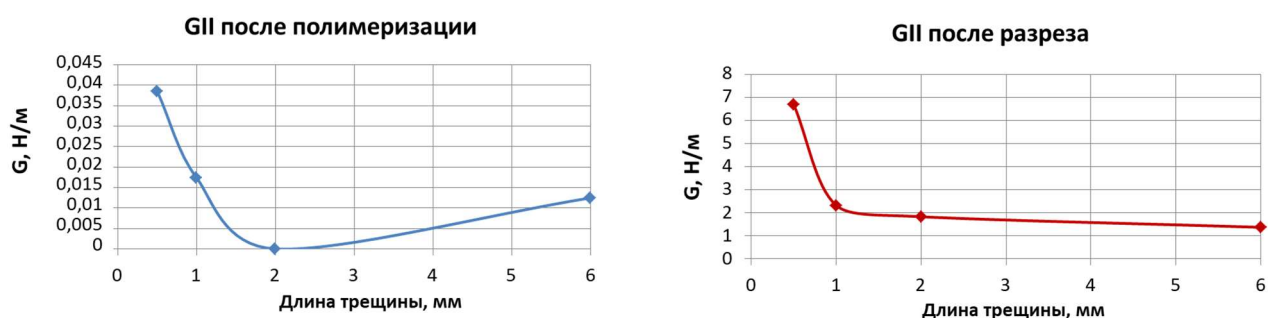


Рисунок 5.25 – Значение G_{II} в зависимости от длины трещины после полимеризации и после выреза

Длина изначального дефекта в образце не существенно и не совсем явно влияет на G_I и G_{II} . Для оценки характера изменения значений G_I и G_{II} с течением времени и оценки возможного дальнейшего роста трещин проведен анализ изменения энергетических критериев роста трещин f_I , f_{II} с течением времени для образца с трещиной 6 мм. Значения интенсивностей освобождения критических энергий приведено в таблице 5.2 на основании экспериментов, описанных в источниках [141, 142].

Таблица 5.2 – Предельные значения параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва, сдвига и среза

G_{IC} [N/m]	G_{IIC} [N/m]	G_{IIIC} [N/m]
280...293.44	790...2590	790...2590

Резкий рост значений скоростей происходит в момент создания идеального выреза, при этом абсолютное значение критериев разрушения много меньше 1, что свидетельствует об отсутствии дополнительного роста трещины.

Реальные конструкции из ПКМ могут работать под действием многократных циклических нагрузок. При циклических нагрузках критические значения интенсивностей освобождения энергии имеют тенденцию к уменьшению с увеличением числа циклов. На основании данных экспериментального

исследования [143] показано, что предел усталости, полученный для 3 миллионов циклов нагрузки, составляет 50% от статической критической энергии для материала AS4/8552. Эти результаты свидетельствуют о том, что предельные значения трещиностойкости при типовом усталостном нагружении на порядки превышают значения, реализуемые в образце под действием остаточных напряжений. Таким образом, остаточные напряжения не внесут существенных изменений в усталостный рост изначальных дефектов-расслоений.

5.3. Анализ разрушения композита под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений в области свободной границы материала

5.3.1. Случай укладки 0/90

5.3.1.1. Описание конечно-элементного моделирования

Моделирование проводилось в условиях обобщенного состояния плоской деформации. Задача решалась по явной схеме. На первом шаге зачитывались остаточные напряжения из задачи технологического моделирования, описанной в разделе 5.1. Таким образом, распределение технологических остаточных напряжений/деформаций являлось начальным условием. Вторым шагом производилось нагружение, при котором увеличивались деформации ϵ_{33} во всем сечении одинаково. Задача одноосного нагружения образца AS4/8552 без начального расслоения схематично представлена на рисунке 5.26. При моделировании использовалась модель разрушения ПКМ, описанная в работах [139, 144].

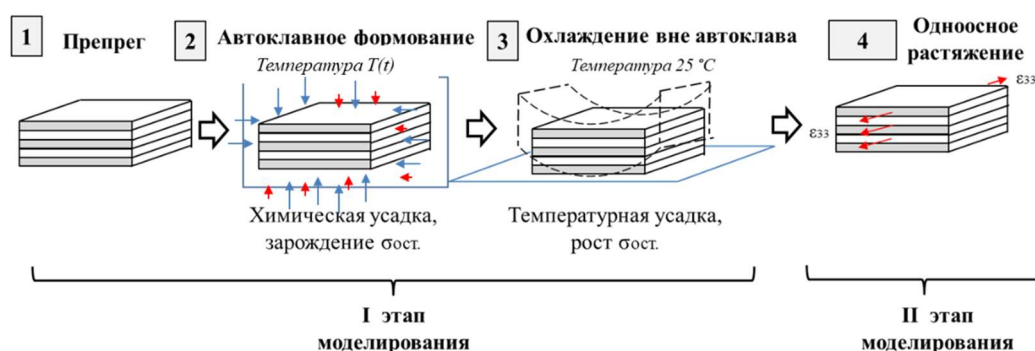


Рисунок 5.26 – Схема моделирования для образца без начального дефекта

5.3.1.2. Результаты моделирования

На рисунке 5.27 приведено распределение параметров повреждения матрицы (ψ) [139, 143] в рассматриваемом образце с учетом и без учета технологических напряжений. Параметр повреждения $\psi=1$ соответствует случаю, когда повреждений в матрице нет, $\psi=0$ соответствует случаю, когда матрица разрушена. Результат моделирования представлен для конечно-элементной модели с плотностью сетки 8 элементов на слой.

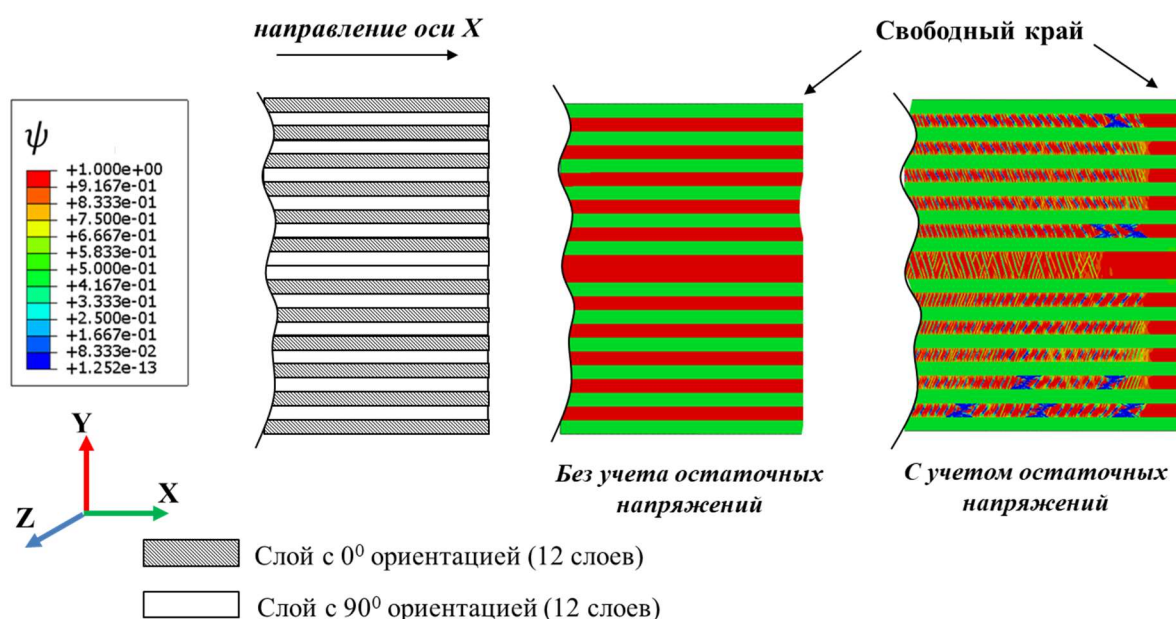


Рисунок 5.27 – Распределение повреждений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ при одноосном растяжении, слева – без учета остаточных напряжений, справа – с учетом остаточных напряжений

На рисунке 5.28 продемонстрировано распределение параметров повреждения матрицы (ψ) в процессе одноосного растяжения в образце без начального расслоения, но с имеющимися остаточными напряжениями.

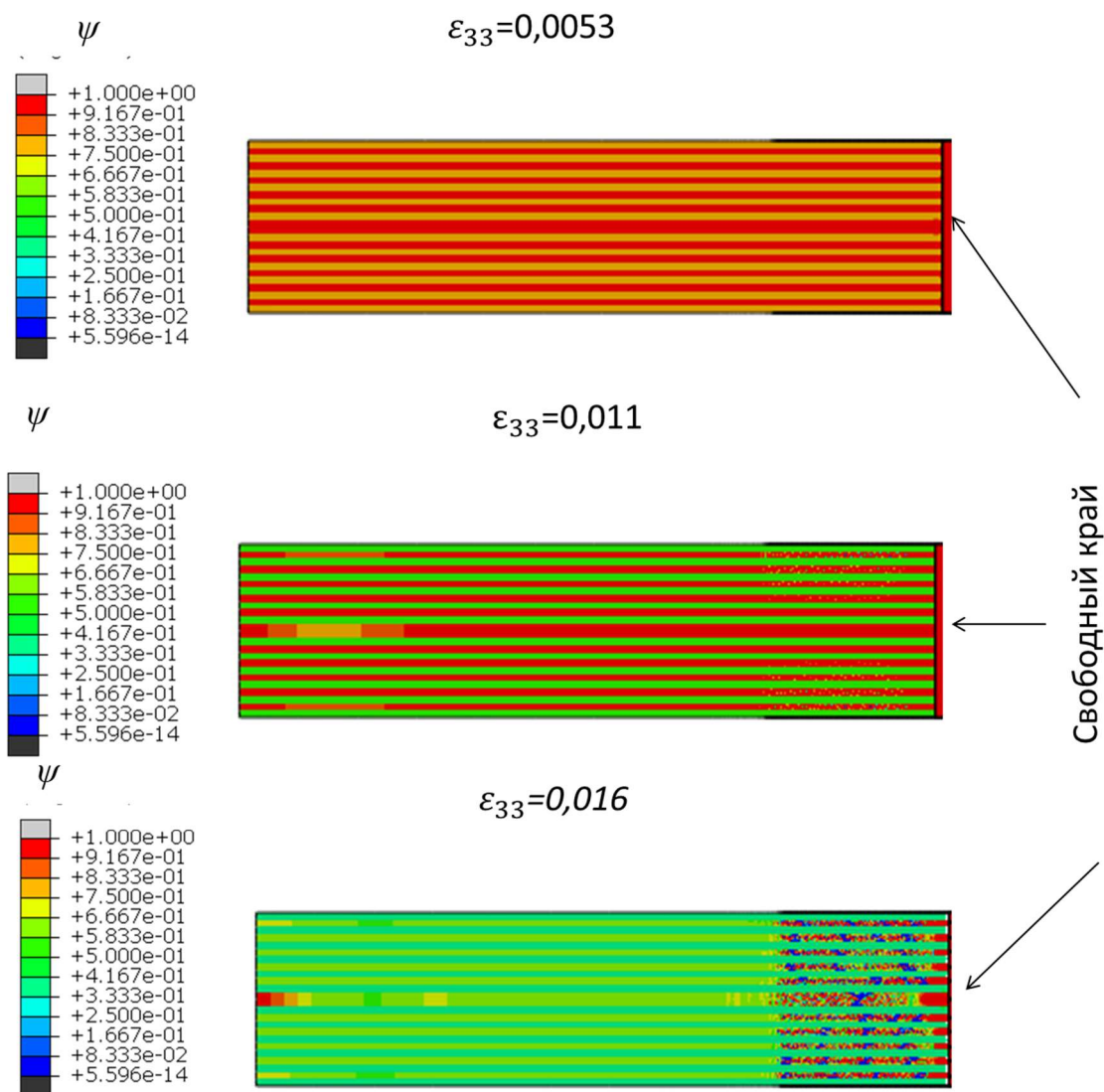


Рисунок 5.28– Распределение повреждений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ при одноосном растяжении с учетом остаточных напряжений

Для образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ (без начальных дефектов) характерно появление растрескиваний вдоль волокон у слоев, ориентированных вдоль направления приложения нагрузки при моделировании одноосного растяжения. Данный эффект наблюдается при учете остаточных напряжений.

В работах [144, 145] визуальный и рентгенографический анализ образцов при одноосном растяжении показал также наличие интенсивного образования продольных трещин в связующем (рисунок 5.29 и рисунок 5.30).

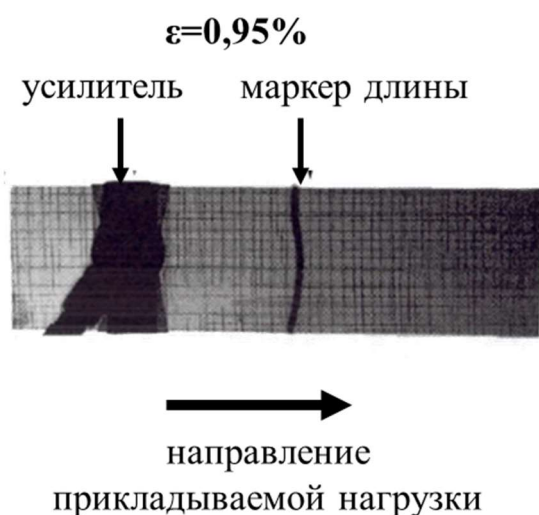


Рисунок 5.29 – Рентгеновский снимок трещин в образце $[0_4/90_4]$ при однонаправленном нагружении

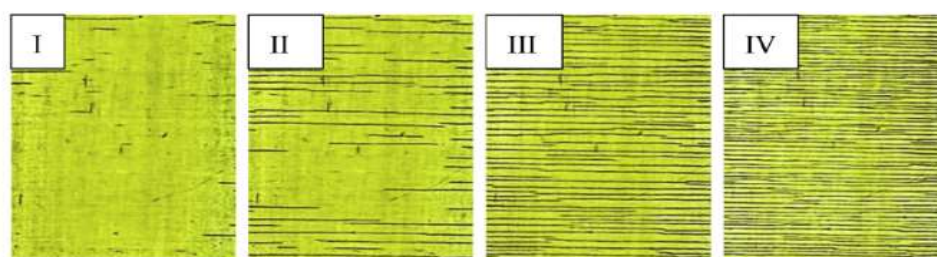


Рисунок 5.30 – Образование трещин в матрице при продольном растяжении в образце $[0^\circ/90^\circ]$

5.3.2. Случай укладки $0/90$ с начальным расслоением

5.3.2.1. Описание конечно-элементного моделирования

Моделирование проводилось в условиях обобщенного состояния плоской деформации аналогично моделированию разрушения образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ без начального расслоения. Задача одноосного нагружения образца с начальным расслоением схематично представлена на рисунке 5.31. При моделировании использовалась модель разрушения ПКМ, описанная в работах [138, 139].

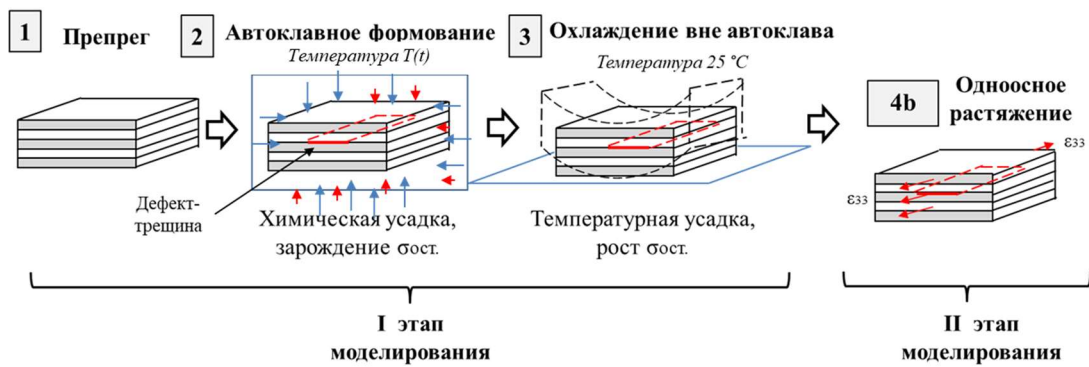


Рисунок 5.31 – Схема моделирования для образца с начальным расслоением

5.3.2.2. Результаты моделирования

На рисунке 5.32 приведено распределение параметров повреждения матрицы (ψ) в образце с имеющимися остаточными напряжениями и трещиной длиной 6 мм в процессе одноосного растяжения. Параметр повреждения $\psi=1$ соответствует случаю, когда повреждений в матрице нет, $\psi=0$ соответствует случаю, когда матрица разрушена. Результат моделирования представлен для конечно-элементной модели с плотностью сетки 8 элементов на слой.

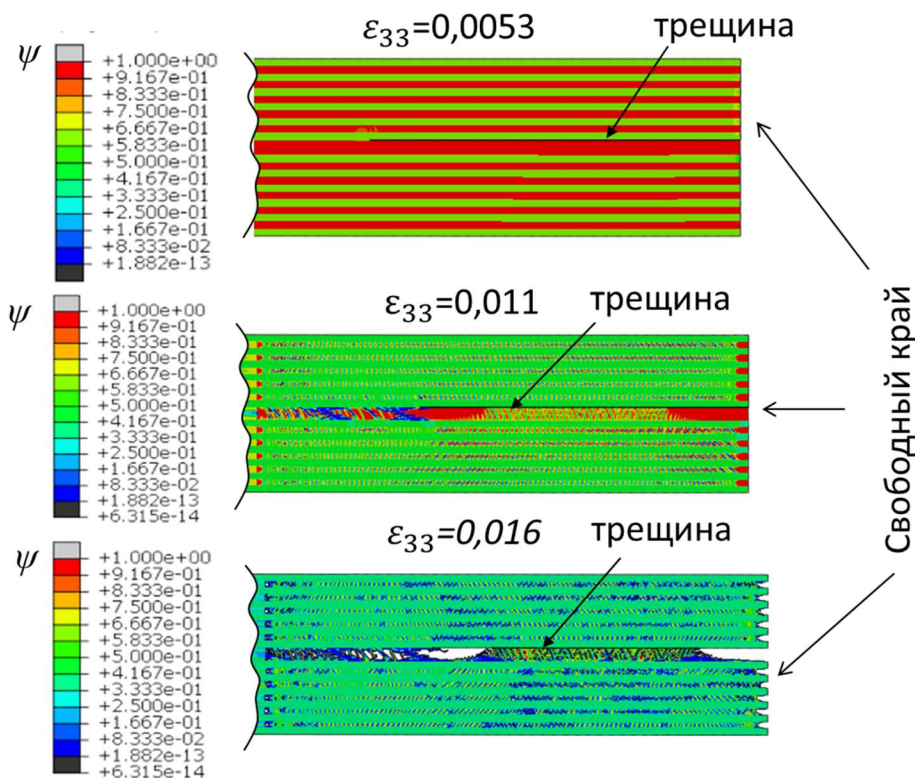


Рисунок 5.32 – Распределение повреждений в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и трещиной длиной 6 мм при одноосном растяжении с учетом остаточных напряжений

Для оценки поведения начальной трещины в образце под воздействием одноосной нагрузки с течением времени и определения времени начала роста необходимо проанализировать изменение параметров G_I и G_{II} по отношению к G_{Ic} и G_{IIc} соответственно. На рисунке 5.33 представлено распределение энергетических критериев роста трещины f_I и f_{II} в образце с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и длиной трещиной 6 мм в течение времени при одноосном растяжении и сжатии с учетом остаточных напряжений и без учета.

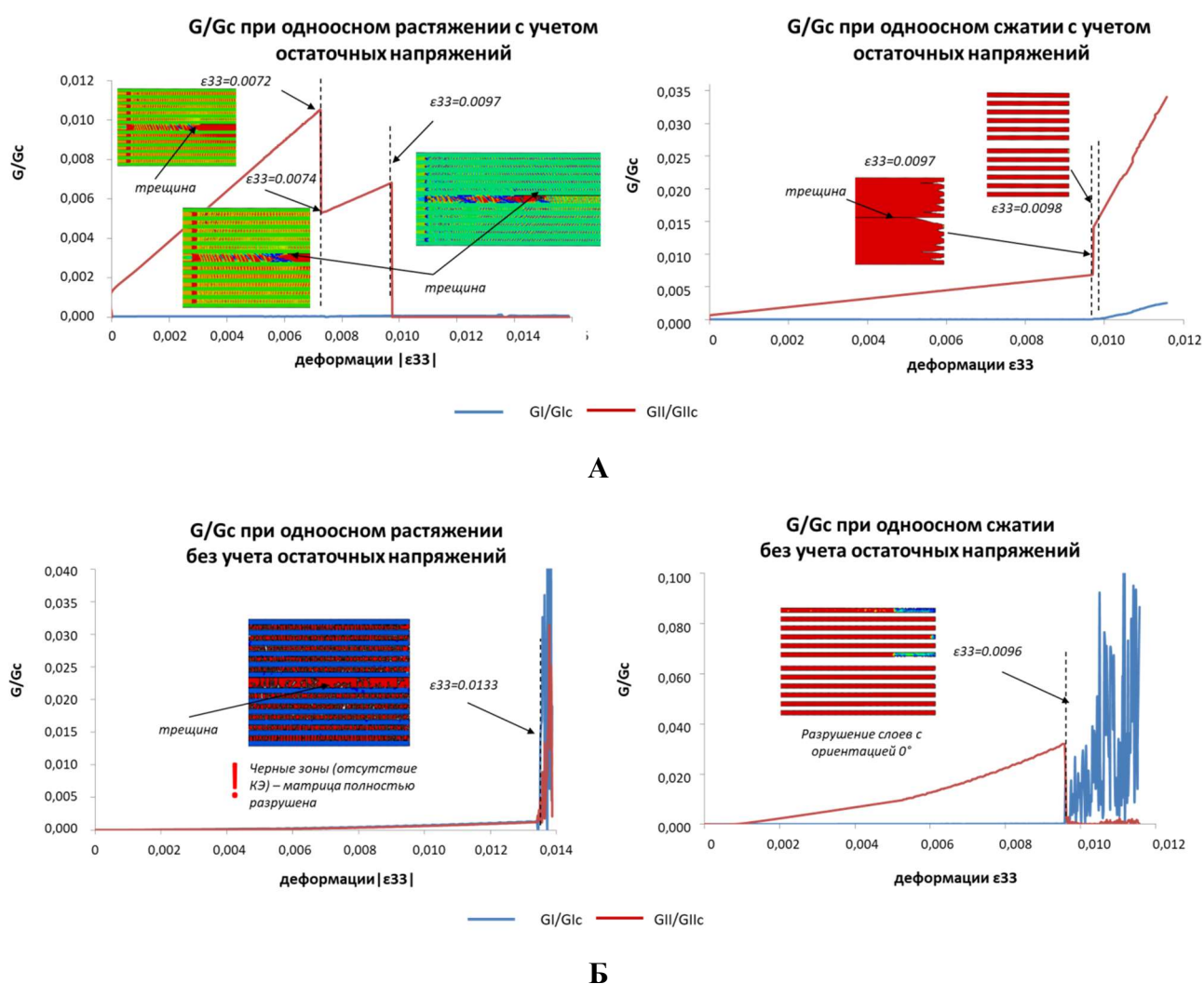


Рисунок 5.33 – Значение f_I и f_{II} во времени для образца AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ и длиной трещиной 6 мм при одноосной нагрузке с учетом остаточных напряжений (А), без учета остаточных напряжений (Б)

На протяжении всего времени нагружения абсолютное значение критериев разрушения много меньше 1, что свидетельствует об отсутствии дополнительного роста имеющейся начальной трещины в образце. Скачкообразный рост значений

соответствует времени начала инициации повреждений в матрице. Критерии f_{I} и f_{II} для случаев нагружения с учетом остаточных напряжений больше на порядок по сравнению с случаями нагружения без учета.

5.4. Анализ остаточных напряжений для квази-изотропной укладки

5.4.1. Постановка задачи и принимаемые допущения

Для анализа выбран прямоугольный образец ПКМ AS4/8552 с квази-изотропной укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ без дефектов. Геометрия образца и укладка показаны на рисунке 5.34.

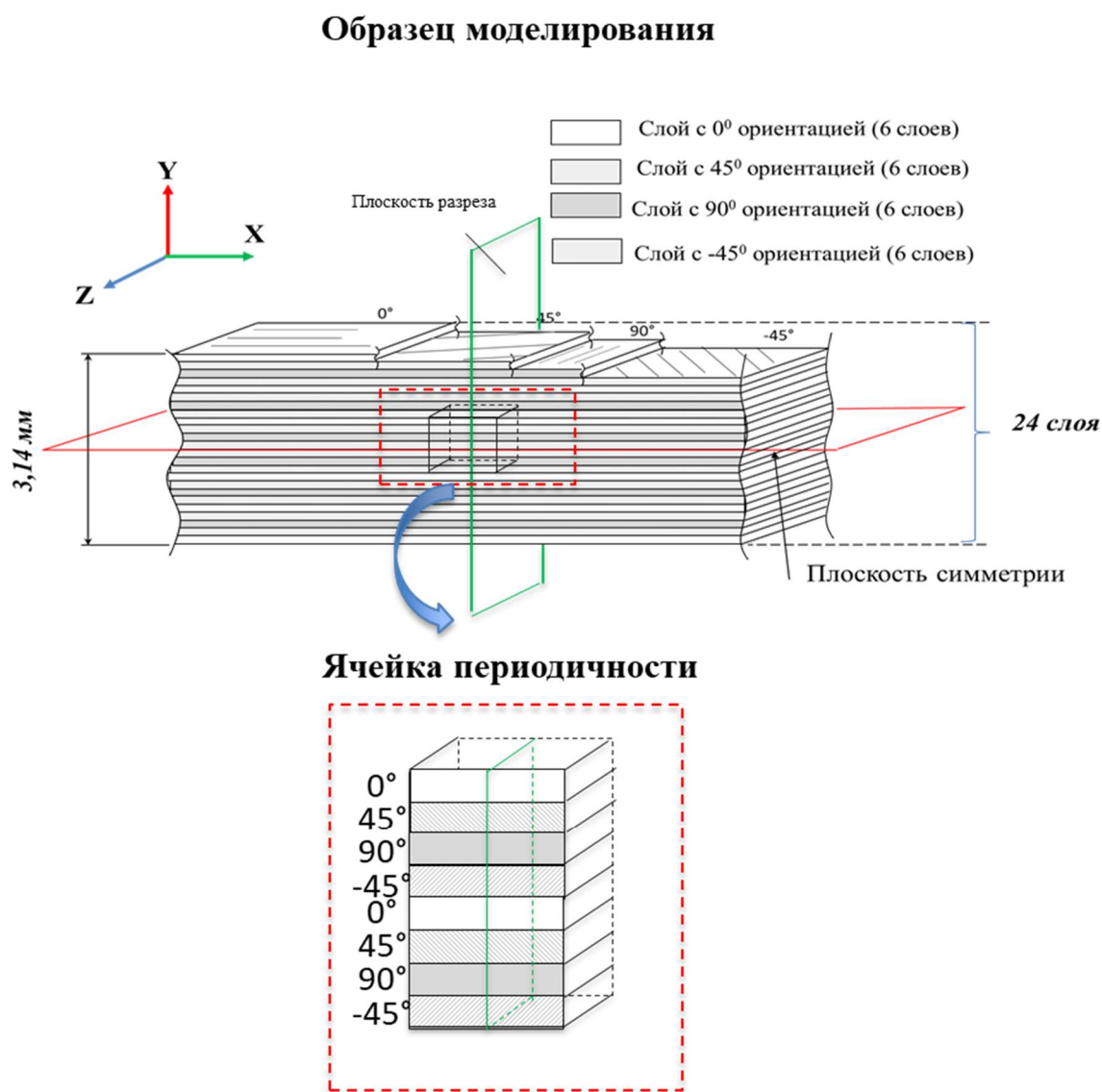


Рисунок 5.34 – Образец углеродно-эпоксидного композита AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$.

Для данного образца требуется проанализировать распределение остаточных напряжений, образовавшихся как в процессе отверждения, так и после разрезания на две части. При этом особый интерес представляет анализ распределения напряжений в зоне свободной границе.

Принимаемые допущения:

1. Влиянием оснастки пренебрегается в виду простоты геометрии и минимальным сдерживанием образца.
2. Вырез идеальный. Пренебрегаем наличием дефектов, образующихся от воздействия фрезы.
3. Волокна являются упругим трансверсально-изотропным материалом, свойства которого не зависят от температуры.
4. Поведение композита в процессе полимеризации/отверждения описывается квазилинейной вязко-упругой моделью CHLE (см. Глава 1, соотношение 1.11).
5. Полагаем, что в каждом слое распределение волокон равномерное.

5.4.2. Описание КЭМ

Задача анализа напряжений на свободной границе, как и для рассмотренного выше случая с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ состоит из двух этапов – моделирования процесса полимеризации и моделирования идеального выреза с образованием свободной границы. Задача решались в трехмерной постановке с использованием ячейки периодичности. При моделировании использовались элементы C3D8T (восьмиузловой твердотельный элемент с дополнительной температурной степенью свободы в узле). Процесс резки был реализован аналогично рассмотренному выше случаю с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$. Конечно-элементная модель с граничными условиями показана на рисунке 5.35.

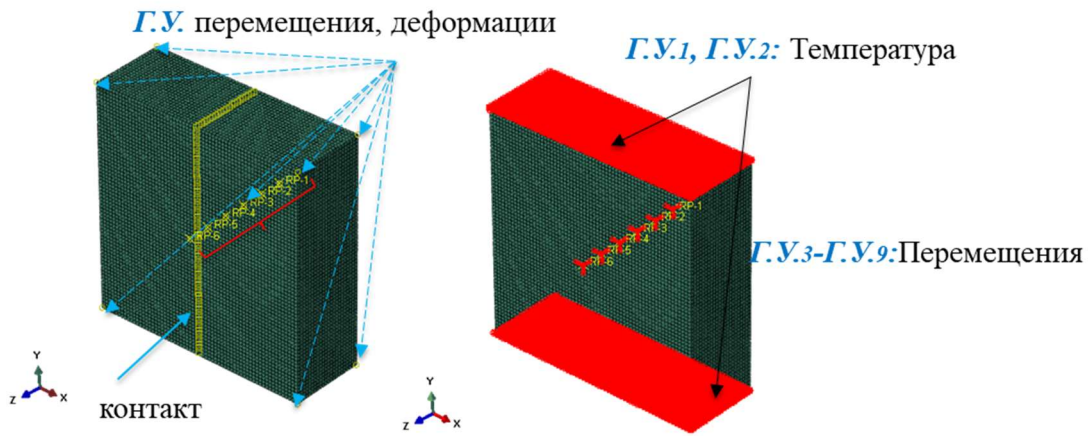


Рисунок 5.35 – КЭ модель образца AS4/8552-1 с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$, плотностью сетки 8 элементов на слой по толщине

Задание периодических граничных условий осуществлялось аналогично способу, продемонстрированному в работе [146]. Шесть отдельно стоящих «управляющих» узлов использовались для задания линейных и угловых деформаций в периодических граничных условиях. Периодические граничные условия задавались для узлов, находящихся на гранях ячейки с привязкой к шести узлам таким образом, что:

$$\frac{u_j^l - u_j^k}{L_{\text{ячейки}}} = \varepsilon_n \quad (5.3)$$

Где $n=1\dots 6$ – номер «управляющего» узла; l, k – номера граней, \mathbf{j} – вектор направлений (x, y, z); ε – деформация.

5.4.3. Результаты моделирования

Результаты расчета – распределение остаточных напряжений для отвержденного образца с квазиизотропной укладкой до разреза и их перераспределение после разреза представлены на рисунке 5.36 и 5.37. Значения напряжений приведены в локальной системе координат слоя.

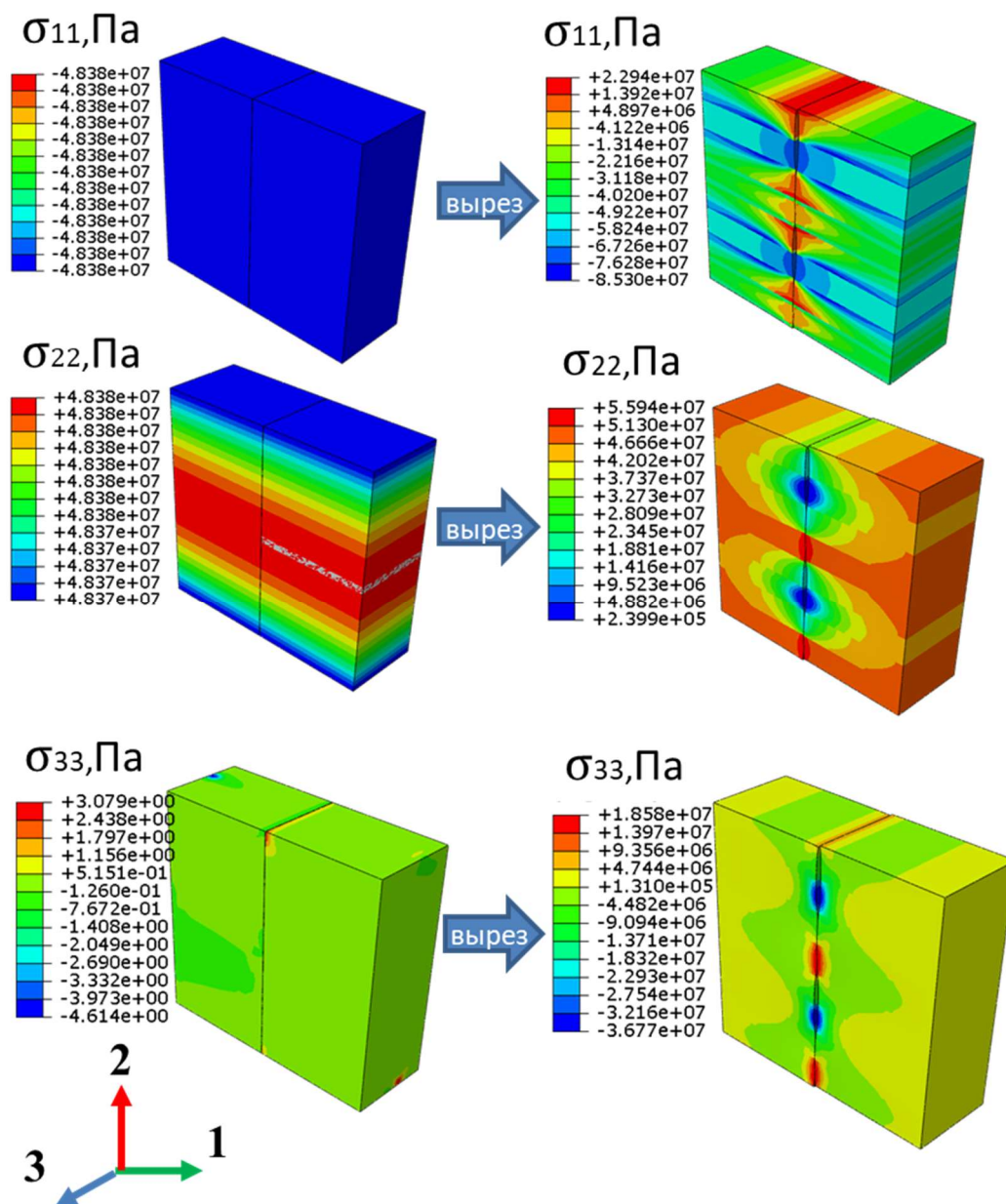


Рисунок 5.36 – Распределение напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} в образце с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ без начального расслоения, плотностью сетки 8 элементов на слой по толщине

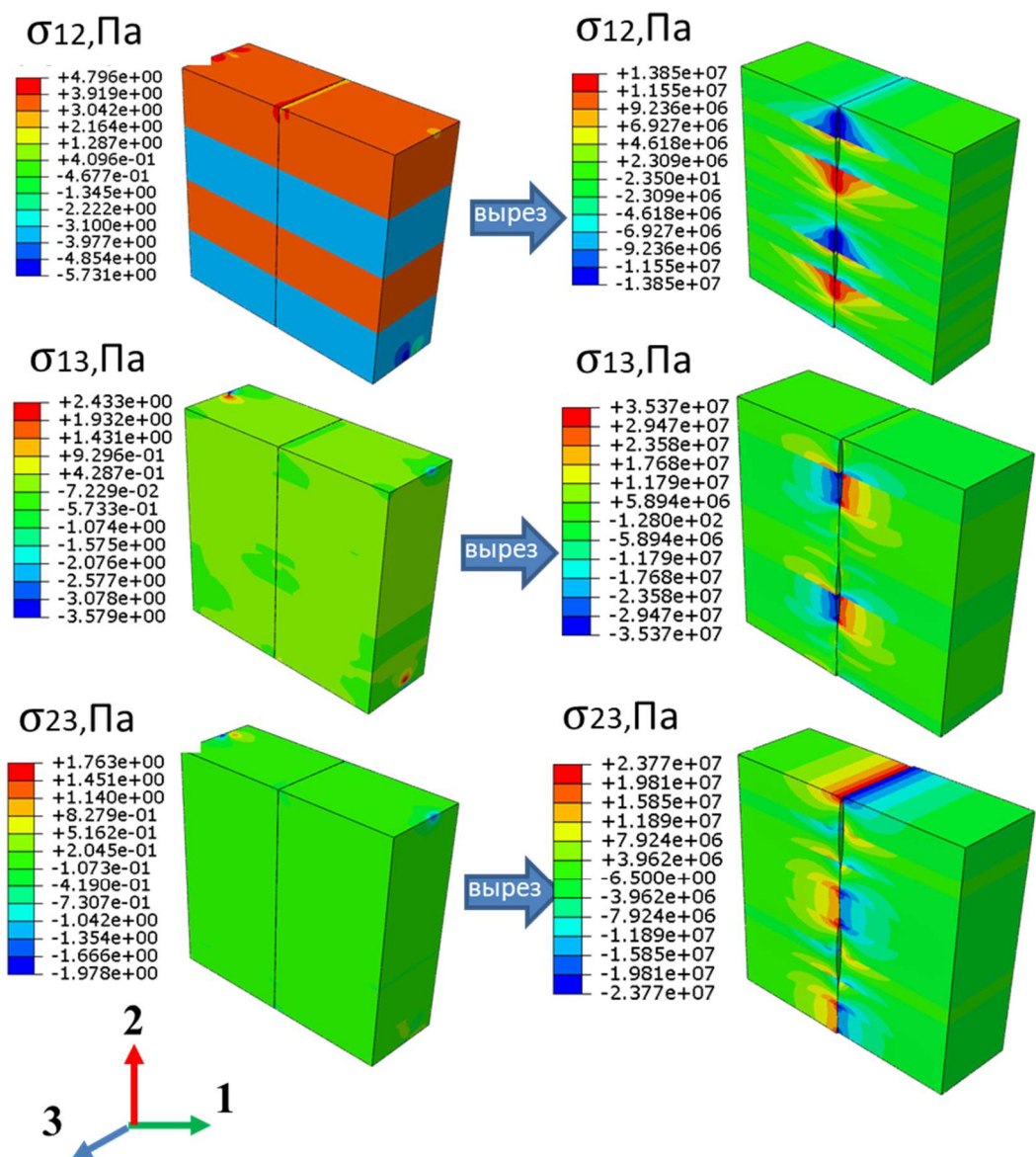


Рисунок 5.37 – Распределение напряжений σ_{12} , σ_{13} , σ_{23} в образце с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ без начального расслоения, плотностью сетки 8 элементов на слой

Значения нормальных компонент напряжений (σ_{11} , σ_{22}) в рассматриваемом образце после отверждения одинаковы и равномерно распределены по всему объему, значения трансверсальных напряжений (σ_{33}) и сдвиговых напряжений практически отсутствуют. Образец находится в псевдо-плоском напряженном состоянии. Данные результаты являются следствием квазиизотропной укладки. Стоит отметить, что после механического выреза наблюдается резкий рост значений сдвиговых компонент напряжений в локальных зонах вблизи образовавшейся свободной границы. Размер данных зон сопоставим с несколькими диаметрами волокна. На рисунке 5.38 приведено сравнение максимальных

напряжений в образце с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ и $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ с предельными значениями напряжений до и после выреза. Сравнение проводилось на основании результатов КЭ моделирования для образцов с 8 элементами по толщине слоя. Для образца с квазиизотропной укладкой в отличие от образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ максимальные значения напряжений в образце после до и после выреза существенно меньше предельных значений. Таким образом, вероятность зарождения микротрещин в образце ввиду полимеризации в процессе изготовления отсутствует.

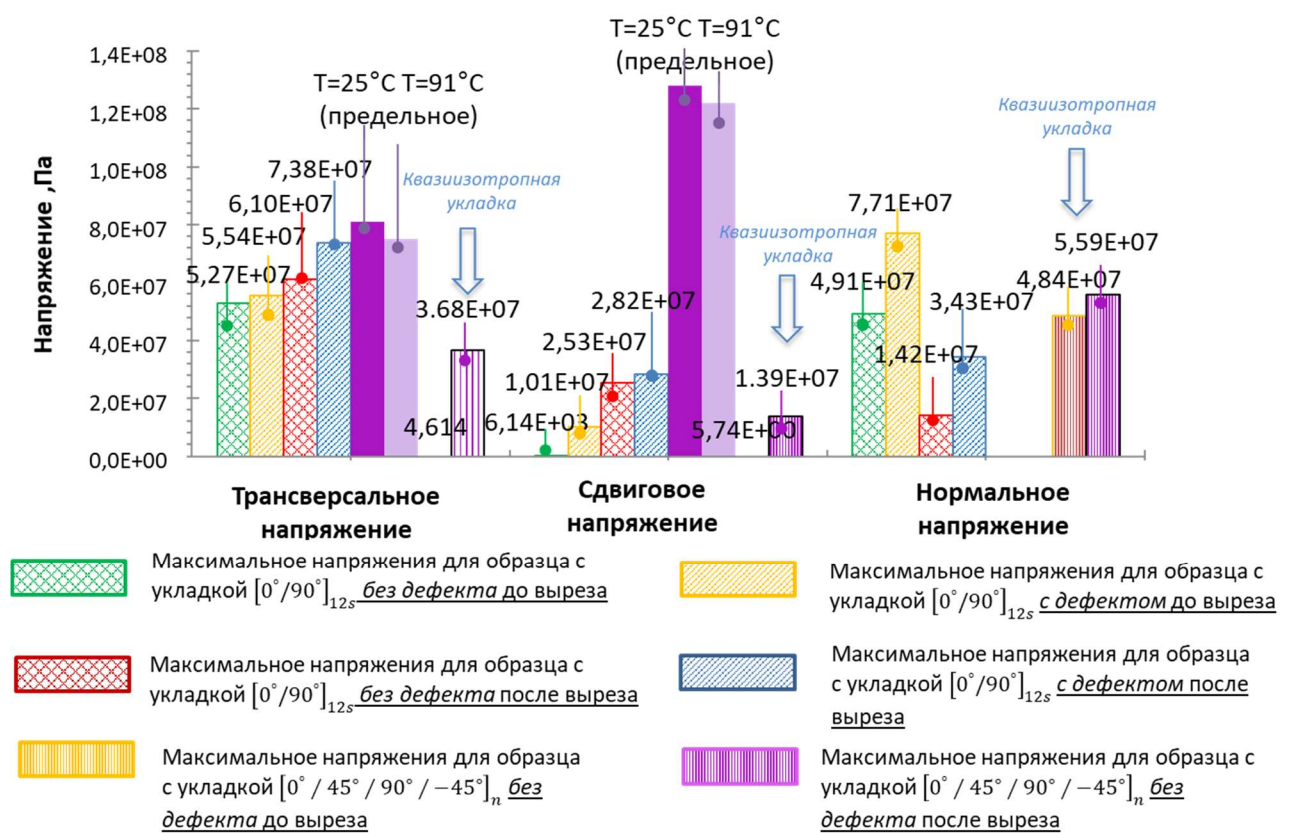


Рисунок 5.38 – Сравнение максимальных напряжений (компонент напряжений) в образце с укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ до и после резки с предельным напряжением при $T = 25^\circ\text{C}$, $T = 91^\circ\text{C}$

Выводы по главе

1. Рассмотрены задачи распределения напряжений на свободной границе с учетом остаточных напряжений в образцах с квази-изотропной укладкой, с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$.

2. На основании проведенного анализа чувствительности результата моделирования к размеру КЭ сетки определено, что для получения приемлемых результатов рекомендуется использовать минимум 8 элементов по толщине слоя.
3. Показано, что существует возможность появления повреждений и зарождения микротрещин в матрице образцов с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ еще на стадии изготовления.
4. Значения продольных и трансверсальных компонент напряжений в образце с квазиизотропной укладкой в результате отверждения одинаковы по модулю, но имеют разный знак и равномерно распределены по всему объему в регулярной зоне композита. Для композита AS4/8552 с объемным содержанием волокна 57% и укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ максимальные остаточные напряжения в зоне свободной границы не превышают 45% от предела трансверсальной прочности композита. Значения нормальных напряжений и сдвиговых напряжений пренебрежимо малы.
5. Установлено, что максимальные значения напряжений в образце из ПКМ после процесса полимеризации и последующего разрезания на две части сосредоточены в локальных зонах на свободной границе и близки к предельным. Размеры таких локальных зон сопоставимы с несколькими диаметрами волокна.
6. Показано, что для ПКМ образца с начальной трещиной максимальные значения компонент напряжений помимо непосредственно вершины трещины сосредоточены в небольшой области, расположенной на некотором удалении от вершины трещины и в зоне на свободной границе. Напряжения в образце с начальной трещиной выше, даже при пренебрежении напряжениями в области вершины расслоения.
7. Показано, что для отвержденного образца из полимерного композитного материала происходит резкий рост значений параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига (G_I , G_{II}) при разрезании образца на две части. При этом абсолютные значения параметров энергетических критериев

разрушения малы, что свидетельствует об отсутствии дополнительного роста трещины.

8. Проведен анализ разрушения композита под действием одноосного растяжения/сжатия с учетом остаточных напряжений для образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$. Проанализировано зарождение повреждений вблизи свободной поверхности.
9. Выявлено, что характер разрушения образца при одноосном нагружении существенно различен при учете влияния технологических напряжений в ПКМ. В частности, для образцов с укладкой $[0^\circ/90^\circ]$ некоторый тип трещин, а именно в продольном направлении вдоль приложения нагрузки, реализуется только в моделях, где учтены остаточные напряжения.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработан и верифицирован метод моделирования поведения композитного материала в процессе отверждения. Модель может быть использована для определения остаточных напряжений/ деформаций в изделиях из полимерных композитных материалов на основе термореактивного связующего с произвольной укладкой армирующих элементов, геометрией изделия и возможными дефектами.
2. На основании проведенного анализа чувствительности результата моделирования к размеру конечно-элементной сетки определено, что значения трансверсальных компонент напряжений стабилизируются, начиная с 8 элементов на слой.
3. Выявлено, что максимальные напряжения у свободной границы в образце из полимерных композитных материалов сосредоточены в небольших областях, соизмеримых с несколькими диаметрами волокна. Величины напряжений близки к предельным, следовательно, изделие из полимерных композитных материалов уже на этапе изготовления может иметь повреждения. Установлено, что для композита AS4/8552 с объемным содержанием волокна 57% и укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ максимальные трансверсальные остаточные напряжения в зоне свободной границы близки к величине предела трансверсальной прочности композита (75% от предела прочности).
4. В композите с квазиизотропной укладкой слоев волокон значения трансверсальных компонент напряжений, образовавшихся в результате отверждения, равны по модулю продольным и равномерно распределены по всему объему, но при этом имеют различный знак. Для композита AS4/8552 с объемным содержанием волокна 57% и укладкой $[0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ]_n$ максимальные остаточные напряжения в зоне свободной границы достигают 45% от предела трансверсальной прочности композита.

5. Выявлено, что при нагружении образцов технологические напряжения существенно влияют на характер разрушения композита. В частности, для образцов с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12s}$ образование некоторого типа трещин, а именно, трещины в продольном направлении вдоль приложения нагрузки, могут быть обнаружены только при использовании моделей, в которых учтены остаточные напряжения. В то время как при моделировании одноосного растяжения образца с укладкой $[0^\circ/90^\circ]_{12}$ без учета остаточных напряжений происходит равномерная деградация материала слоев, армированных перпендикулярно к направлению приложенной нагрузки.
6. Показано, что для отвержденного образца из полимерного композитного материала происходит резкий рост значений параметров, характеризующих затраты энергии на образование единицы площади новой поверхности трещины по типу нормального разрыва и сдвига (G_I , G_{II}) при разрезании образца на две части. При этом абсолютные значения параметров энергетических критериев разрушения малы, что свидетельствует об отсутствии дополнительного роста трещины.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Potter, K. D. Understanding the origins of defects and variability in composites manufacture. [Электронный документ] / K. D. Potter // Proceedings of the 17th International conference on composite materials (ICCM)-17, 27 - 31 July 2009, Edinburgh, United Kingdom. <http://www.iccmcentral.org/Proceedings/ICCM17proceedings/papers/P1.5%20Potter.pdf>.
2. Heslehurst, R. B. Defects and damage in composite materials and structures / R. B. Heslehurst. – Boca Raton: CRC press, 2014. – 81 p.
3. Feraboli P. Defect and damage analysis of advanced discontinuous carbon/epoxy composite materials / Feraboli P., Cleveland T., Ciccu M., Stickler P. // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2010. – Vol. 41, Issue 7. – P. 888-901.
4. Irving, P. E. Polymer composites in the aerospace industry / P. E Irving, C. Soutis. – Woodhead Publishing, 2019. – 675 p.
5. Сахабутдинова, Л. Р. Разработка методики расчета НДС композиционной оболочки в процессе изготовления / Л. Р. Сахабутдинова, О. Ю. Сметанников, Г. В. Ильиных // Прикладная математика и вопросы управления. – 2019. – №3. – С. 84–99.
6. Козлов, М. В. Моделирование формирования композитов на основе терморезистивных матриц / М. В. Козлов, С. В. Шешенин, А. В. Бабкин // Вестник Воронежского государственного технического университета. — 2016. — Т. 12, № 6. — С. 11–17.
7. Umarfarooq, M.A. Impact of process induced residual stresses on interlaminar fracture toughness in carbon epoxy composites / Umarfarooq, M.A., Gouda, P.S., Vanapurmath, N.R., Edacherian, A. // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2019. – Vol. 127. – P. 105-652.

8. Fedulov, B. N. Modeling of manufacturing of thermoplastic composites and residual stress prediction / B. N. Fedulov // *Aerospace Systems*. – 2018. – Vol. 1, Issue 2. – P. 81-86.
9. Сафонов, А. А. Математическое моделирование механики технологического процесса пултрузии стеклопластиковых изделий: дис. канд. тех. наук: 01.02.06): защищена 22.01.06: утв. 15.07.06 / Сафонов Александр Александрович. – Москва, 2006. – 154 с.
10. Безмельницын, А. В. Многомасштабное моделирование и анализ механизма возникновения технологических межслойных напряжений в толстостенных кольцах из стеклопластика / А. В. Безмельницын, С. Б. Сапожников // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. – 2017. – №2. – С. 5–22.
11. Афанасьев, А. В. Исследование влияния физико-механических факторов на остаточное напряженно-деформированное состояние изделий из композиционных материалов: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. тех. наук (01.02.06) / Афанасьев Александр Владимирович; Московский государственный авиационный институт. – Москва, 2010. – С. 17.
12. Гарифуллин, М. Ф. Численное моделирование процессов полимеризации связующего и образования остаточных напряжений при формовании конструкций из полимерных композиционных материалов / М. Ф. Гарифуллин., С. А. Смотровая, А. Н. Кускова // *Конструкции из композиционных материалов*. – 2019. – №. 3. – С. 15-21.
13. Дмитриев, О. С. Интенсификация процессов отверждения изделий из полимерных композитов на основе автоматизированного контроля и коррекции технологических режимов: автореф. дис. на соискание учен. степ. докт. техн. наук. (05.17.08) / Дмитриев Олег Сергеевич; Тамбовский государственный технический университет. – Тамбов, 2000. – С. 32.
14. Сметанников, О. Ю. Модели механического поведения материалов и конструкций в технологических процессах с терморелаксационным переходом: автореф. дис. на соиск. учен. степ. докт. тех. наук (01.02.04) /

- Сметанников Олег Юрьевич; Пермский государственный технический университет. – Ижевск, 2010. – С. 41.
15. Термомеханика полимерных материалов в условиях релаксационного перехода// В.П. Матвеевко, О.Ю. Сметанников, Труфанов Н.А., И.Н. Шардаков – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 176 с.
 16. Болотин В. В. К теории вязкоупругости для структурно неустойчивых материалов //Труды Московского энергетического института. Изд-во МЭИ. – 1972. – №. 101. – С. 7-14.
 17. Ersoy, N., Measurement of residual stresses in layered composites by compliance method/ N. Ersoy, O. Vardar // Journal of Composite Materials. – 2000. – Vol. 34, Issue 7. – P. 575-598.
 18. Bosko, R., Delamination analysis at free edges of composite laminates / R. Bosko, M. Dinulovic // World Journal of Engineering. – 2019. – Vol. 3.
 19. Hu S. Free edge effect on residual stresses and debond of a composite fibre/matrix interface / S. Hu, P. Karpur, T. E. Matikas, L. Shaw // MECHANICS OF COMPOSITE MATERIALS AND STRUCTURES An INTERNATIONAL JOURNAL. – 1995. – Vol. 2, Issue 3. – P. 215-225.
 20. Domb, M. M. The effect of cooling rate on free-edge stress development in semi-crystalline thermoplastic laminates / M. M. Domb, J. S. Hansen // Journal of Composite Materials. – 1998. – Vol. 32, Issue 4. – P. 361-386.
 21. Ting, T. C. T. Edge singularities in anisotropic composites / T. C. T. Ting, S. C. Chou // International Journal of Solids and Structures. – 1981. – Vol. 17, Issue 11. – P. 1057-1068.
 22. Webber, J. P. H. An analytical solution for the thermal stresses at the free edges of laminated plates / J. P. H. Webber, S. K. Morton // Composites science and technology. – 1993. – Vol. 46, Issue. 2. – P. 175-185.
 23. Destuynder, P. Free-Edge Stress Singularity Computation / P. Destuynder, Y. Ousset // Developments in the Science and Technology of Composite Materials. – Dordrecht, 1989. – P 725-731.

24. Schiermeier, J. E. Numerical analysis of stress singularities in composite materials / J. E. Schiermeier, B. A. Szabó // Engineering fracture mechanics. – 1989. – Vol. 32, Issue 6. – P. 979-996.
25. Yeh, J. R. Stress singularity in composite laminates by finite element method / J. R. Yeh, I. G. Tadjbakhsh // Journal of composite materials. – 1986. – Vol. 20, Issue 4. – P. 347-364.
26. Nguyen, V. T. Finite element analysis of free-edge stresses in composite laminates under mechanical and thermal loading / V. T. Nguyen, J. F. Caron // Composites Science and Technology. – 2009. – Vol. 69, Issue 1.]– P. 40-49.
27. Mittelstedt, C. Interlaminar stress concentrations in layered structures: Part I-A selective literature survey on the free-edge effect since 1967 / C. Mittelstedt, W. Becker // Journal of Composite Materials. – 2004. – Vol. 38, Issue 12. – P. 1037-1062.
28. Парцевский, В. В. Расслоение в полимерных композитах. Обзор / В. В. Парцевский // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 2003. – №. 5. – С. 62-95.
29. Дударьков, Ю. И. Расчетная оценка влияния краевых эффектов на свободной кромке отверстия на прочность слоистых композитов / Ю. И. Дударьков, Е. А. Левченко, М. В. Лимонин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. – Т. 83. – №. 3. – С. 59-64.
30. Дударьков, Ю. И. Численный анализ краевых эффектов в нерегулярных зонах конструкций из слоистых композитов / Ю. И. Дударьков, Е. А. Левченко, М. В. Лимонин // Ключевые тренды в композитах: наука и технологии. – 2019. – С. 229-235.
31. Ендогур, А. И. Напряженное состояние композиционной панели в зоне отверстия / А. И. Ендогур, В. А. Кравцов // Труды МАИ. – 2013. – №. 64. – С. 12-14.
32. Herakovich, S. T. Free edge effects in laminated composites / S. T. Herakovich // Failure in Comp. – 1989. – Vol. 4. – P. 205-219.

33. Wang, A. S. D. Edge effects on thermally induced stresses in composite laminates / A. S. D. Wang, F. W. Crossman // *Journal of Composite Materials*. – 1977. – Vol. 11, Issue 3. – P. 300-312.
34. Kharghani, N., Mittelstedt, C. Reduction of free-edge effects around a hole of a composite plate using a numerical layup optimization /N. Kharghani, C. Mittelstedt // *Composite Structures*. – 2022. – Vol. 284. – P. 115-139.
35. Hayashi, T. Analytical study of interlaminar shear stresses in laminated composite plate / T. Hayashi // *Space technology and science*. – 1968. – P. 279.
36. Puppo, A. H. Interlaminar shear in laminated composites under generalized plane stress / A. H. Puppo, H. A. Evensen // *Journal of composite materials*. – 1970. – Vol. 4, Issue 2. – P. 204-220.
37. Pipes, R. B. Interlaminar stresses in composite laminates under uniform axial extension / R. B. Pipes, N. J. Pagano // *Mechanics of composite materials*. – Springer, Dordrecht, 1994. – P. 234-245.
38. Pipes, R. B. Interlaminar stresses in composite laminates—an approximate elasticity solution / R. B. Pipes, N. J Pagano // *Journal of applied mechanics*. – 1974. – Vol. 41, Issue 3. – P. 668-672.
39. Hsu, P. W. A perturbation solution for interlaminar stresses in bidirectional laminates / P. W. Hsu, C. T. Herakovich // *Composite Materials: Testing and Design (Fourth Conference)*. – ASTM International, 1977. – P. 296-316.
40. Kassapoglou, C. Closed form solutions for the interlaminar stress field in angle-ply and cross-ply laminates / C. Kassapoglou, P. A. Lagace // *Journal of Composite materials*. – 1987. – Vol. 21, Issue 4. – P. 292-308.
41. Tahani, M. Free edge stress analysis of general cross-ply composite laminates under extension and thermal loading / M. Tahani, A. Nosier // *Composite Structures*. – 2003. – Vol. 60, Issue 1. – P. 91-103.
42. Bondarchuk, D.A. Analysis of the fracture toughness parameters at the free edge in layered composites / D. A. Bondarchuk, B. N. Fedulov, A. N. Fedorenko, E. V. Lomakin // *PNRPU Mechanics Bulletin*. – 2020. – №. 4. – C. 49-59.

43. Cater C.R. Multiscale investigation of micro-scale stresses at composite laminate free edge / C. R. Cater, X. Xiao, R. K. Goldberg, X. Gong // *Composite Structures*. – 2018. – Vol. 189. – P. 545-552.
44. Rybicki. E. F. Approximate three-dimensional solutions for symmetric laminates under inplane loading / E. F. Rybicki // *Journal of Composite Materials*. – 1971. – Vol. 5, Issue 3. – P. 354-360.
45. Gaudenzi, P. Multi-layer higher-order finite elements for the analysis of free-edge stresses in composite laminates / P. Gaudenzi, A. Mannini, R. Carbonaro // *International journal for numerical methods in engineering*. – 1998. – Vol. 41, Issue 5. – P. 851-873.
46. Isakson, G. Finite-element analysis of interlaminar shear in fibrous composites / G. Isakson, A. Levy // *Journal of Composite Materials*. – 1971. – Vol. 5, Issue 2. – P. 273-276.
47. Schipperen, J. H. Validation of two-dimensional calculations of free edge delamination in laminated composites / J. H. A. Schipperen, F. J. Lingen // *Composite structures*. – 1999. – Vol. 45, Issue 3. – P. 233-240.
48. Einsatz Von Finiten Elementen zur Berechnung von Faserverbundstrukturen / K. Rohwer, G. Niederstadt, J. Block, B. Geier // *Leichtbau mit kohlenstoffaserverstärkten Kunststoffen*. Sindelfingen: Expert. – 1985.
49. Bondarchuk, D. A. Simulation and optimization of manufacturing process for large-scale pultrusion structures: MSc thesis / D A. Bondarchuk. –Moscow, 2016. – 64p.
50. Residual stresses near the free edge of composite material / Fedulov B.N., Bondarchuk D.A., Fedorenko A.N., Lomakin E.V. // *Acta Mechanica*. – 2022. <https://doi.org/10.1007/s00707-021-03113-2>.
51. Optimal process design for large-scale pultrusion structures / A. Safonov, D. Bondarchuk, A. Saratov, I. Akhatov // *Proceedings of the ICCM International Conferences on Composite Materials; International Committee on Composite Materials, Xi'an, China. 2017. P. 20-25.*

52. Bondarchuk, D. A. Process modeling of carbon-epoxy composites: residual stress development during cure and analysis of free edge effects / D. A. Bondarchuk, B. N. Fedulov // Aviation. – 2019. – Issue. 23. – P. 15-22.
53. Bondarchuk, D. A. The effect of residual stress induced by manufacturing on strength on free edge of carbon-epoxy composite with $[0^\circ/90^\circ]_n$ layup / D. A. Bondarchuk, B. N. Fedulov, A. N. Fedorenko // Procedia Structural Integrity. – 2019. – Issue 18. – P. 353-367.
54. Бондарчук, Д.А. Анализ остаточных напряжений в слоистых композитах на примере симметричной схемы армирования $[0^\circ/90^\circ]$ / Д.А. Бондарчук, Б.Н. Федулов, А.Н. Федоренко, Е.В. Ломакин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2019. № 3. С. 17-26. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.3.02.
55. Бондарчук, Д.А. Анализ параметров трещиностойкости на свободной границе в слоистых композитах / Д.А. Бондарчук, Б.Н. Федулов, А.Н. Федоренко, Е.В. Ломакин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2020. – № 4. – С. 49–59. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.4.05.
56. Bondarchuk, D.A. Investigation into residual stresses inherited during manufacturing of carbon-epoxy composites with delamination / D. A. Bondarchuk, B. N. Fedulov, A. N. Fedorenko, E. V. Lomakin // Procedia Structural Integrity. – 2020. – Vol. 28. – P. 743-751.
57. Fedulov, B., Influence of manufacturing process on the strength of composite materials / B. N. Fedulov, D. A. Bondarchuk, A. N. Fedorenko // Procedia Manufacturing. – 2019. – Vol. 37. – P. 541-548.
58. Bondarchuk, D. A./ D. A. Bondarchuk, B. N. Fedulov // ECCM 2018-18th European Conference on Composite Materials. – 2020.
59. Бондарчук, Д.А., Анализ влияния остаточных напряжений на возможные дефекты, полученные при изготовлении углеродно-эпоксидных композитов / Д.А. Бондарчук, Б.Н. Федулов, Е.В. Ломакин // Вестник Чувашского государственного педагогического университета им. И.Я.

- Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. – 2020. – № 4. – С. 59-68.
60. Advani, S. G. Manufacturing techniques for polymer matrix composites (PMCs) / S. G. Advani, K. T. Hsiao. – Elsevier, 2012. – 512 p.
61. Centea, T. A review of out-of-autoclave prepregs – Material properties, process phenomena, and manufacturing considerations / T. Centea, L. K. Grunenfelder, S. R. Nutt // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2015. – Vol. 70. – P. 132-154.
62. Summerscales, J. Low-pressure (vacuum infusion) techniques for moulding large composite structures / J. Summerscales, T. J. Searle // Journal of Materials: Design and Applications. – 2005. – Vol. 219, Issue 1. – P. 45-58.
63. Maxwell, A. S. Review of techniques for the characterisation of residual stress in polymer composites / A. S. Maxwell, W. R. Broughton, M. J. Lodeiro. – 2006.
64. White, S. R. Process-induced residual stress analysis of AS4/3501-6 composite material / S. R. White, Y. K. Kim // Mechanics of Composite Materials and Structures an International Journal. – 1998. – Vol. 5, Issue 2. – P. 153-186.
65. White, S. R. Process modeling of composite materials: residual stress development during cure. Part II. Experimental validation / S. R. White, H. T. Hahn // Journal of composite materials. – 1992. – Vol. 26, Issue 16. – P. 2423-2453.
66. Моделирование отверждения термопластических композитов и оценка величин остаточных напряжений / Б. Н. Федулов, А. А. Сафонов, М. М. Кантор, С. В. Ломов // Композиты и наноструктуры. – 2017. – Т. 9. – №. 2. – С. 102-122.
67. Биткина, О. В. Анализ технологических остаточных напряжений, возникающих в многослойных композитных панелях с несимметричной структурой пакета композита по толщине / О. В. Биткина, Е. В. Биткина // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14. – №. 4-2.

68. Cowley, K. D. The measurement and prediction of residual stresses in carbon-fibre/polymer composites / K. D. Cowley, P. W. R. Beaumont // *Composites Science and Technology*. – 1997. – Vol. 57, Issue 11. – P. 1445-1455.
69. Dai, J. Numerical analysis of curing residual stress and deformation in thermosetting composite laminates with comparison between different constitutive models / J. Dai, S. Xi, D. Li // *Materials*. – 2019. – Vol. 12, Issue 4. – P. 572.
70. Baran I, K. Cinar, N. Ersoy, R. Akkerman /A review on the mechanical modeling of composite manufacturing processes // *Archives of computational methods in engineering*. – 2017. – Vol. 24, Issue 2. – P. 365-395.
71. Khoun, L. Cure shrinkage characterization of an epoxy resin system by two in situ measurement methods / L. Khoun, P. Hubert // *Polymer composites*.
72. Haider, M. Cure shrinkage characterization and modeling of a polyester resin containing low profile additives / M. Haider, P. Hubert, L. Lessard // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2007. – Vol. 38, Issue 3. – P. 994-1009.
73. Johnston, A. A. An integrated model of the development of process-induced deformation in autoclave processing of composite structures: PhD thesis / Andrew A. Johnston. – Vancouver, 1997. – 367 p.
74. Bogetti, T. A. Process-induced stress and deformation in thick-section thermoset composite laminates / T. A. Bogetti, Jr J. W. Gillespie // *Journal of composite materials*. – 1992. – Vol. 26, Issue 5. – P. 626-660.
75. Bogetti, T. A. Process-induced stress and deformation in thick-section thermosetting composites: PhD thesis / Travis A. Bogetti. – Delaware, 1989. – 140 p.
76. Ruiz, E. Numerical analysis of cure temperature and internal stresses in thin and thick RTM parts / E. Ruiz, F. Trochu // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2005. – Vol. 36, Issue 6. – P. 806-826.

77. Hubert, P. A review of flow and compaction modelling relevant to thermoset matrix laminate processing / P. Hubert, A. Poursartip // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. – 1998. – Vol. 1, Issue 4. – P. 286-318.
78. Dong, C. Effects of process-induced voids on the properties of fibre reinforced composites / C. Dong // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2016. – Vol. 32, Issue 7. – P. 597-604.
79. Fedulov, B. N. Influence of fibre misalignment and voids on composite laminate strength // *Journal of Composite Materials*. – 2015. – Vol. 49, Issue 23. – P. 2887-2896.
80. Hsiao, H. M. Effect of fiber waviness on stiffness and strength reduction of unidirectional composites under compressive loading / H. M. Hsiao, I. M. Daniel // *Composites science and technology*. – 1996. – Vol. 56, Issue 5. – P. 581-593.
81. Çınar, K. Effect of fibre wrinkling to the spring-in behaviour of L-shaped composite materials / K. Çınar, N. Ersoy // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2015. – Vol. 69. – P. 105-114.
82. Johnston, A. A plane strain model for process-induced deformation of laminated composite structures / A. Johnston, R. Vaziri, A. Poursartip // *Journal of composite materials*. – 2001. – Vol. 35, Issue 16. – P. 1435-1469.
83. Erson N. Modelling of the spring-in phenomenon in curved parts made of a thermosetting composite / N. Ersoy, T. Garstka, K. Potter, M. R. Wisnom // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2010. – Vol. 40, Issue 3. – P. 410-418.
84. Cinar K. Modelling manufacturing deformations in corner sections made of composite materials / K. Çınar, U. E. Öztürk, N. Ersoy, M. R. Wisnom // *Journal of Composite Materials*. – 2014. – Vol. 48, Issue 7. – P. 799-813.
85. Korsunsky A. A teaching essay on residual stresses and eigenstrains. – Butterworth-Heinemann, 2017.
86. Fernlund G. Finite element based prediction of process-induced deformation of autoclaved composite structures using 2D process analysis and 3D structural

- analysis / G. Fernlund, A. Osooly, A. Poursartip, R. Vaziri // *Composite Structures*. – 2003. – Vol. 62, Issue 2. – P. 223-234.
87. Nielsen M. W. Predictions of process induced shape distortions and residual stresses in large fibre reinforced composite laminates // *Technical University of Denmark, Department of Mechanical Engineering*. – 2012.
88. Nielsen M. W In situ measurement using fbgs of process-induced strains during curing of thick glass/epoxy laminate plate: experimental results and numerical modelling / M. W. Nielsen, J. W. Schmidt, J. H. Hattel, T. L. Andersen // *Wind energy*. – 2013. – Vol. 16, Issue 8. – P. 1241-1257.
89. Zhu Q. Dimensional accuracy of thermoset composites: simulation of process-induced residual stresses / Q. Zhu, P. H. Geubelle, M. Li, C. L. Tucker III // *Journal of composite materials*. – 2001. – Vol. 35, Issue 24. – P. 2171-2205.
90. Flanagan, R. The dimensional stability of composite laminates and structures: PhD thesis / R. Flanagan. – Belfast, 2000. – 140 p.
91. Twigg, G. Tool–part interaction in composites processing. Part II: numerical modelling / G. Twigg, A. Poursartip, G. Fernlund // *Composites Part A: applied science and manufacturing*. – 2004. – Vol. 35, Issue 1. – P. 135-141.
92. Clifford, S. Thermoviscoelastic anisotropic analysis of process induced residual stresses and dimensional stability in real polymer matrix composite components / S. Clifford, N. Jansson, W. Yu // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2006. – Vol. 37, Issue 4. – P. 538-545.
93. Bogetti, T. A., Two-dimensional cure simulation of thick thermosetting composites / T. A. Bogetti, Jr J. W. Gillespie // *Journal of composite materials*. – 1991. – Vol. 25, Issue 3. – P. 239-273.
94. Wieland, B. Process modeling of composite materials for wind-turbine rotor blades: Experiments and numerical modeling / B. Wieland, S. Ropte // *Materials*. – 2017. – Vol. 10, Issue 10. – 1157 p.
95. Tsai, S. W. *Structural Behavior of Composite Materials*. – Philco Corp Newport Beach Ca Space and Re-Entry Systems, 1964.

96. Price, Jr H. L. Curing and Flow of Thermosetting Resins for Composite Material Pultrusion. – Old Dominion University, 1979.
97. Kenny, J. M. A model for the thermal and chemorheological behavior of thermoset processing:(II) Unsaturated polyester based composites / J. M. Kenny, A. Maffezzoli, L. Nicolais // Composites Science and Technology. – 1990. – Vol. 38, Issue 4. – P. 339-358.
98. Kenny, J. M. Thermal characterization of the cure kinetics of advanced matrices for high-performance composites / J. M. Kenny, A. Trivisano, L. Nicolais // Advances in Chemistry. – 1993. – Vol. 233. – P. 539-557.
99. Lee, J. H. Kinetic parameters estimation for cure reaction of epoxy based vinyl ester resin / J. H. Lee, J. W. Lee // Polymer Engineering & Science. – 1994. – Vol. 34, Issue 9. – P. 742-749.
100. Ryan, M. E. Kinetics of epoxy cure: a rapid technique for kinetic parameter estimation / M. E. Ryan, A. Dutta // Polymer. – 1979. – Vol. 20, Issue 2. – P. 203-206.
101. Svanberg J. M. Predictions of manufacturing induced shape distortions: high performance thermoset composites : дис. – Luleå tekniska universitet, 2002.
102. Pantelelis, N., Cure cycle design for composite materials using computer simulation and optimisation tools / N. Pantelelis, T. Vrouvakis, K. Spentzas // Forschung im Ingenieurwesen. – 2003. – Vol. 67, Issue 6. – P. 254-262.
103. Ersoy N. Development of the properties of a carbon fibre reinforced thermosetting composite through cure / N. Ersoy, T. Garstka, K. Potter, M. R. Wisnom // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2010. – Vol. 41, Issue 3. – P. 401-409.
104. Bogetti, T. A., Influence of processing on the development of residual stresses in thick section thermoset composites/ T. A. Bogetti, Jr J. W. Gillespie, R. L. McCullough //International Journal of Materials and Product Technology. – 1994. – Vol. 9, Issue 1. – P. 170-182.

105. Antonucci V. Cure-induced residual strain build-up in a thermoset resin /V. Antonucci, A. Cusano, M. Giordano, J. Nasser // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2006. – Vol. 37, Issue 4. – P. 592-601.
106. Fernlund G. Finite element based prediction of process-induced deformation of autoclaved composite structures using 2D process analysis and 3D structural analysis / G. Fernlund, A. Osooly, A. Poursartip, R. Vaziri // *Composite Structures*. – 2003. – Vol. 62, Issue 2. – P. 223-234.
107. Prasatya, P. A viscoelastic model for predicting isotropic residual stresses in thermosetting materials: effects of processing parameters / P. Prasatya, G. B. McKenna, S. L. Simon // *Journal of Composite Materials*. – 2001. – Vol. 35, Issue 10. – P. 826-848.
108. Wiersma, H. W. Prediction of springforward in continuous-fibre/polymer L-shaped parts / H. W. Wiersma, L. J. B. Peeters, R. Akkerman // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 1998. – Vol. 29, Issue 11. – P. 1333-1342.
109. Hsiao, K. T. Investigation on the spring-in phenomenon of carbon nanofiber-glass fiber/polyester composites manufactured with vacuum assisted resin transfer molding / K. T. Hsiao, S. Gangireddy // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2008. – Vol. 39, Issue 5. – P. 834-842.
110. Wiechert, E. Ueber elastische Nachwirkung, Inaugural-Dissertation ... am 19. Februar 1889 ... vertheidigt von Emil Wiechert .../E. Wiechert. – Hartungsche Buchdruckerei, 1889. – 64 p.
111. Zocher, M. A. A thermoviscoelastic finite element formulation for the analysis of composites: PhD thesis / Marvin A. Zocher. – Texas, 1995. – 152 p.
112. Kim, Y. K. Stress relaxation behavior of 3501-6 epoxy resin during cure / Y. K. Kim, S. R. White // *Polymer Engineering & Science*. – 1996. – Vol. 36, Issue 23. – P. 2852-2862.
113. Saseendran, S. Viscoelastic model with complex rheological behavior (VisCoR): incremental formulation / S. Saseendran, D. Berglund, J. Varna //

- Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science. – 2020. – Vol. 6, Issue 1. – P. 1-16.
114. Saseendran, S. Viscoelastic model with complex rheological behavior (VisCoR): incremental formulation / S. Saseendran, D. Berglund, J. Varna // Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science. – 2020. – Vol. 6, Issue 1. – P. 1-16.
115. Kanaun, S. K. Self-consistent methods for composites: Vol. 1: Static problems / S. K. Kanaun, V. Levin. – Springer Science & Business Media, 2007. – 384 p.
116. Chamis, C. C. Mechanics of composite materials: past, present, and future / C. C. Chamis // Journal of Composites, Technology and Research. – 1989. – Vol. 11, Issue 1. – P. 3-14.
117. Hashin, Z. The elastic moduli of fiber-reinforced materials / Z. Hashin, B. W. Rosen // Journal of Applied Mechanics. – 1964. – Vol. 31, Issue 2. – P. 223-232.
118. Younes R. Comparative review study on elastic properties modeling for unidirectional composite materials / R. Younes, A. Hallal, F. Fardoun, F. H. Chehade // Composites and their properties. – 2012. – Vol. 17. – P. 391-408.
119. Санчес-Паленсия, Э. Неоднородные среды и теория колебаний / Э. Санчес-Паленсия. – М.: Мир, 1984. – 472 с.
120. Бахвалов, Н.С., Осреднение процессов в периодических средах / Н.С. Бахвалов, Г.П. Панасенко. – М.: Наука, 198. – 352 с.
121. Победря, Б.Е. Механика композиционных материалов / Б.Е. Победря. – М.: Изд-во. Моск. ун-та., 1984. – 336 с.
122. Hill, R. Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials – III. Self-consistent model /R. Hill // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1965. – Vol. 13, Issue 4. – P. 189-198.
123. Baran, I. Modelling the pultrusion process of off shore wind turbine blades: PhD thesis / Ismet Baran. – Lyngby, 2014. – 322 p.

124. Nairn, J. A. Matrix solidification and the resulting residual thermal stresses in composites / J. A. Nairn, P. Zoller // Journal of Materials Science. – 1985. – Vol. 20, Issue 1. – P. 355-367.
125. Daniel I.M. The Embedded Strain Gage Technique for Testing Boron/Epoxy Composites / I. M. Daniel, J. L. Mullineaux, F. J. Ahimaz, T. Liber // Composite Materials: Testing and Design (Second Conference). – ASTM International, 1972.
126. Hahn, H. T. Curing stresses in composite laminates / H. T. Hahn, N. J. Pagano // Journal of Composite Materials. – 1975. – Vol. 9, Issue 1. – P. 91-106.
127. Safarabadi, M. Understanding residual stresses in polymer matrix composites / M. Safarabadi, M. M. Shokrieh // Residual stresses in composite materials. – Woodhead Publishing, 2014. – P. 197-232.
128. Safarabadi, M. Understanding residual stresses in polymer matrix composites / M. Safarabadi, M. M. Shokrieh // Residual stresses in composite materials. – Woodhead Publishing, 2014. – P. 197-232.
129. Seers, B. Residual stress in fiber reinforced thermosetting composites: A review of measurement techniques / B. Seers, R. Tomlinson, P. Fairclough // Polymer Composites. – 2021. – Vol. 42, Issue 4. – P. 1631-1647.
130. Smit, T. C. Residual stress measurement in composite laminates using incremental hole-drilling with power series / T. C. Smit, R. G. Reid // Experimental Mechanics. – 2018. – Vol. 58, Issue 8. – P. 1221-1235.
131. Hexply 8552, Epoxy Matrix Product Datasheet [Электронный документ] // (http://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/HexPly_8552_eu_DataSheet.pdf). Проверено 30.09.2021.
132. Abaqus6.14 Documentation [Электронный документ] // (<http://ivt-abaqusdoc.ivt.ntnu.no:2080/v6.14/books/usb/default.html>). Проверено 17.10.2021.
133. HexTow IM7, Carbon Fiber Product Datasheet [Электронный документ] //

(https://3937524.app.netsuite.com/core/media/media.nl?id=172313&c=3937524&h=dab869f57f81854c6a97&_xt=.pdf). Проверено 17.10.2021.

134. Hu Z. Fiber bias effect on characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites by nanoindentation testing and modeling / Z. Hu, M. Farahikia, F. Delfanian // *Journal of Composite Materials*. – 2015. – Vol. 49, Issue 27. – P. 3359-3372.
135. Wijskamp, S. Residual stresses in non-symmetrical carbon-epoxy laminates. / S. Wijskamp, R. Akkerman, E. A. D. Lamer // *Proceedings of the 14th International conference on Composite Materials, ICCM14, 2003, San Diego, USA*.
136. Chachad Y.R. Three-dimensional characterization of pultruded fiberglass-epoxy composite materials / Y. R. Chachad, J. A. Roux, J. G. Vaughan, E. Arafat // *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. – 1995. – Vol. 14, Issue 5. – P. 495-512.
137. Valliappan. Die and post-die temperature and cure in graphite/epoxy composites / M. B. A. U. O. M. Valliappan, J. A. Roux, J. G. Vaughan, E. S. Arafat // *Composites Part B: Engineering*. – 1996. – Vol. 27, Issue 1. – P. 1-9.
138. Fedulov B.N. Failure analysis of laminated composites based on degradation parameters / B.N. Fedulov, A.N. Fedorenko, M.M. Kantor, E.V. Lomakin // *Meccanica*. – 2018. – Vol. 53, Issue 1–2. – P. 359–372.
139. Fedulov B. Nonlinear shear behavior and failure of composite materials under plane strain conditions / B. Fedulov, A. Fedorenko, A. Safonov, E. Lomakin // *Acta Mechanica*. – 2017. – Vol. 228, Issue 6. – P. 2033–2040.
140. Li D. A comparison of curing process-induced residual stresses and cure shrinkage in micro-scale composite structures with different constitutive laws / D. Li, X. Li, J. Dai, S. Xi // *Applied Composite Materials*. – 2018. – Vol. 25, Issue 1. – P. 67-84.
141. Soroush, M. M. Finite Element Simulation of Interlaminar and Intralaminar Damage in Laminated Composite Plates Subjected to Impact / M.

- Soroush, F. K. Malekzadeh, M. Shahravi // Latin American Journal of Solids and Structures. – 2018. – Vol. 15, Issue 6.
142. Coronado P. Low Temperature and Resin Effects on the Mode I Interlaminar Fracture Toughness in Aeronautical Quality Polymer Composites / P. Coronado, P. Camanho, A. Argüelles, J. Viña // Multidisciplinary Digital Publishing Institute Proceedings. – 2018. – Vol. 2, Issue 23. – P. 1478.
143. Argüelles A. et al. Influence of the matrix type on the mode I fracture of carbon-epoxy composites under dynamic delamination //Experimental mechanics. – 2011. – T. 51. – №. 3. – C. 293-301.
144. Tinô, S. R. L. Fracture characteristics and anisotropy in notched glass fiber reinforced plastics / S. R. L. Tinô, E. M. F. Aquino // Materials Research. – 2014. – Vol. 17. – P. 1610-1619.
145. Gyekenyesi, A. L. Crack Development in Cross-Ply Laminates Under Uniaxial Tension / A. L. Gyekenyesi. – National Aeronautics and Space Administration, Lewis Research Center, 1996. – 45 p.
146. Omairey, S.L., Development of an ABAQUS plugin tool for periodic RVE homogenization / S.L. Omairey, P.D. Dunning, S. Sriramula // Engineering with Computers. – 2019. – Vol. 35. – P. 567-577.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

В данном разделе представлено распределение значений компонент напряжений в узлах, находящихся одновременно на свободной границе и в месте «перестыковки» слоев, в различные моменты времени. Результаты представлены в системе координат слоя для сетки 32 элемента на слой.

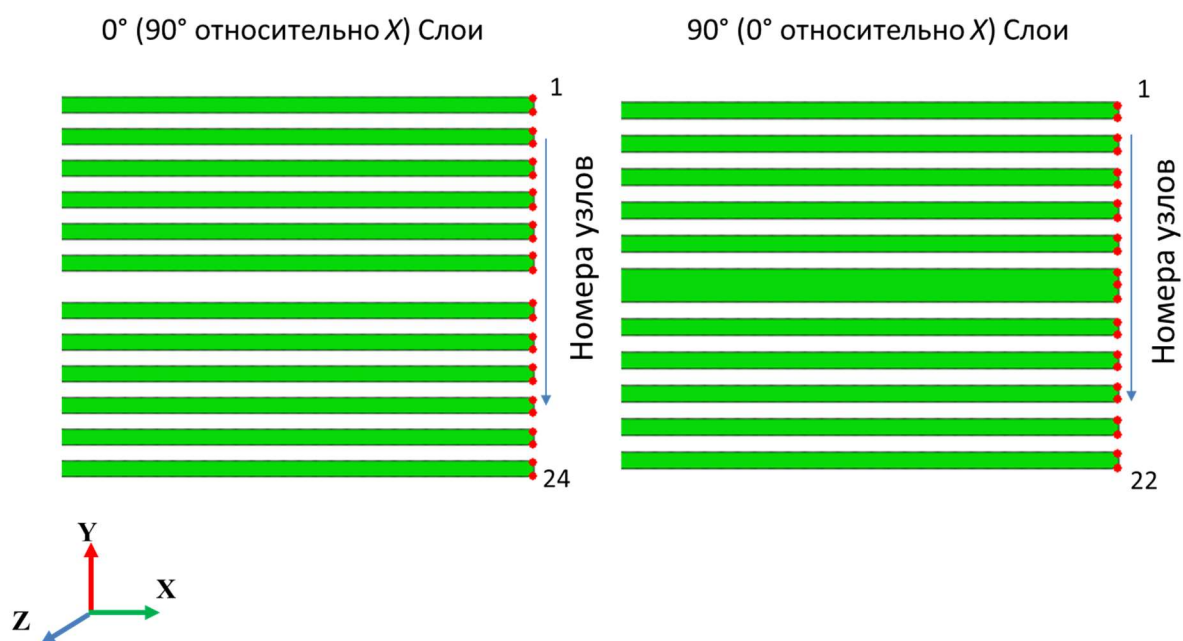


Рисунок А.1 – Схема расположения анализируемых точек

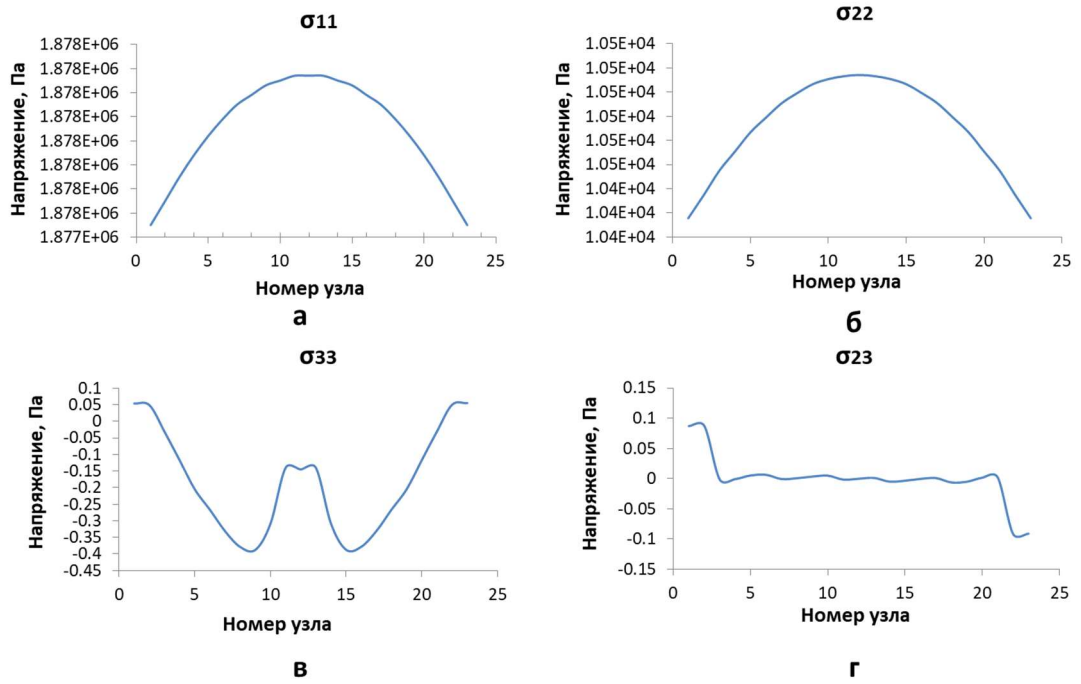


Рисунок А.2 – Распределение компонент напряжений в 90° слоях при t=8000 секунд

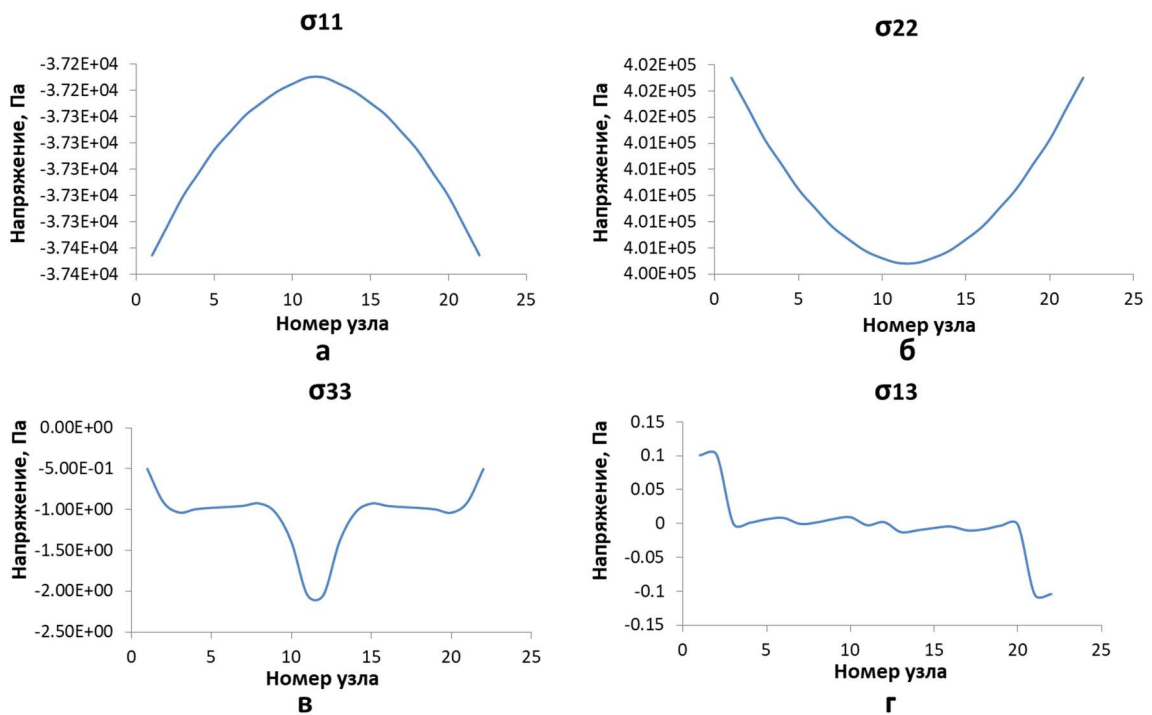


Рисунок А.3 – Распределение компонент напряжений в 0° слоях при t=8000 секунд

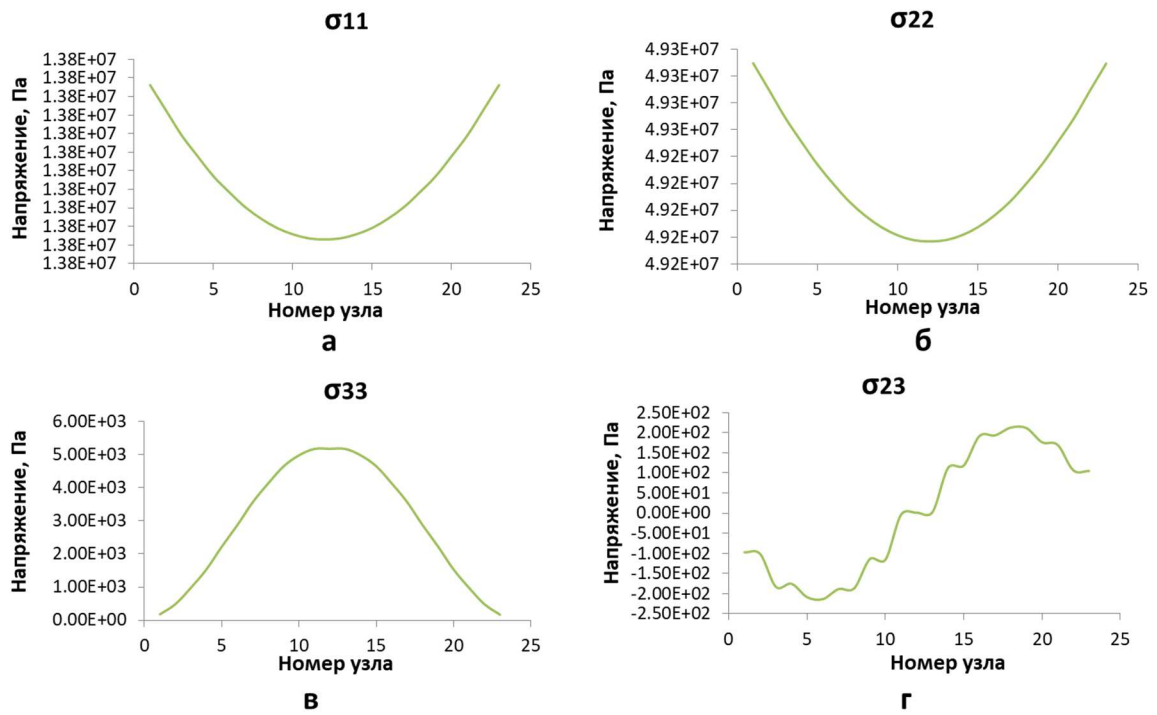


Рисунок А.4 – Распределение компонент напряжений в 90° слоях при t=15920 секунд

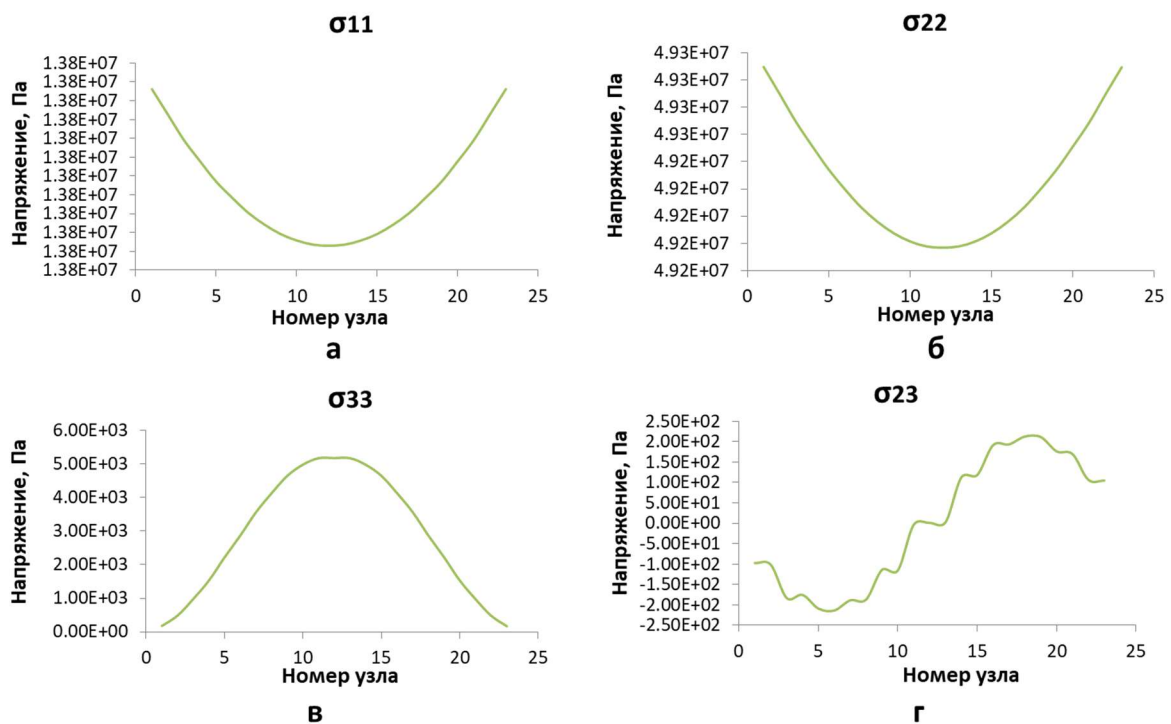


Рисунок А.5 – Распределение компонент напряжений в 0° слоях при t=15920 секунд

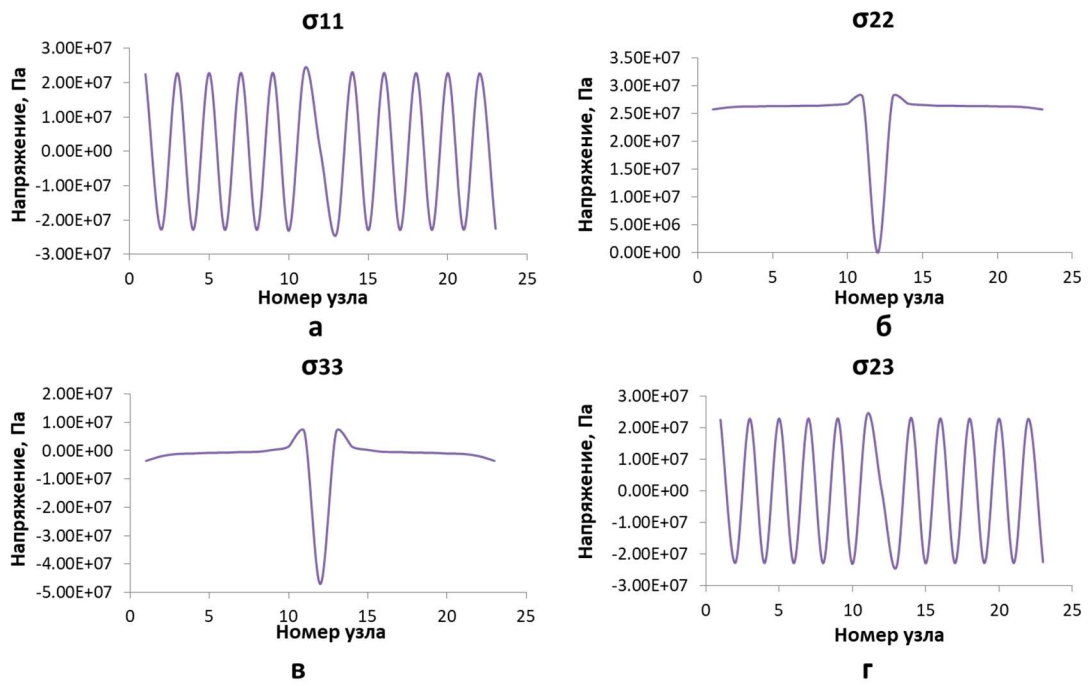


Рисунок А.6 – Распределение компонент напряжений в 90° слоях при t=16420 секунд

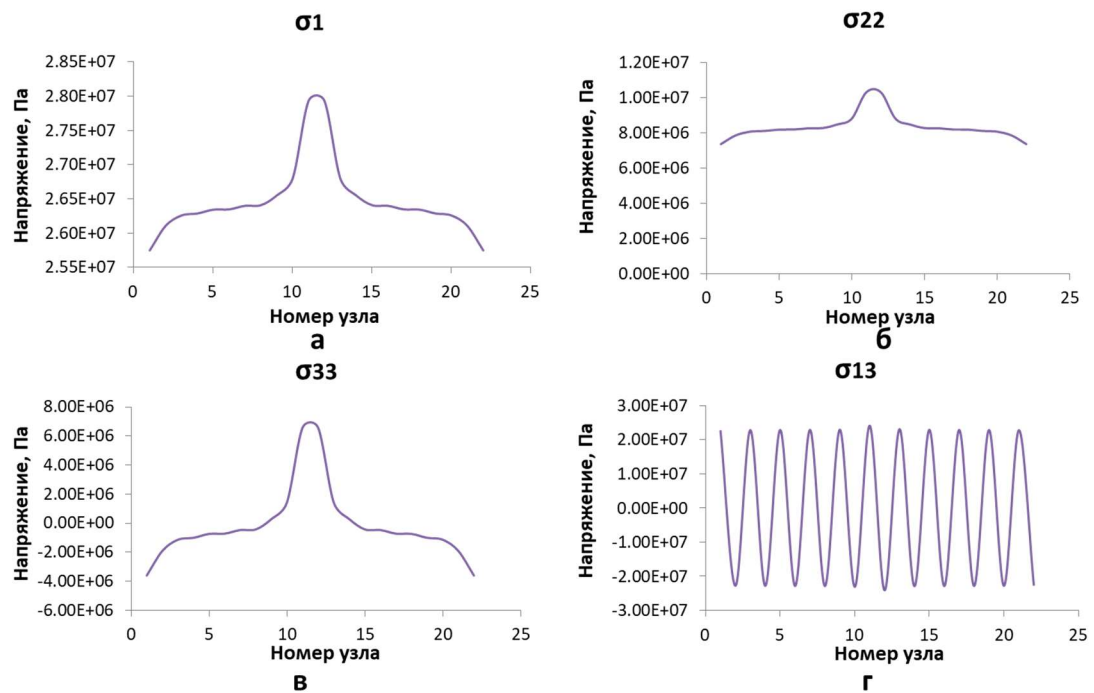


Рисунок А.7 – Распределение компонент напряжений в 0° слоях при t=16420 секунд