

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

На правах рукописи



Ковтунов Сергей Сергеевич

**МЕТОД ОБЕСПЕЧЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ
КРЫЛА САМОЛЕТА ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ С МОДИФИЦИРОВАННОЙ МАТРИЦЕЙ**

Специальность 2.5.14.

«Прочность и тепловые режимы летательных аппаратов»

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
кандидат физико-математических наук
Шрамко Константин Константинович

Москва – 2026

Оглавление

Введение.....	6
Глава 1 Состояние вопроса обеспечения прочности авиационных конструкций из наномодифицированных композитов	14
1.1 Эволюция применения полимерных композиционных материалов в авиастроении.....	14
1.1.1 Ключевые агрегаты из углепластика и конструктивные особенности.....	15
1.1.2 Преимущества и драйверы внедрения	16
1.2 Ограничения традиционных эпоксидных углепластиков: межслоевая прочность, трещиностойкость и ударная вязкость	16
1.2.1 Низкая трещиностойкость и хрупкость эпоксидной матрицы.....	17
1.2.2 Проблема межслоевой прочности и ограничения конструктивных методов	17
1.3 Концепция наномодификации матрицы	18
1.3.1 Механизмы улучшения свойств и иерархическая структура	19
1.3.2 Обоснование выбора углеродных нанотрубок.....	19
1.4 Атомная структура и хиральность углеродных нанотрубок	20
1.5 Технологические особенности и свойства наномодифицированных ПКМ.....	21
1.5.1 Механические свойства матрицы и слоистого композита.....	21
1.5.2 Усталость и трещиностойкость	22
1.6 Методы контроля распределения наночастиц в полимерной матрице	22
1.7 Многомасштабное моделирование и концепция представительного элемента объема	23
1.8 Заключение по Главе 1	24
Глава 2 Моделирование и экспериментальное исследование физико-механических характеристик и локальной трещиностойкости наномодифицированной матрицы.....	28
2.1 Исследуемые компоненты и материалы	30
2.1.1 Полимерная матрица ИТЕСМА Т-26	30
2.1.2 Наномодификатор МУНТ-3.....	31

2.2 Исследование физико-химических и вязкоупругих характеристик базового связующего	32
2.2.1 Методы исследования.....	32
2.2.2 Результаты физико-химических и вязкоупругих исследований	33
2.3 Технология наномодификации и диспергирования углеродных нанотрубок .	41
2.4 Экспериментальный базис: статические механические свойства матрицы	43
2.4.1 Одноосное сжатие	43
2.4.2 Одноосное растяжение	45
2.4.3 Прочность при сдвиге	47
2.4.4 Обобщенные результаты испытаний	49
2.5 Численное моделирование и верификация модели материала	50
2.5.1 Постановка численных моделей.....	51
2.5.2 Сопоставление результатов расчетов с экспериментом	53
2.6 Численный метод моделирования представительного элемента объема модифицированной полимерной матрицы	57
2.6.1 Модель взаимодействия фаз: метод внедренных элементов.....	57
2.6.2 Моделирование влияния кривизны ОУНТ на осевой модуль упругости	58
2.6.3 Оценка локальной трещиностойкости модифицированной матрицы при помощи XFEM-анализа	64
2.7 Заключение по Главе 2	70
Глава 3 Расчетно-экспериментальный метод оценки статической и усталостной прочности слоистых ПКМ с учетом свойств in-situ	74
3.1 Технология изготовления ПКМ модифицированной матрицей	76
3.1.1 Исходные компоненты	76
3.1.2 Оценка эффективности ультразвукового диспергирования в жидкостной ванне	78
3.1.3 Оценка эффекта фильтрации наночастиц при пропитке	79
3.1.4 Укладка образцов-свидетелей стенки лонжерона	81
3.1.5 Процесс отверждения панелей.....	81
3.1.6 Проверка панелей акустическим методом неразрушающего контроля.....	86
3.2 Испытания образцов-свидетелей стенки лонжерона.....	87

3.2.1	Определение прочности при межслоевом сдвиге образцов-свидетелей.....	89
3.2.2	Одноосное статическое растяжение образцов-свидетелей.....	96
3.2.3	Испытания на циклическое растяжение образцов-свидетелей	103
3.3	Оценка внутренней трещиностойкости и закономерностей развития трансверсальных микротрещин методом рентгеновской компьютерной томографии	107
3.4	Определение структурных характеристик ПКМ методом химической деструкции матрицы	119
3.5	Микроскопия образцов-свидетелей	123
3.5.1	Математический аппарат гомогенизации и теория ПЭО.....	126
3.5.2	Периодические граничные условия	126
3.6	Идентификация физико-механических характеристик компонентов методом решения обратной задачи.....	127
3.7	Численный метод моделирования представительного элемента объема полимерного композитного материала с модифицированной матрицей.....	139
3.7.1	Микромеханическое моделирование и верификация моделей элементарных ячеек	140
3.8	Заключение по Главе 3	145
Глава 4	Численно-экспериментальное исследование живучести и усталостной прочности элементов конструкции крыла самолета	148
4.1	Математическая постановка задач и общие принципы моделирования	148
4.1.1	Вариационная формулировка и конечно-элементная аппроксимация.....	148
4.1.2	Логическая постановка многомасштабного моделирования и верификации метода обеспечения прочности.....	149
4.2	Расчетное повторение статических испытаний	151
4.3	Испытания по определению деградации жесткости при действии циклической нагрузки.....	156
4.4	Расчетное повторение усталостных испытаний	161
4.4.1	Математическая постановка задачи расчета опорного-статического случая и общие принципы моделирования	162
4.4.2	Математическая постановка задачи расчета усталостной прочности.....	164

4.4.3 Алгоритм работы подмодуля расчета усталостной прочности и настройка параметров решателя	167
4.4.4 Результаты расчета усталостной прочности ПКМ	168
4.5 Определение усталостной прочности конструктивно-подобного образца из ПКМ по валидированным коэффициентам модели остаточной жесткости	169
4.6 Заключение по Главе 4	177
Заключение	179
Список литературы	181
Приложение	
Акты внедрения результатов диссертационной работы	199

Введение

Актуальность темы исследования

Развитие современной магистральной авиации неразрывно связано с повышением весовой эффективности и топливной экономичности летательных аппаратов (ЛА). Указанный фактор обуславливает беспрецедентный рост доли применения полимерных композиционных материалов (ПКМ) в нагруженных агрегатах планера, таких как кессон крыла (Рисунок В.1). В конструкции кессона выделяется ряд ключевых несущих элементов: стрингерные панели обшивки, нервюры, пояса и стенки лонжеронов. Стенки лонжеронов, воспринимающие интенсивные перерезывающие силы и работающие преимущественно на сдвиг, признаны наиболее уязвимыми зонами, лимитирующих ресурс агрегата.

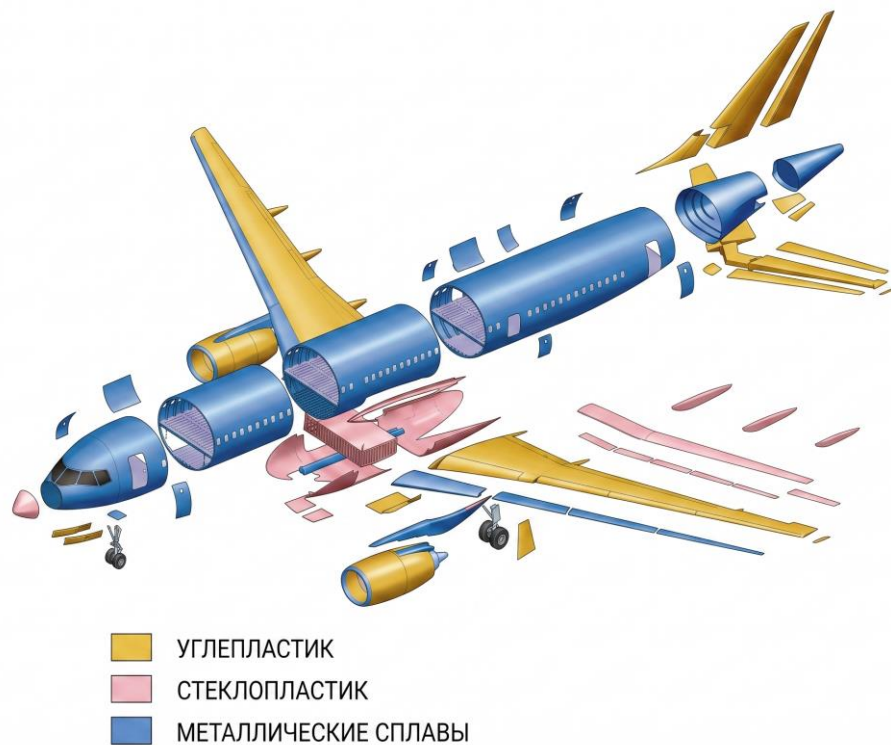


Рисунок В.1 – Применение полимерных композитных материалов в конструктивно-силовой схеме современного гражданского летательного аппарата

Несмотря на высокие удельные характеристики углепластиков вдоль направления армирования, трансверсальная прочность углепластиков, межслоевая трещиностойкость и усталостная долговечность определяются физико-

механическими свойствами полимерной матрицы. В условиях циклического нагружения крыла именно в связующем зарождаются первичные микродефекты, приводящие к деградации жесткости и последующему расслоению конструкции. Перспективным направлением решения проблемы признана объемная наномодификация эпоксидного связующего углеродными нанотрубками (УНТ). Внедрение наномодифицированных материалов в практику проектирования ЛА сдерживается отсутствием достоверных инженерных методов расчета, способных учесть влияние наноразмерных эффектов на макроскопический отклик элемента конструкции.

Разработка комплексного расчетно-экспериментального метода обеспечения прочности элементов ЛА на основе многомасштабного моделирования наномодифицированных ПКМ признана актуальной научной задачей, имеющей существенное прикладное значение для отечественного авиастроения.

Степень разработанности темы

Фундаментальные основы механики композитов и методы расчета авиационных конструкций заложены в трудах В.В. Васильева, А.А. Дудченко, Ю.Н. Работнова, Ю.Н. Образцова, О.В. Митрофанова, Л.М. Гаввы, А.Л. Медведского, В.Г. Дмитриева, А.А. Склезнева, S.W. Tsai, Z. Hashin, R.M. Jones. Исследованию влияния углеродных нанотрубок на свойства связующих посвящены работы М. Quaresimin, Е.Т. Thostenson, В.В. Зуева, Е.Н. Каблова, Г.М. Гуняева, И.С. Деева, С.А. Лурье, Л.Н. Рабинского. Задачи перехода от локальной морфологии УНТ к макроскопической прочности и ресурсу реальных элементов авиационных конструкций в рамках единого расчетного комплекса исследованы недостаточно. Практически отсутствуют верифицированные алгоритмы идентификации свойств наномодифицированных фаз для прямой интеграции в расчетные САЕ-пакеты.

Цель исследования – Разработка метода обеспечения прочности элементов конструкции крыла самолета из полимерных композиционных материалов с модифицированной матрицей. Разработка расчетно-экспериментального метода обеспечения усталостной прочности и живучести элементов конструкций крыла

самолета из полимерных композиционных материалов на основе иерархического моделирования процессов деградации наномодифицированной матрицы.

Для достижения поставленной цели сформулированы следующие **задачи**:

1. Разработка математических моделей численной гомогенизации и конечно-элементного анализа локальной трещиностойкости наномодифицированной полимерной матрицы.
2. Создание численного метода гомогенизации представительного элемента объема (ПЭО) углепластика и разработка алгоритма идентификации механических характеристик компонентов ПКМ in-situ.
3. Экспериментально-расчетное исследование кинетики накопления усталостных повреждений и циклической деградации жесткости элементарных образцов-свидетелей с конструктивной укладкой.
4. Численный анализ живучести и прогнозирование усталостной долговечности полномасштабного элемента конструкции крыла самолета – стенки лонжерона под воздействием эксплуатационного спектра нагрузок.

Объект исследования

Силовые элементы конструкций крыла самолета – стенка лонжерона кессона, выполненные из слоистых полимерных композиционных материалов с наномодифицированной матрицей.

Предмет исследования

Закономерности кинетики накопления повреждений, механизмы циклической деградации жесткости и процессы обеспечения живучести элементов конструкций из ПКМ с наномодифицированной матрицей при регулярном и спектральном циклическом нагружении.

Научная новизна

1. Сформулирована многомасштабная модель деформирования и локального разрушения матрицы, учитывающая геометрическую извилистость нанотрубок с помощью гармонических функций и мостикового эффекта при прохождении трещины на базе метода XFEM.

2. Разработан метод решения обратной задачи микромеханики композитов на основе самоорганизующегося миграционного алгоритма, обеспечивающий определение истинных физико-механических свойств фаз непосредственно внутри полимеризованного пакета.
3. Впервые количественно определены закономерности усталостной деградации жесткости слоистого пластика с наномодифицированной матрицей, подтверждающие замедление темпов потери жесткости на 1–25 % в зависимости от направления армирования в условиях циклического нагружения.
4. Обоснован синергетический эффект повышения живучести и долговечности наномодифицированного силового агрегата планера летательного аппарата при случайном блочном нагружении авиационного стандарта TWIST.

Теоретическая значимость работы обусловлена развитием методов многомасштабного моделирования и механики разрушения композитных структур. Предложенный математический аппарат интеграции дискретных наноэлементов в континуальную среду расширяет теоретическую базу для создания «цифровых двойников» авиационных конструкций.

Практическая значимость работы обоснована созданием верифицированного инженерного инструментария для обеспечения прочности элементов ЛА. Результаты исследования позволяют сократить объем натурных испытаний и обоснованно повысить расчетный ресурс стенок лонжеронов перспективных самолетов гражданской авиации.

Методология и методы исследования

Методологическая основа работы сформирована системным подходом к изучению прочности и ресурса авиационных конструкций, базирующимся на сочетании вычислительных методов механики композитов, численного многомасштабного моделирования и верификационных экспериментальных исследований.

Теоретические методы исследования базируются на основных положениях:

— Механики деформируемого твердого тела и теории упругости анизотропных сред

— Линейной и нелинейной механики разрушения

— Механики многомасштабных гетерогенных сред

Методы численного моделирования включают:

— Математическую реализацию континуальных моделей

— Методы дискретизации расчетных областей

— Алгоритмы численного решения разрывных полей – метод расширенных конечных элементов

— Метаэвристические алгоритмы

Экспериментальные методы основываются на:

— Стандартизированных методах механических испытаний

— Методах бесконтактного измерения полей деформаций

— Методах неразрушающего контроля

Положения, выносимые на защиту

На защиту выносятся следующие положения и методики:

1. Математическая модель локальной трещиностойкости наномодифицированного связующего, базирующаяся на совместном применении численной гомогенизации и метода расширенных конечных элементов с использованием узловых функций уровня.

2. Алгоритм идентификации физико-механических характеристик компонентов композита in-situ на основе решения обратной задачи микромеханики методами метаэвристической оптимизации.

3. Экспериментально-расчетный метод оценки циклической деградации жесткости слоистых композиционных материалов с применением бесконтактных оптических систем измерения полей деформаций.

4. Методика расчета усталостной долговечности и живучести стенки лонжерона крыла самолета, учитывающая стохастический характер полетного спектра нагрузок и феноменологическую кинетику деградации жесткости материала.

Степень достоверности результатов

Достоверность результатов подтверждена применением фундаментальных принципов механики, использованием сертифицированных комплексов Abaqus и Simcenter 3D, высокой степенью сходимости расчетных кривых с данными натурных испытаний.

Личный вклад соискателя

Предложена и программно реализована иерархическая система многоуровневых конечно-элементных моделей. Адаптирован и применен метаэвристический самоорганизующийся миграционный алгоритм для решения обратной задачи определения упругих характеристик фаз композита in-situ. Проведен полный цикл изготовления наномодифицированных образцов-свидетелей, выполнена программа натурных испытаний на статическую прочность и усталостную долговечность. Самостоятельно проведена интерпретация всех полученных данных, подготовлены публикации в рецензируемых научных изданиях, и представлены доклады на международных научно-технических конференциях.

Соответствие паспорту специальности

Диссертация посвящена разработке иерархических многоуровневых моделей и расчетно-экспериментальных методов обеспечения прочности и повышения эксплуатационного ресурса элементов конструкций крыла самолета – стенок лонжеронов из наномодифицированных композиционных материалов и соответствует паспорту специальности 2.5.14. «Прочность и тепловые режимы летательных аппаратов» п. 2 «Обеспечение прочности объектов авиационной, ракетной и космической техники на основе современных аналитических и численных методов, методов натурального и полунатурного моделирования в условиях стационарных и нестационарных внешних воздействий».

Апробация работы

Основные положения и результаты исследований, материалы диссертации доложены и обсуждены на международных и всероссийских научных конференциях:

1. 9-я Международная конференция по науке и инженерии аэрокосмических систем (The 9th International Conference on Aerospace System Science and Engineering – ICASSE 2025), Сингапур, 29–31 июля 2025 года;
2. 8-я Международная конференция по науке и инженерии аэрокосмических систем (The 8th International Conference on Aerospace System Science and Engineering – ICASSE 2024), Чжэнчжоу (Китай), 18–19 июля 2024 года;
3. Аэрокосмический симпозиум в рамках Международной конференции Шелкового пути (Aeronautics and Astronautics Symposium of 2023 Silk Road International Conference), Сиань (Китай), 14 декабря 2023 года;
4. 2-я Международная научно-техническая конференция «Скоростной транспорт будущего: перспективы, проблемы, решения», Алушта, 29 августа – 3 сентября 2023 года;
5. 21-ая Международная конференция «Авиация и космонавтика», Москва, 21–25 ноября 2022 года;
6. 1-я Международная конференция «Скоростной транспорт будущего: перспективы, проблемы, решения», Алушта – Сочи, 29 августа – 8 сентября 2022 года;
7. 6-я Международная конференция по науке и инженерии аэрокосмических систем (The 6th International Conference on Aerospace System Science and Engineering – ICASSE), Торонто (Канада), июль 2022 года;
8. XLVIII Международная молодёжная научная конференция «Гагаринские чтения», Москва, 12–15 апреля 2022 года;
9. IV Международная научная конференция «Наука будущего – наука молодых» (Science of the Future), Калининград, 17–20 ноября 2021 года;
10. II Международная онлайн-конференция «Композитные материалы и конструкции», Москва, 16 ноября 2021 года;
11. Международная молодежная научная конференция «XXV Туполевские чтения (школа молодых ученых)», Казань, 10–11 ноября 2021 года;
12. 17-я Российско-Китайская конференция «Фундаментальные проблемы аэродинамики, динамики, прочности и безопасности полетов летательных

аппаратов» (17th Russian-Chinese Conference on Fundamental Problems Of Aircraft Aerodynamics, Flight Dynamics, Strength & Flight Safety), Жуковский, 27–28 сентября 2021 года.

Содержание диссертации изложено в тринадцати публикациях, в том числе – в двух публикациях Перечня ВАК по специальности 2.5.14., – в двух изданиях Перечня ВАК по смежным специальностям, – в трёх публикациях статей по материалам конференций, проиндексированных в международной базе данных SCOPUS, – в 5 публикациях по материалам конференций, проиндексированных ВАК, – в свидетельстве о государственной регистрации программы для ЭВМ. В представленной библиографии приведены ссылки на соответствующие публикации: [158-170].

Структура и объем диссертации

Диссертация сформирована из введения, четырех глав, заключения и списка литературы. Общий объем работы – 198 страниц, включая 103 рисунка, 36 таблиц и список литературы из 170 наименований.

Глава 1 Состояние вопроса обеспечения прочности авиационных конструкций из наномодифицированных композитов

1.1 Эволюция применения полимерных композиционных материалов в авиастроении

История развития авиационной техники неразрывно связана с эволюцией конструкционных материалов, определяющих весовую эффективность и летно-технические характеристики летательных аппаратов. Во второй половине XX века состоялся фундаментальный переход к использованию полимерных композиционных материалов, который радикально трансформировал подходы к проектированию и обеспечению прочности планера. На начальных этапах (в 1960–1970-е годы) применение композитов ограничивалось изготовлением второстепенных, слабонагруженных элементов: обтекателей и деталей интерьера [1, 2]. Качественный скачок произошел с внедрением в промышленность высокопрочных углеродных волокон, обладающих модулем упругости и прочностью, сопоставимыми или превосходящими характеристики стали и титана при значительно меньшей плотности [3-6]. Характеристики волокон обеспечили переход к использованию ПКМ в ответственных силовых агрегатах.

Первыми примерами массового внедрения стали конструкции военной авиации: истребители F-14, F-15, F-16, AV-8B, где борьба за маневренность оправдывала высокую стоимость материалов [1, 7]. В гражданском секторе переход осуществлялся более консервативно, следуя стратегии «Пирамиды расчетно-экспериментальных исследований». В 1980-х годах композиты начали применяться в управляющих поверхностях, а затем и в силовых элементах хвостового оперения на самолетах типа Boeing 737 и Airbus A320 [1]. Кульминацией эволюционного процесса признано появление поколения широкофюзеляжных лайнеров, в которых ПКМ составляют основу силовой схемы. Современные исследования подтверждают, что доля композитов в конструкции

планеров новейших самолетов превысила психологически и технологически важный барьер в 50 % от массы [3, 8].

Наиболее показательным примером является Boeing 787 Dreamliner — первый коммерческий лайнер с композитными фюзеляжем и крылом. Материаловедческий баланс лайнера сформирован на 50 % из ПКМ, на 20 % из алюминия, на 15 % из титана и на 10 % из стали [9-10]. К сопоставлению, в предшествующем Boeing 777 доля композитов составляла лишь 12 %. Использование углепластиков позволило снизить массу конструкции Boeing 787 на 20 % по сравнению с алюминиевыми аналогами. Европейский концерн Airbus реализовал аналогичный подход в проекте A350 XWB, где доля ПКМ достигает 53 % [2, 11], причем из углепластика выполнены целые секции фюзеляжа и крыло [1]. В отечественном авиастроении тенденция перехода к композитным силовым агрегатам реализована в проекте среднемагистрального самолета МС-21, ключевой инновацией которого признано «черное крыло» большого удлинения [12].

1.1.1 Ключевые агрегаты из углепластика и конструктивные особенности

Переход к композитам позволил заменить материал и изменить философию проектирования и обеспечения прочности основных агрегатов:

— Кессон крыла и механизация. Современные композитные крылья представляют собой интегральные конструкции. Высокая удельная прочность и жесткость углепластиков позволили реализовать крылья большого удлинения, обеспечившие существенное снижение индуктивного сопротивления и повышение топливной эффективности [13, 14]. Лонжероны и подкрепленные стрингерами панели обшивки выполняются из углепластика, что обеспечило оптимизацию распределения нагрузок и использовать анизотропию материала для управления аэроупругими деформациями [14].

— Фюзеляж. Традиционная сборная конструкция из алюминиевых панелей с тысячами заклепок уступает место цельномотанным или собранным из крупных композитных панелей секциям. Решение кардинально снизило количество стыков,

уменьшив трудоемкость сборки и вес [1, 15, 16]. Благодаря высокой коррозионной стойкости ПКМ происходит повышение давления и влажность в кабине [1, 17].

— Центроплан и хвостовое оперение. Применение углепластика в наиболее нагруженной центральной секции крыла, например, на А380 позволяет сэкономить до 1,5 тонн массы по сравнению с передовыми алюминиевыми сплавами [11]. Вертикальное и горизонтальное оперение на современных лайнерах практически полностью изготавливаются из ПКМ, что обусловлено высокой эффективностью ПКМ в конструкциях кессонного типа, работающих на изгиб и кручение [1].

1.1.2 Преимущества и драйверы внедрения

Масштабная экспансия ПКМ в силовые конструкции обусловлена комплексом факторов. Углеродное волокно обладает уникальным сочетанием прочности – более 3500 МПа и модуля упругости – от 230 до 450 ГПа при плотности порядка 1,5–1,6 г/см³ [17-20]. Углепластики демонстрируют исключительную усталостную долговечность: предел выносливости для высокомодульных композитов достигает 0,5–0,7 от предела прочности – против 0,2–0,3 у металлов [17]. Технологии автоклавного формования и вакуумной инфузии позволяют создавать интегральные конструкции сложной формы, сокращая количество деталей [17, 20]. Эволюция ПКМ обеспечила качественный прорыв в летно-технических характеристиках авиационной техники.

1.2 Ограничения традиционных эпоксидных углепластиков: межслоевая прочность, трещиностойкость и ударная вязкость

Несмотря на доминирующее положение углепластиков, эксплуатационная эффективность ПКМ существенно ограничивается физико-механическими характеристиками полимерной матрицы. Углеродные волокна обладают исключительной прочностью – более 700 МПа и жесткостью, характеристики

полимерного связующего на порядок уступают показателям армирующего наполнителя [21].

1.2.1 Низкая трещиностойкость и хрупкость эпоксидной матрицы

Традиционные эпоксидные матрицы, выступая основой большинства авиационных композитов, в отвержденном состоянии характеризуются высокой хрупкостью и низкой поверхностной энергией разрушения – от 80 до 250 Дж/м² [22]. Фундаментальная проблема порождает ряд критических недостатков, наиболее значимыми из которых признаны низкая трещиностойкость и склонность к межслоевому расслоению.

Эпоксидные связующие обеспечивают высокую термическую стабильность, но полимерная сетка обладает низкой способностью к пластической деформации. В условиях сложного напряженного состояния, особенно при циклическом нагружении, происходит инициирование микротрещин в матрице и последующим отслоением матрицы от волокна [23]. Функция матрицы сводится к перераспределению напряжений, но низкая предельная деформация матрицы приводит к хрупкому разрушению связующего еще до исчерпания несущей способности волокон. Попытки увеличить эластичность матрицы часто приводят к недопустимому снижению продольной прочности композита при сжатии [24]. Традиционные системы находятся в жестких рамках компромисса между жесткостью и вязкостью разрушения.

1.2.2 Проблема межслоевой прочности и ограничения конструктивных методов

ПКМ обладают ярко выраженной анизотропией. В трансверсальном направлении прочность материала лимитируется исключительно свойствами связующего и адгезионной прочностью на границе «волокно-матрица» [21]. Анизотропия обуславливает уязвимость слоистых структур к межслоевому

разрушению — разделению слоев под действием касательных и нормальных напряжений отрыва [25, 26]. Развитие трещин происходит в обогащенных смолой областях между слоями [26]. Под действием эксплуатационных нагрузок расслоения прогрессируют, приводя к катастрофической потере устойчивости сжатых панелей обшивки. Проблема усугубляется отсутствием в традиционных ламинатах армирующих элементов в Z-направлении [7].

Для решения проблемы разработаны конструктивно-технологические методы: Z-пиннинг — введение металлических/композитных штифтов и 3D-ткачество [7]. Представленные методы повышают сопротивление деламации [27, 28], применение штифтов сопряжено с технологической сложностью, высокой стоимостью [29, 30] и, что критично, со снижением планарного модуля упругости и прочности на 10–20 % [27]. Внедрение трансверсальных элементов создает локальные концентрации напряжений и поры [31–34].

Наиболее перспективным направлением повышения трещиностойкости признается модификация самой полимерной матрицы на микроуровне «in situ» [31–34].

1.3 Концепция наномодификации матрицы

Традиционные методы повышения трещиностойкости — введение каучуков или пластификаторов неизбежно снижают теплостойкость материала [35, 36]. Концепция наномодификации предлагает принципиально иной подход: введение наноразмерных частиц — углеродных нанотрубок/графена/фуллеренов, которые выступают как активный элемент, структурирующий полимер на надмолекулярном уровне [21].

Физический смысл наномодификации обусловлен созданием армирующего каркаса внутри связующего. Благодаря колоссальной удельной поверхности наночастиц — до 1000 м²/г, даже при концентрациях 0,01–0,1 масс. % значительная доля объема полимера переходит в состояние пограничного слоя с измененной упаковкой и повышенной плотностью узлов сетки [21]. Сформированный слой

перераспределил напряжения в микрообъемах, предотвращая локализацию деформаций.

1.3.1 Механизмы улучшения свойств и иерархическая структура

Введение углеродных нанотрубок активирует специфические механизмы торможения трещин:

1. Эффект «мостиков». При зарождении микротрещины прочные нанотрубки соединяют берега трещины. Фрактография подтверждает наличие в устье трещины «тяжей», стягивающих края дефекта [37].

2. Поглощение энергии при вытягивании. Извлечение длинной нанотрубки из полимера требует работы по преодолению сил межфазного трения, выступающей мощным каналом диссипации упругой энергии, увеличивающим вязкость разрушения (G_{Ic}).

3. Отклонение трещины. Жесткие наночастицы заставляют фронт разрушения огибать препятствия, увеличивая площадь поверхности разрушения и энергоемкость процесса [38].

Внедрение наночастиц формирует иерархическую структуру: на макроуровне углеродные волокна – от 5 до 7 мкм, воспринимают основные нагрузки, а на микроуровне УНТ с диаметром от 1 до 50 нм армируют пространство между волокнами [13]. Нанотрубки «сшивают» матрицу, обеспечивая рост трансверсальной прочности и сопротивления межслоевому сдвигу [21].

1.3.2 Обоснование выбора углеродных нанотрубок

Среди многообразия наноматериалов УНТ признаны наиболее эффективным модификатором для авиационных конструкций. Высокое аспектное отношение – L/d до 1000 обеспечивает функционирование в качестве истинного армирующего волокна, в отличие от сферических частиц [39, 42, 43]. Индивидуальные УНТ обладают рекордными характеристиками – модуль Юнга ~ 1 ТПа, прочность до

63 ГПа [21]. Нанотрубки придают материалу электро- и теплопроводность при низких порогах перколяции, открывая путь к созданию «умных» конструкций [21].

1.4 Атомная структура и хиральность углеродных нанотрубок

Углеродные нанотрубки сформированы как цилиндрические макромолекулы, ввиду свертывания моноатомного слоя графита в бесшовный цилиндр [40-42]. Уникальность свойств predeterminedена sp^2 -гибридизацией атомов углерода. Густая сеть прочных ковалентных σ -связей в гексагональной решетке обеспечивает нанотрубкам экстремальную прочность [34, 43-45].

УНТ классифицируются на одностенные (ОУНТ) и многостенные (МУНТ) [47-57]. ОУНТ с диаметром от 0,4 до 2,0 нм [58-63] обладают теоретически максимальной удельной поверхностью, но существует склонность наночастиц к агрегации из-за сил Ван-дер-Ваальса – процесс диспергирования становится затруднительным [64-65]. МУНТ состоят из нескольких концентрических слоев [66] с расстоянием между слоями $\sim 0,34$ нм и внешним диаметром 5–100 нм. Благодаря лучшей технологичности и меньшей стоимости, МУНТ находят более широкое применение в промышленности [67]. Для обоих типов аспектное отношение способно превышать 1000, что критически важно для формирования перколяционных сеток [40, 70] и передачи нагрузки [69-70].

Модуль упругости индивидуальных ОУНТ оценивается теоретически до 1,25 ТПа, экспериментальные значения лежат в диапазоне 0,32–1,47 ТПа. Для МУНТ показатель модуля Юнга составляет 270–950 ГПа [43-45, 71-73]. Представленный показатель превосходит характеристики высокопрочной стали и стандартных углеродных волокон в 4–5 раз [17, 74]. Предел прочности УНТ достигает 63 ГПа [72, 75], что в десятки раз выше прочности стали [71-73] и на порядок превосходит прочность углеродных волокон [18, 19]. УНТ демонстрируют феноменальную гибкость: при критических нагрузках нанотрубки не разрушаются хрупко, а образуют обратимые перегибы [67]. Слабая передача нагрузки через границу раздела «матрица-нанотрубка» и низкий предел прочности межслоевого сдвига

самих МУНТ (0,08–0,66 МПа) часто приводят к занижению эффективных свойств композита на макроуровне [64, 76].

1.5 Технологические особенности и свойства наномодифицированных ПКМ

Введение УНТ кардинально меняет реологию эпоксидных связующих. Даже при концентрациях менее 0,1 % масс. наблюдается резкий рост динамической вязкости из-за формирования физической перколяционной сетки, ограничивающей подвижность макромолекул олигомера [78]. Например, введение 0,05 % ОУНТ повышает вязкость смолы в 4 раза, а 0,25 % переводит систему в пастообразное состояние [79].

Выявленный эффект обуславливает технологические барьеры для методов RTM и VaRTM, требующих низковязких связующих – до 0,2–0,5 Па·с [79-82]. Наиболее критичным является «эффект фильтрации»: углеродная ткань действует как фильтр, задерживая наночастицы и агломераты УНТ. В результате деталь приобретает градиентную структуру с перенасыщенными хрупкими зонами у литников и «чистой» смолой на удалении [83-86]. Во избежание применяют интенсивное диспергирование – трехвалковые мельницы и ультразвук [87, 88].

1.5.1 Механические свойства матрицы и слоистого композита

Введение УНТ повышает жесткость матрицы за счет формирования уплотненного межфазного слоя толщиной до 200–450 нм с высокой прочностью на сдвиг – до 75 МПа [21, 89-92]. Вязкость разрушения матрицы (G_{Ic}) способна возрасти на 15–63 %. Предел прочности носит пороговый характер: при качественном диспергировании и малых дозах (<0,5 %) прочность растет на 10–20 %, но при превышении порога — падает из-за образования агломератов и микропор, выступающих концентраторами напряжений [94].

На макроуровне влияние УНТ анизотропно. Прочность при межслоевом сдвиге и сжатии возрастает на 10–20 % благодаря «сшиванию» слоев и повышению

жесткости опоры для волокон [21, 95-97]. В то же время прочность при растяжении вдоль волокон (0°), лимитированная свойствами самих макроволокон, часто остается неизменной или даже снижается из-за дефектов пропитки [98-103].

1.5.2 Усталость и трещиностойкость

Главный позитивный эффект наномодификации проявляется в длительной прочности и сопротивлении расслоению. Введение УНТ увеличивает критическую скорость высвобождения энергии деформации (G_{Ic} и G_{IIc}) на 15–40 % [96, 104-109], что повышает остаточную прочность после удара (CAI) [110, 111].

При циклических нагрузках нанотрубки препятствуют росту микротрещин, меняя характер разрушения с хрупкого – адгезионного на энергоемкий квазипластичный – когезионный). Механизмы вытягивания покрытых полимером УНТ из устья трещины [112], формирование локальных зон переориентации частиц способствуют активной диссипации механической энергии [113], существенно увеличивая ресурс авиационной конструкции.

1.6 Методы контроля распределения наночастиц в полимерной матрице

Для подтверждения эффективности модификации связующего необходимо объективно оценивать качество диспергирования УНТ. Основными инструментами прямого структурного анализа выступают методы электронной микроскопии, а измерение электрофизических параметров служит высокочувствительным макроскопическим критерием оценки сформированной наноструктуры [191].

Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения применяется для визуализации индивидуальных нанотрубок и исследования межфазных явлений на границе раздела «наполнитель–матрица» [92]. Из-за сложности препарировки для масштабной оценки распределения УНТ на микро- и мезоуровнях целесообразнее применять сканирующую электронную микроскопию

поверхностей низкотемпературных сколов [115, 116]. Для снятия эффектов накопления электрического заряда с диэлектрической полимерной матрицы и обнажения углеродного нанокаркаса эффективно применяется метод ионно-плазменного травления [117].

Косвенным, но предельно информативным методом оценки качества диспергирования является анализ электропроводности. Немодифицированная эпоксидная матрица обладает свойствами изолятора. При равномерном распределении УНТ в объеме смолы формируется непрерывный токопроводящий каркас. При достижении так называемого «порога перколяции», обычно в диапазоне 0,05–0,15 % масс. для УНТ, удельное объемное электрическое сопротивление композита скачкообразно падает на несколько порядков [21, 114]. Приведенный эффект однозначно свидетельствует о создании качественной пространственной сетки нанотрубок без образования крупных изолированных агломератов, выступающее залогом повышения механических характеристик.

1.7 Многомасштабное моделирование и концепция представительного элемента объема

Поиск оптимального содержания и ориентации УНТ исключительно экспериментальным путем требует колоссальных временных и материальных затрат. Современной альтернативой выступает многомасштабное физико-математическое моделирование с применением метода конечных элементов (МКЭ). Прямое численное моделирование макроскопической авиационной конструкции, например, лонжерона, с детальным учетом каждой нанотрубки вычислительно нереализуемо из-за разницы масштабов – от 10^{-9} до 10^1 м, применяется концепция представительного элемента объема [118].

ПЭО представляет собой минимально возможный объем гетерогенного материала, который статистически достоверно отражает микроструктурные, упругие и прочностные свойства композита. В рамках микромеханического подхода в объеме ПЭО генерируется случайное или упорядоченное распределение

УНТ внутри полимерной матрицы с заданными физико-механическими свойствами фаз. Для исключения краевых эффектов и обеспечения непрерывности напряженно-деформированного состояния при трансляции объема, к граням ПЭО прикладываются периодические граничные условия [119].

Ключевым этапом моделирования является гомогенизация — математическая процедура перехода от микроскопического напряженно-деформированного состояния ПЭО к усредненным — эффективным макроскопическим характеристикам наномодифицированной матрицы [118, 119]. Полученные эффективные модули упругости и тензоры жесткости переносятся на следующий структурный уровень мезоуровень — модель монослоя: углеродное волокно + модифицированное связующее, а затем на макроуровень — слоистый пакет лонжерона для расчета предельной несущей способности и оценки накопления повреждений.

1.8 Заключение по Главе 1

Проведенный анализ состояния вопроса обеспечения прочности авиационных конструкций из ПКМ обусловлен:

1. Исчерпанием потенциала традиционных связующих. Масштабное применение слоистых углепластиков в высоконагруженных агрегатах — кессон крыла и центроплан, сдерживается низкой трещиностойкостью и хрупкостью традиционных эпоксидных матриц. Указанный фактор приводит к преждевременному межслоевому разрушению и резкому снижению остаточной прочности конструкции при циклических и ударных воздействиях.

2. Перспективностью наномодификации. Введение УНТ признано наиболее эффективным способом «сшивания» матрицы на микроуровне. Формирование наноразмерного армирующего каркаса способно изменить характер разрушения полимера с хрупкого на квазипластичный, повысить межслоевую вязкость разрушения и замедлить скорость роста усталостных трещин.

3. Технологическими и вычислительными барьеры. Перенос свойств наномодифицированного композита на макроуровень реальной авиационной детали затруднен. Существует проблема качественного диспергирования и эффекта «фильтрации» наночастиц при пропитке преформ. В современной инженерной практике отсутствует комплексный расчетный аппарат, способный прогнозировать усталостную долговечность и непрерывную деградацию жесткости макроконструкции, например, стенки лонжерона, с учетом эффектов наномодификации связующего.

Анализ современного состояния вопроса показывает, что для эффективного проектирования и обеспечения прочности первичных конструкций планера из наномодифицированных ПКМ требуется отказ от традиционных феноменологических подходов в пользу многомасштабного моделирования. Требование обусловлено тем, что макроскопический отклик авиационного агрегата в конечном итоге определяется физическими процессами, протекающими на микро- и наноуровнях структуры материала.

Концептуальная схема реализуемого иерархического подхода к моделированию прочности представлена на Рисунке 1.1.

Представленная на рисунке иерархия демонстрирует сквозную связь между различными масштабными уровнями. Глобальный уровень – кессон крыла декомпозируется до уровня критически нагруженного узла — стенки лонжерона. Для детального изучения механизмов накопления повреждений выделяется локальный участок конструкции, представляющий собой образец-свидетель, имитирующий работу стенки лонжерона в условиях сложного напряженного состояния. Дальнейший переход к микромасштабу осуществляется через выделение представительного элемента объема – ПЭО/микроячейки, содержащего отдельные филаменты углеродного волокна и наномодифицированную полимерную среду. Завершающим звеном иерархии выступает наноразмерный уровень матрицы, рассматриваемый как представительный элемент объема системы «эпоксидное связующее – углеродные нанотрубки».

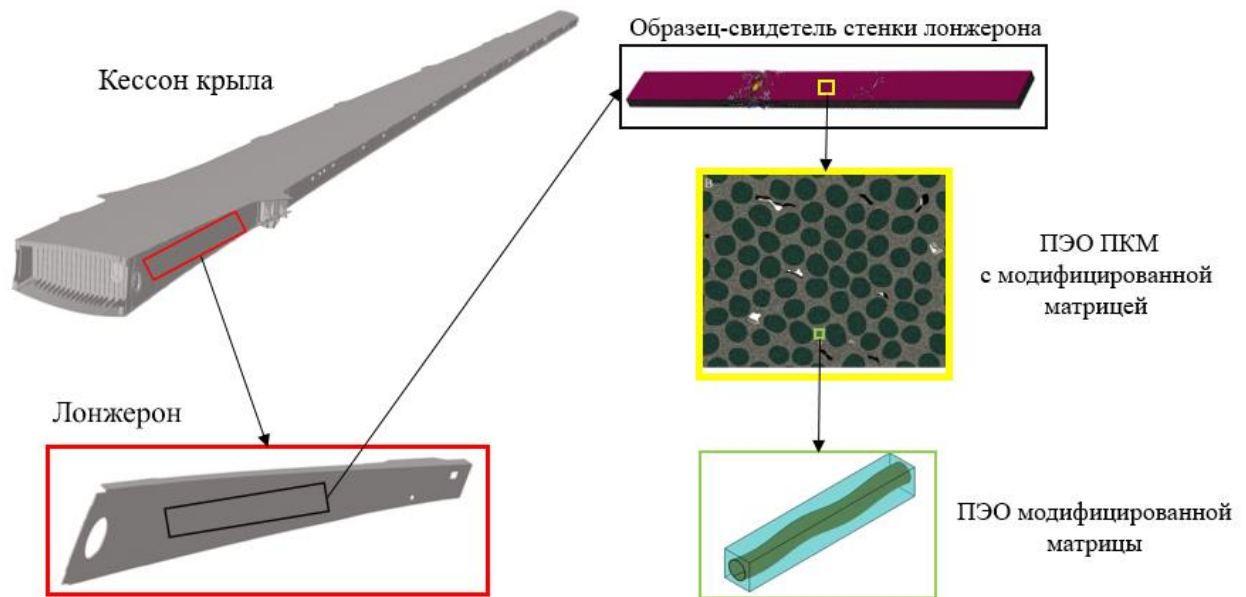


Рисунок 1.1 – Схема иерархической декомпозиции масштабов при моделировании прочности элементов крыла самолета

Структура позволяет транслировать такие эффекты наномодификации, как торможение трещин и изменение тензора жесткости фазы снизу-вверх — от характеристик нано-ПЭО к ресурсу и долговечности полноразмерного авиационного агрегата.

Представленный иерархический подход (Рисунок 1.1) определяет структуру последующего исследования. Практическая реализация данной стратегии невозможна без получения достоверных исходных данных для каждого из масштабных уровней.

Моделирование нижнего звена иерархии – нано-ПЭО требует точного знания термомеханического отклика модифицированной матрицы и параметров её взаимодействия с УНТ. Верификация микро- и макромоделей невозможна без экспериментального установления закономерностей возникновения и развития дефектов в условиях реального нагружения.

Указанный фактор обуславливает необходимость разработки комплексной расчетно-экспериментальной методики, включающей высокоточные методы контроля структуры и испытания образцов-свидетелей. Изложение методологии

исследований и результатам формирования базы данных физико-механических характеристик компонентов для последующего численного моделирования посвящена вторая Глава диссертации.

Глава 2 Моделирование и экспериментальное исследование физико-механических характеристик и локальной трещиностойкости наномодифицированной матрицы

Представлен комплексный подход к исследованию физико-химических, теплофизических и макромеханических характеристик эпоксидного связующего и наномодифицированных вариантов исследуемой смолы. Общая методология исследований, представленная на Рисунке 2.1, направлена на подготовку верифицированного массива данных для последующего конечно-элементного моделирования.

На начальном этапе с помощью комплекса термических и реологических методов формируется физическая модель материала. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) применяется для прецизионного определения кинетики отверждения, фиксации температуры стеклования и анализа фазовых переходов. Роторная вискозиметрия обеспечивает оценку ключевого технологического параметра – динамической вязкости связующего. Завершает физико-химический блок динамико-механический анализ (ДМА), выступающий инструментом оценки вязкоупругого отклика и подтверждения параметров густосшитой сетки полимера.

Полученные данные о состоянии матрицы служат фундаментом для формирования испытательного базиса, в рамках которого определяются прочностные и упругие константы. Данный блок сформирован из серии стандартизированных механических испытаний: одноосное растяжение, согласно ГОСТ 11262, испытания на сдвиг в плоскости, согласно ГОСТ Р 57860-2017, для фиксации предельных касательных напряжений и испытания на сжатие, согласно ГОСТ 4651.

Предложена расчетная гипотеза о замедлении распространении трещины в модифицированной матрице основанная на сравнительной модели по критическим усилиям для распространения трещины в конечно-элементной модели с

нанотрубкой в представительном элементе объема матрицы и без УНТ. Проведена параметрическая оценка влияния кривизны УНТ на модуль упругости.

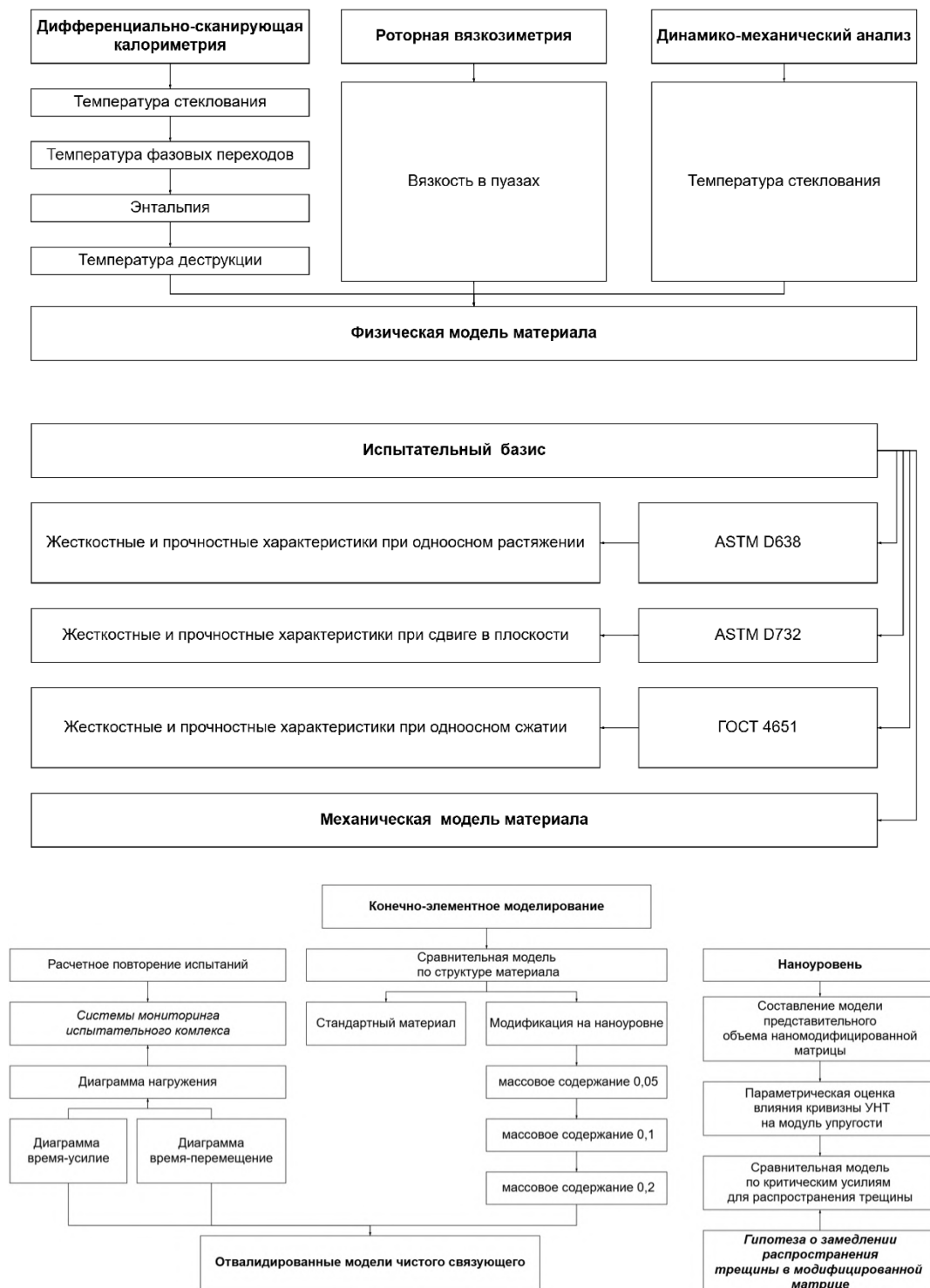


Рисунок 2.1 – Блок-схема моделирования и экспериментального исследования физико-механических характеристик и локальной трещиностойкости наномодифицированной матрицы

2.1 Исследуемые компоненты и материалы

Объектом комплексного исследования определены характеристики полимерной матрицы авиационного назначения на основе эпоксидной матрицы и наномодифицированные варианты связующего. Для проведения структурных, теплофизических и физико-механических испытаний выбран следующий комплекс базовых компонентов и углеродных нанонаполнителей:

2.1.1 Полимерная матрица ИТЕСМА Т-26

В качестве полимерной основы применена конструкционная однокомпонентная эпоксидная смола марки Т-26 производства компании «ИТЕКМА» (Россия). Связующее разработано для изготовления высоконагруженных ПКМ, применяемых в авиационной отрасли.

Выбор материала обусловлен высокой технологичностью: смола оптимизирована для процессов вакуумной инфузии и RTM (Resin Transfer Molding). При температуре 110 °С связующее обладает низкой вязкостью и характеризуется широким технологическим окном – более 7 часов, что значительно упрощает процесс пропитки армирующих структур и обеспечивает формирование изделий с минимальной пористостью.

Совокупность технологических свойств – основной мотив считать смолу Т-26 перспективным базовым объектом для дальнейшей наномодификации. Низкая начальная вязкость и стабильность характеристик в процессе переработки обеспечило возможность эффективного введения и равномерного распределения углеродных нанотрубок в объеме матрицы, что является критически важным условием для создания качественных наномодифицированных композитов. Подробное исследование физико-химических и механических характеристик отвержденной матрицы Т-26 приведено в соответствующих разделах Главы 2.

2.1.2 Наномодификатор МУНТ-3

С целью проведения сравнительного анализа эффективности различных типов углеродных наноструктур исследованы многостенные углеродные нанотрубки марки МУНТ-3 («М3»). Наноматериалы разработаны и синтезированы в Институте катализа им. Г.К. Борескова СО РАН (г. Новосибирск) методом каталитического пиролиза углеводородного сырья.

Синтезированные многостенные нанотрубки характеризуются высокой степенью химической чистоты – более 95 % и сопоставимой длиной, варьирующейся в диапазоне от 5 до 25 мкм. Нанотрубки МУНТ-3 характеризуются диаметром до 19 нм – от 12 до 14 слоев и сниженной до 115 м²/г удельной площадью поверхности.

Базовые физико-химические характеристики применяемых многостенных нанотрубок представлены в Таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Физико-химические и морфологические характеристики многостенных углеродных нанотрубок МУНТ-3 [126]

Наименование показателя	МУНТ-3 («М3»)
Метод получения	Каталитический пиролиз
Средний внешний диаметр, нм	19
Количество стенок	12 – 14
Удельная поверхность, м ² /г	115
Насыпная плотность, г/см ³	0,1 – 0,3
Длина нанотрубок, мкм	5 – 25
Чистота, %	> 95

2.2 Исследование физико-химических и вязкоупругих характеристик базового связующего

2.2.1 Методы исследования

Для комплексного анализа свойств чистой эпоксидной смолы применялся ряд стандартизированных физико-химических методов.

Вискозиметрия. Оценка реологических свойств матрицы проводилась с помощью роторного вискозиметра. Метод базируется на измерении крутящего момента ротора при круговом сдвиговом течении жидкости между коаксиально расположенными цилиндрами. Испытания проведены при температуре 100 °C и скорости вращения ротора 200 об/мин.

Дифференциальная сканирующая калориметрия. Теплофизические характеристики и кинетика отверждения связующего изучались методом ДСК в среде аргона (расход газа – 20 мл/мин). Метод базируется на измерении разности тепловых потоков, подводимых к испытуемому и эталонному образцам в процессе динамического нагрева. Для регистрации релаксационных переходов и химических реакций скорость нагрева составляла 10 °C/мин в температурном интервале от 25 до 300 °C. По термограммам определялись температуры стеклования (T_g) начала деструкции (T_{onset}), пика деструкции (T_p) и энтальпия процесса (ΔH). Схематичное определение срединного значения температуры стеклования (T_{mg}) показано на Рисунке 2.2.

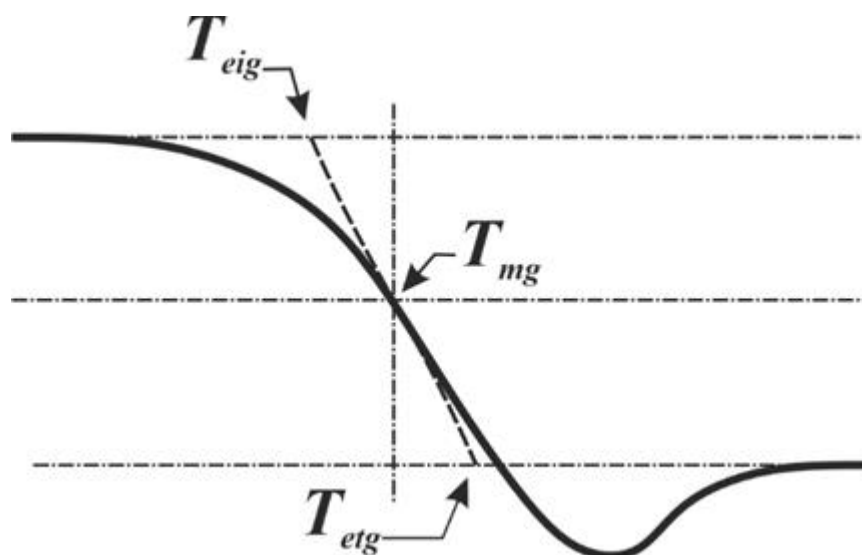


Рисунок 2.2 – Определение температуры стеклования по диаграмме

Динамический механический анализ. Вязкоупругие характеристики отвержденного связующего исследованы с помощью ДМА – метода, обеспечивающего оценку механического отклика материала при периодическом синусоидальном нагружении. Использовались образцы прямоугольного сечения – длина 17,13 мм, ширина 5,1 мм, толщина 4,27 мм. Испытания проведены по схеме одноконсольного изгиба в интервале температур от 50 до 250 °С при скорости нагрева 5 °С/мин, частоте осцилляций 1 Гц и статической нагрузке 1 Н.

Определение плотности. Плотность чистого связующего определена методом гидростатического взвешивания, основанным на законе Архимеда. Процедура включала двукратное взвешивание твердого полимерного образца: первоначально в воздухе, а затем в иммерсионной жидкости с известной плотностью – воде.

2.2.2 Результаты физико-химических и вязкоупругих исследований

Реологические свойства (вязкость)

Реологическое поведение связующего Т-26 оценено при повышенной температуре, характерной для технологических процессов подготовки смолы. По результатам вискозиметрии динамическая вязкость эпоксидной матрицы при

температуре 100 °С составила 2,171 пуаз. Данный уровень вязкости обеспечил достаточную текучесть для успешного проведения дегазации и качественной пропитки армирующих наполнителей методами инфузии.

Теплофизические характеристики и анализ процесса отверждения

Для фундаментального исследования теплофизических свойств, фазовых переходов и оценки реакционной способности полимерной системы применен метод ДСК.

На первом этапе осуществлена строгая пробоподготовка: определена масса пустого измерительного тигля, после чего в тигель погружался образец исследуемого связующего, и проводилось повторное прецизионное взвешивание для фиксации точной массы полимера (Рисунок 2.3а). Термический анализ проведен в измерительной ячейке калориметра (Рисунок 2.3б). В рамках экспериментального плана исследованию подвержены как образцы неотвержденной смолы для фиксации кинетики первичной сшивки, так и полностью отвержденные образцы для контроля остаточной энтальпии, и оценки итоговой степени химической конверсии матрицы.



(а)

(б)

Рисунок 2.3 – Этапы пробоподготовки и проведения ДСК: а) прецизионное взвешивание тигля с образцом; б) измерительная ячейка сканирующего калориметра

Анализ кривых ДСК (Рисунок 2.4) позволил детально охарактеризовать фазовые и химические переходы в полимере. На термограммах зафиксирован процесс стеклования исходной (неотвержденной) смолы, температура которого (T_g) составила $-19,12\text{ }^{\circ}\text{C}$.

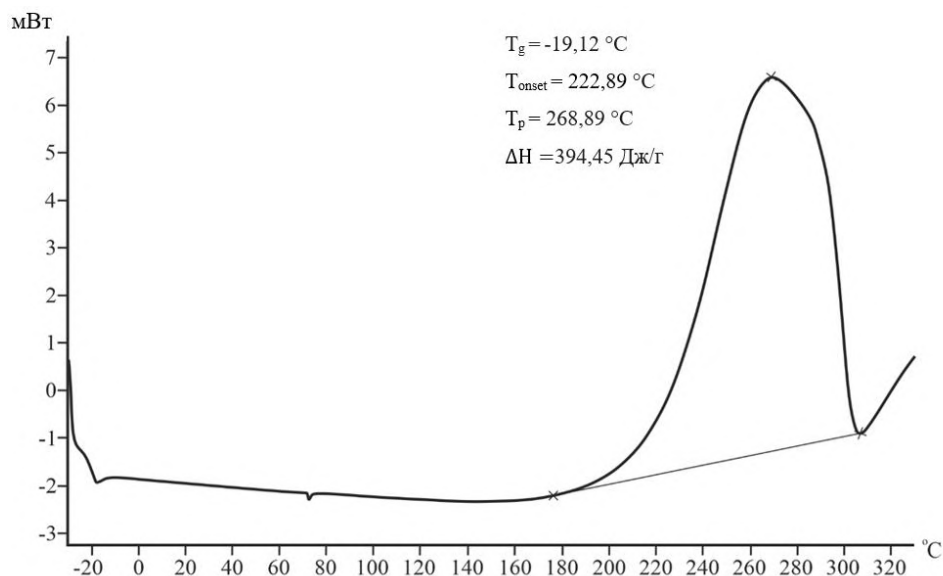


Рисунок 2.4 – Термограмма ДСК исходной эпоксидной смолы

В высокотемпературной области обнаружен ярко выраженный экзотермический пик, соответствующий процессу отверждения и последующей деструкции. Температура начала фазового перехода (T_{onset}) зафиксирована на отметке $222,46\text{ }^{\circ}\text{C}$, а максимальная интенсивность процесса – температура пика, T_p получена при $268,89\text{ }^{\circ}\text{C}$. Удельная теплота – энтальпия ΔH , выделившаяся в ходе реакции, составила $394,45\text{ Дж/г}$, что свидетельствует о высокой реакционной способности исследуемой системы.

Для оценки полноты протекания химической реакции и определения остаточной реакционной способности проведен термический анализ полностью отвержденного образца полимерной матрицы (Рисунок 2.5).

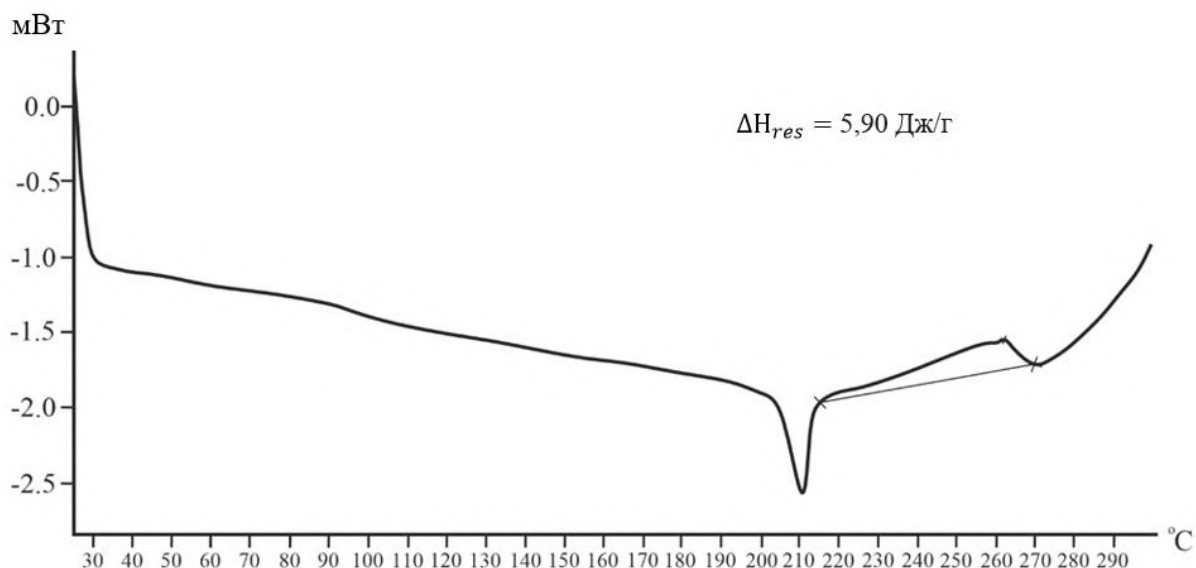


Рисунок 2.5 – Термограмма ДСК отвержденной эпоксидной матрицы

На полученной термограмме в высокотемпературной области фиксируется лишь незначительный экзотермический пик, отвечающий за процесс остаточного доотверждения матрицы. Интегрирование площади данного пика показало, что остаточная энтальпия реакции (ΔH_{res}) составляет всего 5,90 Дж/г. Перед областью доотверждения (в диапазоне 205–210 °C) установлен выраженный эндотермический эффект, соответствующий процессу расстеклования густосшитой полимерной сетки (переход через T_g), сопровождающийся энтальпийной релаксацией.

Сравнительный анализ начальной энтальпии неотвержденной смолы ($\Delta H = 394,45$ Дж/г) и остаточной энтальпии отвержденного полимера позволил рассчитать итоговую степень химической конверсии (α) матрицы по классическому уравнению (2.1):

$$\alpha = \left(1 - \frac{\Delta H_{res}}{\Delta H} \right) \times 100\% \quad (2.1)$$

Расчетное значение степени отверждения составило 98,5 %. Высокий показатель конверсии математически подтверждает полноту формирования трехмерной макромолекулярной сетки. Полученный показатель доказывает оптимальность выбранного температурно-временного режима полимеризации и

гарантирует высокую термодинамическую стабильность матрицы в процессе эксплуатации готового изделия.

Результаты определения теплофизических характеристик методом ДСК отображены в Таблице 2.2:

Таблица 2.2 – Результаты определения теплофизических характеристик методом ДСК

Наименование показателя	Значение
T_g , °C	-19,12
T_{onset} , °C	222,46
T_p , °C	268,89
ΔH , Дж/г	394,45
ΔH_{res} , Дж/г	5,90
α	98,5 %

где T_g – температура стеклования, T_{onset} – начало фазового перехода температуры деструкции, T_p – температура пика (деструкции), ΔH – начальная энтальпия неотвержденной смолы, ΔH_{res} – остаточная энтальпия реакции, α – степень химической конверсии.

Термомеханические и вязкоупругие свойства

Термомеханическое поведение полностью отвержденной полимерной матрицы оценивалось по результатам динамического механического анализа. Испытания проведены в режиме кинематического нагружения по схеме одноконсольного изгиба. На Рисунке 2.6 представлена установка полимерного образца в измерительной ячейке анализатора перед закрытием термокамеры.



Рисунок 2.6 – Закрепление полимерного образца в измерительном модуле ДМА

Ключевые параметры проведения испытания систематизированы в Таблице 2.3:

Таблица 2.3 – Параметры проведения испытания методом ДМА

Наименование показателя	Значение
Вид нагружения	одноконсольное нагружение
Интервал температур	от 50 до 250 °С
Скорость нагрева	5 °С/мин
Частота	1 Гц
Нагрузка	1 Н

Анализ полученных температурных зависимостей динамического модуля упругости (E') и модуля механических потерь (E'') показывает классическое для термореактивных полимеров поведение при переходе из стеклообразного в высокоэластическое состояние (Рисунок 2.7).

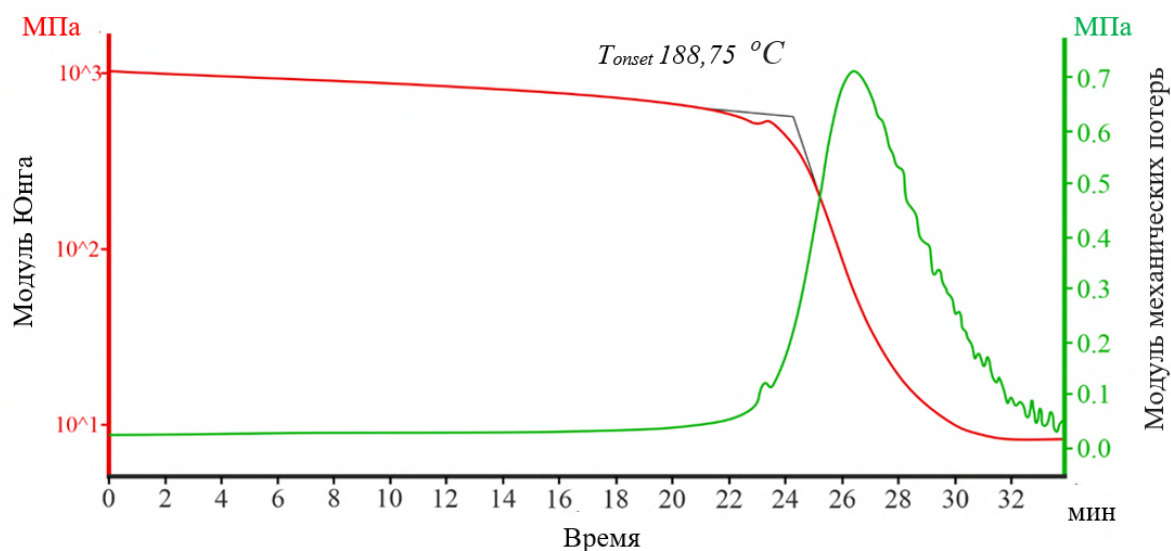


Рисунок 2.7 – Термомеханическая кривая ДМА отвержденного эпоксидного связующего

В низкотемпературной области, в стеклообразном состоянии, полимер продемонстрировал высокую структурную жесткость, о чем свидетельствуют стабильно высокие значения динамического модуля упругости (E'), измеряемого по красной кривой. Динамический модуль упругости характеризует упругую энергию, обратимо накапливаемую в материале за один цикл продольных колебаний. Модуль механических потерь (E'' , зеленая кривая) отражает вязкую составляющую отклика и энергию, диссипируемую в виде тепла.

При дальнейшем нагревании в области развития крупномасштабной сегментальной подвижности обнаружено резкое падение динамического модуля E' на несколько десятичных порядков, что сопровождается выраженным максимумом на кривой механических потерь. Температура стеклования отвержденного связующего (T_g), определенная как точка начала резкого падения жесткости — экстраполированный T_{onset} на кривой E' , составила $188,75\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Высокое значение температуры стеклования указывает на образование плотной густосшитой полимерной сетки. Характеристика полностью согласуется с результатами калориметрического анализа — степень конверсии 98,5 %, и

гарантирует высокую термодинамическую и структурную стабильность матрицы при эксплуатации композитных изделий в условиях высоких температур.

Плотность полимерной матрицы

Для точного определения плотности полностью отвержденной полимерной матрицы применен метод гидростатического взвешивания, согласно принципу Архимеда.

Во избежание искажения результатов из-за наличия сорбированной влаги или остаточных микропузырьков перед началом испытаний полимерные образцы прошли процедуру термического кондиционирования. На первом этапе образцы выдержаны в вакуумном сушильном шкафу при температуре 120 °С в течение 30 минут для глубокой дегазации и удаления возможных летучих включений. На втором этапе проведена дополнительная выдержка в конвекционной печи при температуре 180 °С, что гарантирует полное завершение процессов химической сшивки и релаксации внутренних напряжений перед измерениями.

Измерения плотности проведено на аналитических весах, оснащенных специализированным комплектом для гидростатического взвешивания твердых тел. В качестве рабочей иммерсионной жидкости использована вода. Экспериментальный протокол включал тарирование объема воды, следующим шагом проведено последовательное измерение массы кондиционированного образца сначала в воздушной среде, а затем – при полном погружении образца в жидкость.

По результатам гидростатического взвешивания нескольких образцов отвержденной смолы среднее значение плотности чистого полимера составило 1,214 г/см³. Полученное значение признано типичным для эпоксидных систем данного класса и служит важным базовым параметром для расчетов объемных долей компонентов и пористости в будущих композитных материалах. Результаты определения плотности методом гидростатического взвешивания представлены в Таблице 2.4:

Таблица 2.4 – Результаты определения плотности методом
гидростатического взвешивания

№ образца	Масса сухого, г	Масса в воде, г	Плотность, г/см ³
1	3,71225	0,66436	1,214
2	4,15932	0,74306	1,213
Среднее	3,93578	0,70371	1,214

2.3 Технология наномодификации и диспергирования углеродных нанотрубок

Обеспечено равномерное распределение наномодификаторов в высоковязком объеме эпоксидной матрицы без образования агломератов. В качестве базовой технологии совмещения компонентов выбрано высокоскоростное механическое диспергирование с использованием диссольвера. Методом сгенерированы интенсивные сдвиговые напряжения, необходимые для разрушения устойчивых агрегатов нанотрубок и создания стабильной гомогенной системы.

В рамках проведения экспериментальных исследований основным типом наполнителя выступали многостенные углеродные нанотрубки марки МУНТ-3 («МЗ»). Нанотрубки вводились в матрицу в концентрации 0,05 %, 0,1 % и 0,2 % от массы связующего.

На начальной стадии расчетное количество эпоксидной смолы Т-26 подвержено предварительному нагреву до температуры 90 °С для снижения кинематической вязкости матрицы, облегчая процесс первичного замешивания нанотрубок. После достижения заданной температуры в объем смолы введена навеска МУНТ-3.

Процесс диспергирования проведен на лабораторной установке, оснащенной зубчатой фрезой диаметром 50 мм. Для компенсации тепловых потерь и поддержания стабильной температуры смеси на уровне 90 °С на протяжении всего цикла рабочая емкость располагалась на нагревательной плите.

При заданных параметрах – диаметр фрезы $d = 0,05$ м, скорость вращения вала 2800 об/мин, расчетная линейная скорость на кромке фрезы составила 7,33 м/с. Заданный динамический режим обеспечил создание мощных гидродинамических сдвиговых потоков, эффективно разделяющих спутанные пучки нанотрубок на отдельные нити.

Ключевым индикатором корректного выбора вязкостно-температурного режима стало формирование устойчивого тороидального потока вокруг вала диссольвера (Рисунок 2.8). Наличие стабильного тороидального вихря свидетельствует о том, что весь объем материала вовлечен в активную циркуляцию через зону максимального сдвига (непосредственно под фрезой) без захвата избыточного воздуха с поверхности.



Рисунок 2.8 – Формирование стабильного тороидального потока при диспергировании (2800 об/мин)

Визуальный контроль полученного концентрата показал отсутствие макроскопических включений и высокую степень гомогенности смеси.

2.4 Экспериментальный базис: статические механические свойства матрицы

Для обеспечения достоверности результатов численного моделирования представительного элемента объема полимерного композиционного материала необходимо использовать экспериментально валидированную модель поведения полимерного связующего. С данной целью реализован комплекс экспериментальных исследований, направленный на определение статических макромеханических характеристик базовой эпоксидной матрицы Т-26 и модифицированных вариантов при различных видах напряженно-деформированного состояния.

В программу физико-механических испытаний включены тесты на одноосное сжатие, одноосное растяжение и сдвиг. Полученный массив экспериментальных данных формирует физический базис, необходимый для идентификации параметров определяющих соотношений и подтверждения корректности математической модели материала, применяемой в конечно-элементном анализе.

2.4.1 Одноосное сжатие

В подразделе представлены результаты экспериментальных исследований поведения полимерной матрицы на основе эпоксидной смолы Т-26 при статическом одноосном сжатии. Испытания проведены в соответствии с требованиями стандартов ГОСТ 4651-2014 и ASTM D 695 для двух типов материалов: чистой матрицы и матрицы, модифицированной многостенными углеродными нанотрубками при массовой доле наполнителя 0,05 %.

Геометрия и номинальные размеры образцов для испытаний на сжатие представлены на чертеже (Рисунок 2.9). Внешний вид изготовленных образцов чистой матрицы и матрицы, модифицированной МУНТ показан на Рисунке 2.10.

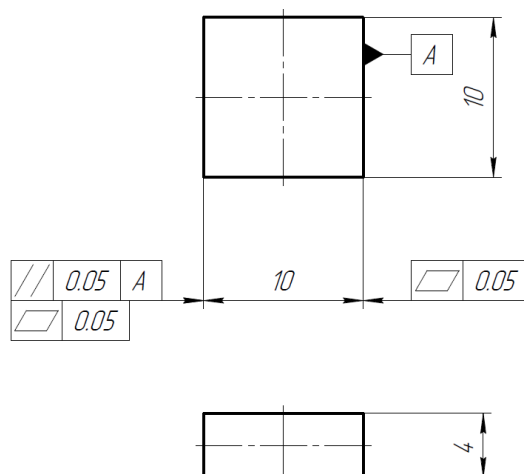


Рисунок 2.9 – Геометрия и основные размеры образца для испытаний на одноосное сжатие



Рисунок 2.10 – Внешний вид партии образцов перед проведением статических испытаний

Анализ экспериментальных данных показывает, что введение 0,05 % МУНТ в эпоксидную матрицу Т-26 приводит к росту прочностных показателей связующего. Верхний предел текучести модифицированного полимера увеличился на 3,6 % по сравнению с чистой матрицей – с 134,81 МПа до 139,67 МПа. Максимальное напряжение при сжатии возросло на 18,4 % по сравнению с чистой матрицей – с 134,88 МПа до 159,74 МПа.

2.4.2 Одноосное растяжение

Для испытаний на одноосное растяжение спроектированы образцы специальной геометрии – уменьшенного размера. Испытания проведены в соответствии с требованиями стандартов ГОСТ 11262-2017 и ASTM D 638. Эскиз разработанного образца и геометрические параметры эскиза приведены на Рисунке 2.11.

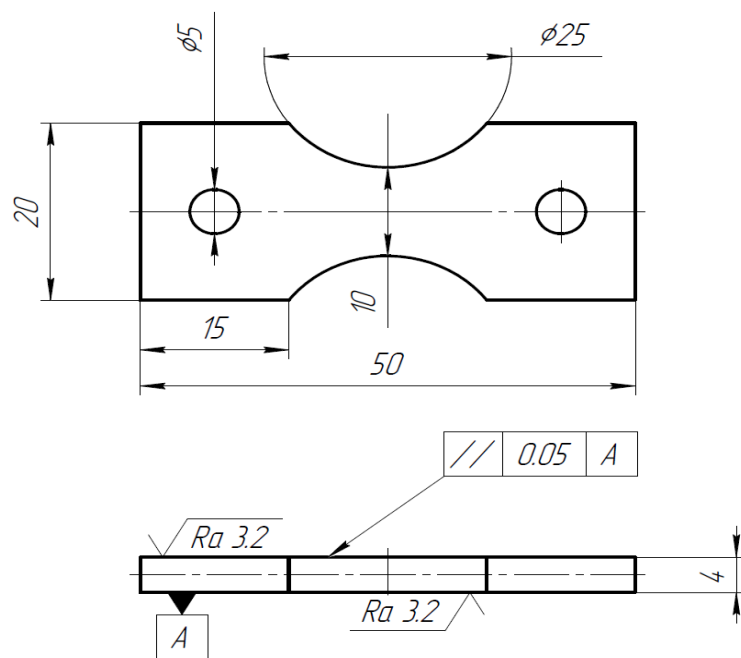


Рисунок 2.11 – Геометрия и основные размеры образца для испытаний на растяжение

В программу экспериментальных исследований включены испытания четырех серий образцов:

1. Исходная полимерная матрица Т-26;
2. Исходная полимерная матрица с концентрацией УНТ 0,05 мас. %;
3. Исходная полимерная матрица с концентрацией УНТ 0,1 мас. %;
4. Исходная полимерная матрица с концентрацией УНТ 0,2 мас. %.

Характер разрушения после испытаний, на примере серии с чистой матрицей и с концентрацией УНТ 0,05 мас. %, представлен на Рисунке 2.12.

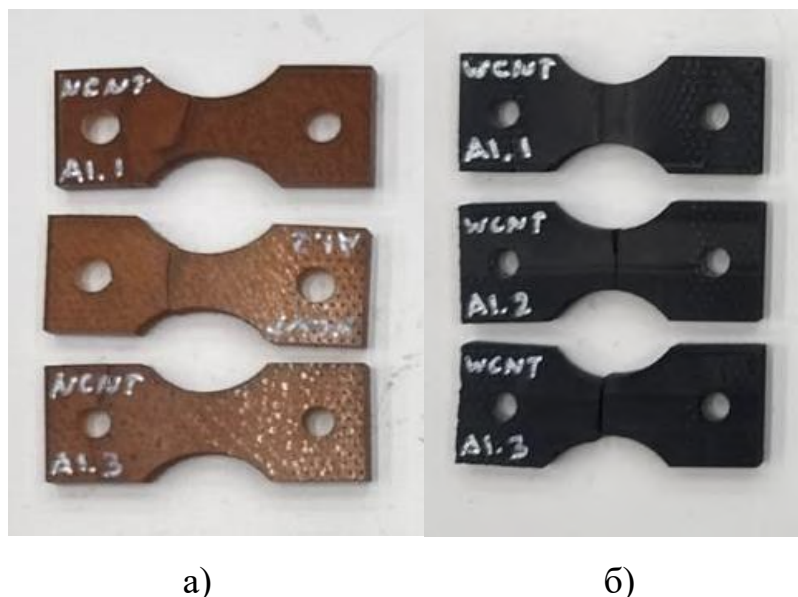


Рисунок 2.12 – Внешний вид образцов на растяжение после испытаний:
 а) Исходная полимерная матрица Т-26; б) Исходная полимерная матрица
 с концентрацией УНТ 0,05 мас. %

Полученные в ходе экспериментальных исследований значения предела прочности при одноосном растяжении показали, что введение многостенных углеродных нанотрубок приводит к последовательному росту прочностных характеристик эпоксидной матрицы Т-26 во всем исследованном диапазоне концентраций.

Для исходной немодифицированной полимерной матрицы среднее значение предела прочности составило 37,38 МПа. При введении 0,05 мас. % УНТ данный показатель возрастает до 54,41 МПа, а при увеличении концентрации до 0,1 мас. % – до 67,90 МПа. Наибольшую эффективность продемонстрировало модифицирование состава максимальной исследованной концентрацией УНТ 0,2 мас. %. Среднее значение предела прочности достигает 89,03 МПа, что превосходит прочность исходного немодифицированного материала на 138,2 %.

2.4.3 Прочность при сдвиге

Для оценки сдвиговых характеристик эпоксидного связующего Т-26 применен метод прошивания пуансоном. Испытания проведены в соответствии с требованиями стандартов ГОСТ Р 57860-2017 и ASTM D 732.

Суть данного метода заключается в приложении сдвигающей нагрузки к плоскому образцу с использованием специальной испытательной оснастки. Образец представляет собой пластину с центральным отверстием, через которое проходит направляющий стержень пуансона. Разрушение материала происходит по цилиндрической (или кольцевой) поверхности под действием рабочих кромок пуансона и опорной матрицы. Эскиз геометрии образца представлен на Рисунке 2.13.

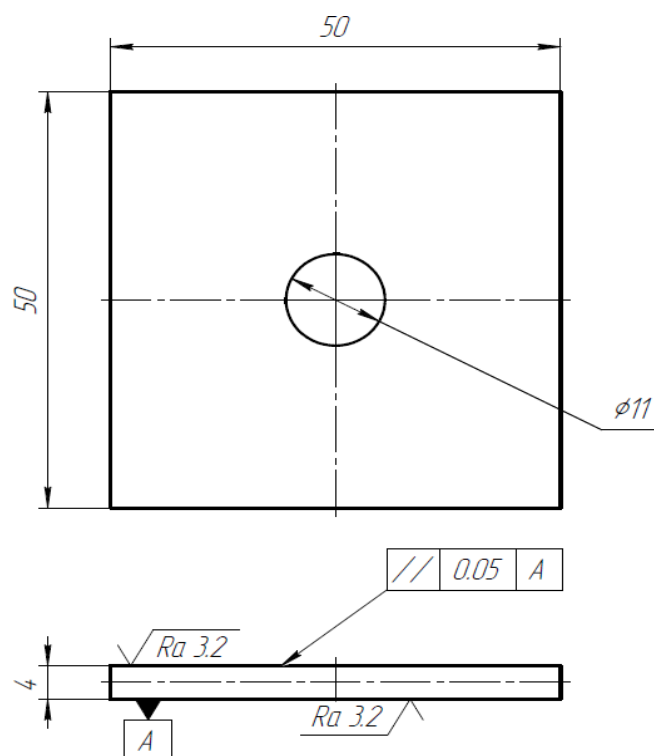


Рисунок 2.13 – Геометрия и основные размеры образца для испытаний на сдвиг

Аналогично испытаниям на одноосное растяжение, исследованы четыре серии материала: исходная немодифицированная матрица и составы, модифицированные УНТ в концентрациях 0,05, 0,1 и 0,2 мас. %. Характер разрушения после

прошивания, на примере образцов исходной матрицы и серии с концентрацией УНТ 0,05 мас. %, показаны на Рисунке 2.14.



а)



б)

Рисунок 2.14 – Внешний вид образцов на сдвиг после испытаний:

а) Исходная полимерная матрица Т-26; б) Исходная полимерная матрица с концентрацией УНТ 0,05 мас. %

Полученные в ходе экспериментов результаты показали, что модифицирование полимерной матрицы углеродными нанотрубками приводит к повышению прочности на сдвиг при всех исследованных концентрациях по сравнению с чистым связующим.

Для исходной немодифицированной полимерной матрицы среднее значение прочности на сдвиг составило 52,97 МПа. Максимальное значение зафиксировано при введении 0,05 мас. % УНТ и составляет 68,80 МПа, что на 29,9 % превышает показатель исходной матрицы. При дальнейшем увеличении содержания нанотрубок в составе до 0,1 и 0,2 мас. % установлено постепенное снижение

прочности на сдвиг до 65,05 МПа и 62,96 МПа соответственно, но данные значения остаются стабильно выше характеристик немодифицированного материала.

2.4.4 Обобщенные результаты испытаний

Для систематизации полученных экспериментальных данных и комплексной оценки влияния концентрации многостенных углеродных нанотрубок на физико-механические свойства эпоксидной матрицы Т-26, усредненные результаты всех статических испытаний сведены в единую Таблицу 2.5.

Таблица 2.5 – Обобщенные макромеханические характеристики исследуемых систем полимерной матрицы

Модификация / Концентрация МУНТ	Сжатие: Максимальное напряжение, МПа	Растяжение: Максимальное напряжение, МПа	Сдвиг: Максимальное напряжение, МПа
Чистая матрица (Т-26)	134,88	37,38	52,97
0,05 мас. %	159,74	54,41	68,80
0,1 мас. %	—	67,90	65,05
0,2 мас. %	—	89,03	62,96

Анализ обобщенных результатов показал, что наномодификация эпоксидного связующего Т-26 углеродными нанотрубками оказало существенное воздействие на макромеханические характеристики, характер данного влияния строго зависит от вида напряженного состояния.

Наиболее сбалансированный рост прочностных свойств при различных видах нагружения зафиксирован при введении 0,05 мас. % наполнителя. При данной концентрации прочность на сдвиг достигает абсолютного максимума,

увеличиваясь на 29,9 %; максимальное напряжение при сжатии возрастает на 18,4 % по сравнению с чистой матрицей, а предел прочности при растяжении увеличивается на 45,5 %.

При дальнейшем повышении содержания МУНТ до 0,1 и 0,2 мас. % предел прочности при одноосном растяжении продолжает стабильно расти, достигая максимума в 89,03 МПа при концентрации 0,2 мас. % – увеличение на 138,2 % относительно исходного чистого связующего. В то же время показатели сдвиговой прочности при повышении концентрации свыше 0,05 мас. % плавно снижаются до 65,05 МПа и 62,96 МПа соответственно, но данные показатели остаются выше базовых значений чистой смолы.

Полученный и систематизированный массив макромеханических данных подтверждает эффективность применения наномодификатора и формирует достаточный физический базис для последующей валидации и верификации численных моделей материала.

2.5 Численное моделирование и верификация модели материала

Переход от макромеханического охарактеризования свойств компонентов к многомасштабному моделированию композитной структуры требует предварительной верификации и валидации применяемого математического аппарата. Моделирование элементарной ячейки материала на микроуровне сопряжено со сложным локальным напряженно-деформированным состоянием полимерного связующего. Возникает необходимость численного воспроизведения проведенных натурных экспериментов с целью доказательства адекватности и точности используемой модели материала в программном комплексе SIMULIA/Abaqus.

Численное воспроизведение статических испытаний для трех принципиально различных конфигураций нагружения позволяет оценить прогностическую способность выбранных определяющих соотношений.

2.5.1 Постановка численных моделей

Определяющие соотношения

Для представления поведения полимерного материала в программном комплексе Abaqus применена упругопластическая модель деформирования. Пластические свойства полимера задаются в кусочно-линейном виде на основе экспериментальной зависимости истинных напряжений от эквивалентных пластических деформаций. Инициация разрушения материала характеризуется критерием, в котором предельная пластическая деформация задается как функция от показателя трехосности напряженного состояния – stress triaxiality. После выполнения условия инициации активируется закон эволюции повреждения.

Модель одноосного сжатия

Испытуемый образец смоделирован трехмерными конечными элементами – Solid. Опорные плиты задаются как абсолютно жесткие поверхности – Rigid Shell. Нижняя плита жестко закреплена. Нагружение осуществлено путем задания перемещения управляющей точке – Reference Point верхней плиты вдоль оси сжатия (Рисунок 2.15).

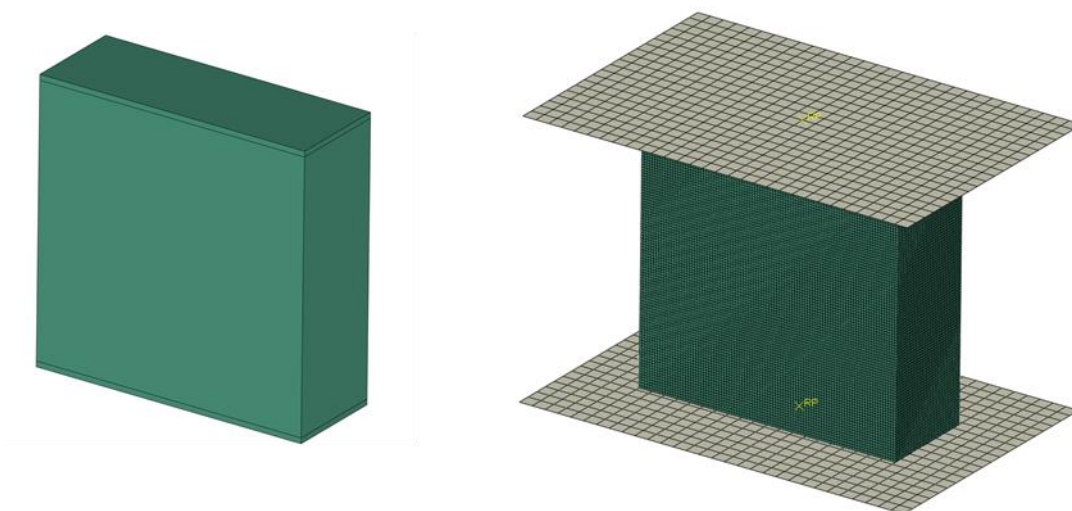


Рисунок 2.15 – Геометрия и конечно-элементная сетка модели одноосного сжатия

Модель одноосного растяжения

Захваты испытательной машины смоделированы как абсолютно жесткие поверхности – Rigid Shell. Взаимодействие между захватами и посадочными частями образца задается непосредственно через общий контакт – General Contact. Один захват неподвижно зафиксирован, ко второму приложено перемещение вдоль продольной оси образца (Рисунок 2.16).

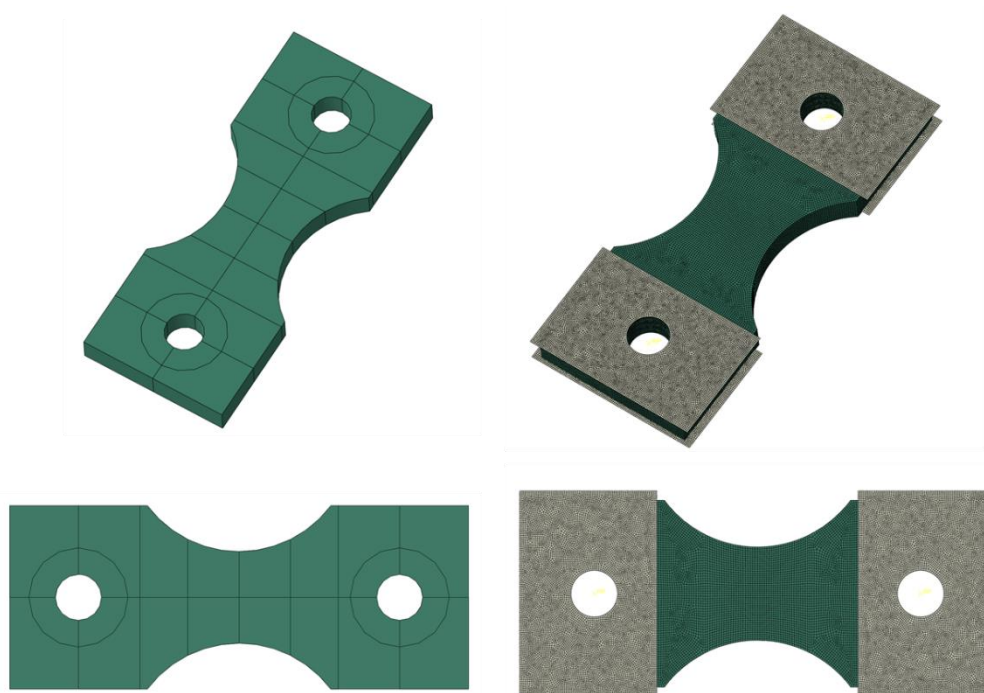


Рисунок 2.16 – Геометрия и конечно-элементная сетка модели
одноосного растяжения

Модель испытания на сдвиг

Испытательная оснастка – прижимные плиты и пуансон в модели заданы абсолютно жесткими телами – Rigid Solid. Образец зафиксирован неподвижными прижимными плитами. Нагружение осуществлено за счет поступательного перемещения пуансона вдоль оси прошивания, остальные степени свободы пуансона заблокированы (Рисунок 2.17).

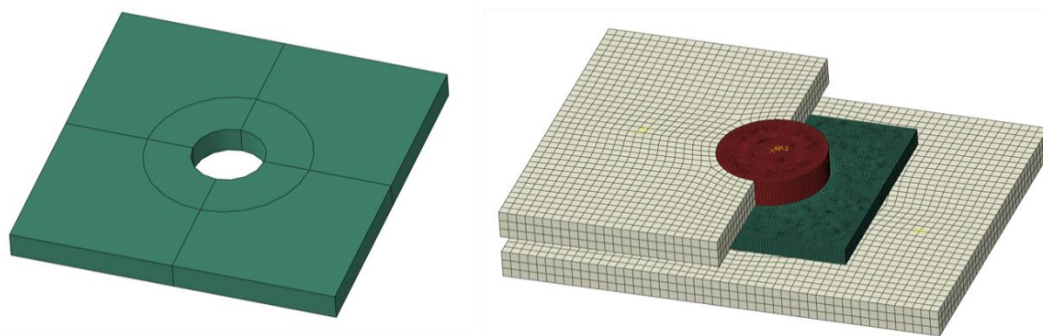


Рисунок 2.17 – Геометрия и конечно-элементная сетка модели испытания на сдвиг

2.5.2 Сопоставление результатов расчетов с экспериментом

Достоверность разработанных конечно-элементных моделей подтверждена качественным сопоставлением характера макроскопического разрушения расчетных и натурных образцов. В ходе анализа проведено визуальное сравнение картин разрушения, полученных в программном комплексе Abaqus, с внешним видом экспериментальных образцов после испытаний на сжатие, растяжение и сдвиг.

На Рисунке 2.18 представлен характер разрушения при сжатии для чистого и наномодифицированного связующего с концентрацией 0,05 %.

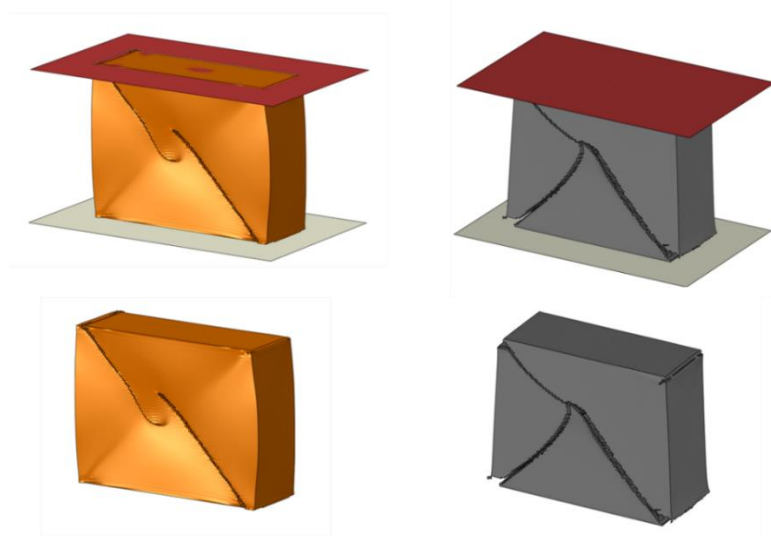


Рисунок 2.18 – Характер разрушения при сжатии чистого и наномодифицированного связующего 0,05 %

Для чистого связующего сопоставление натурного и расчетного характера разрушения при растяжении и сдвиге представлено на Рисунках 2.19 и 2.20 соответственно. Установлена сходимость расчетного алгоритма удаления элементов с фактическими зонами разрушения материала.

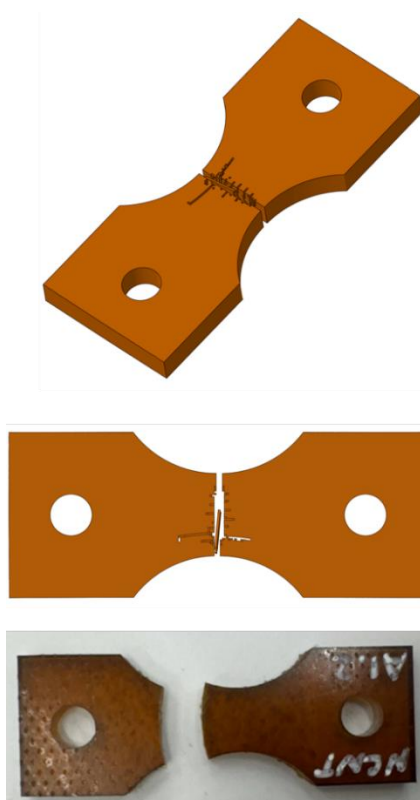


Рисунок 2.19 – Сопоставление картины разрушения чистого связующего при растяжении (натурный эксперимент и КЭМ)

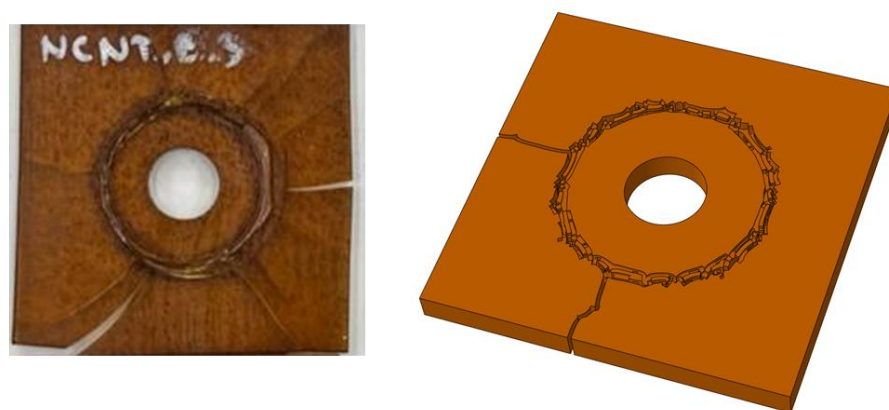


Рисунок 2.20 – Сопоставление картины разрушения чистого связующего при сдвиге (натурный эксперимент и КЭМ)

Анализ картин разрушения натуральных испытаний и численных расчетов показал, что для всех исследуемых концентраций – 0,05 %, 0,1 % и 0,2 %, характер разрушения численной модели при растяжении (Рисунок 2.21) и сдвиге (Рисунок 2.22) совпал с испытаниями.

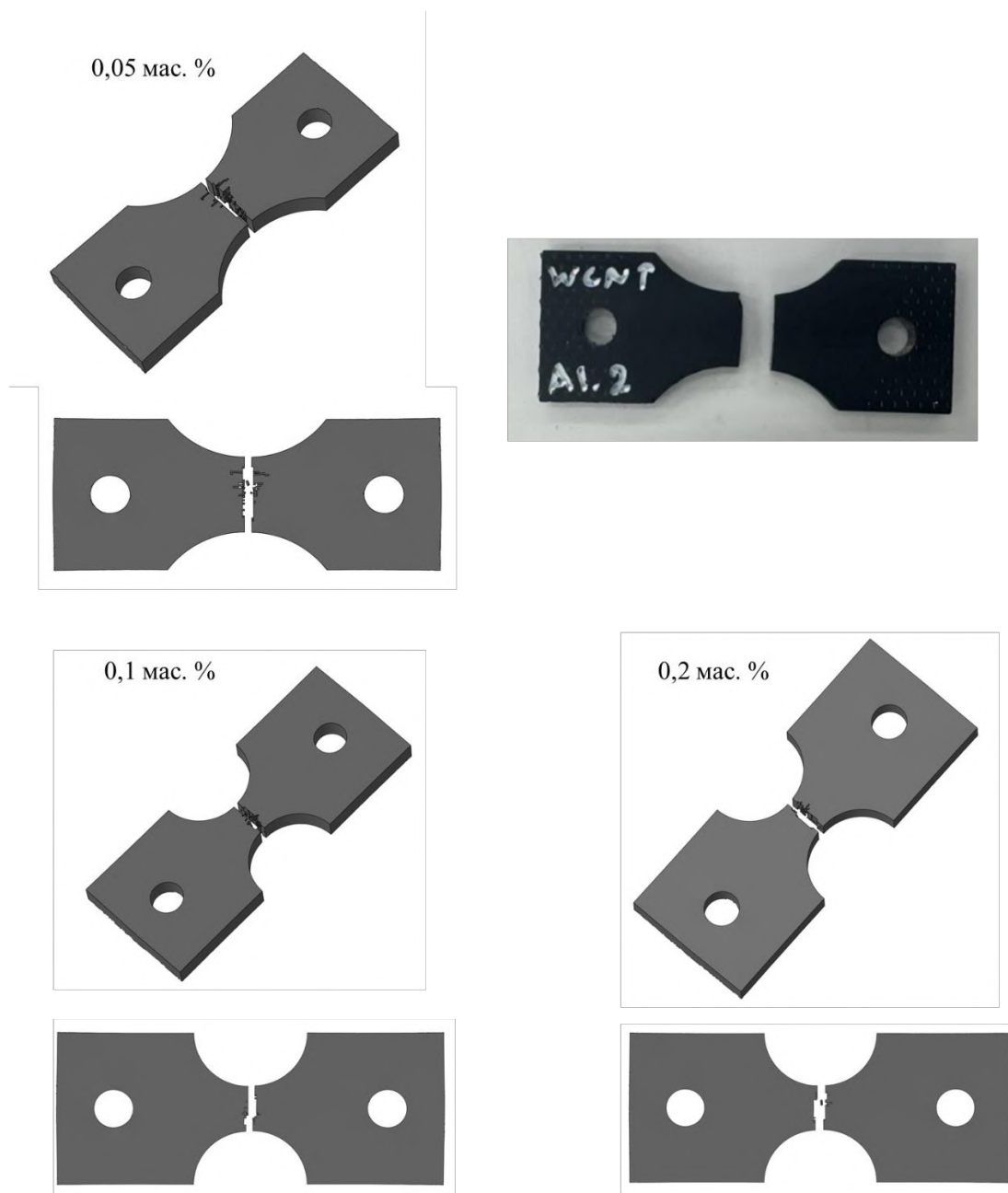


Рисунок 2.21 – Сопоставление картин разрушения модифицированных составов при растяжении (эксперимент и КЭМ для 0,05 %, 0,1 %, 0,2 %)

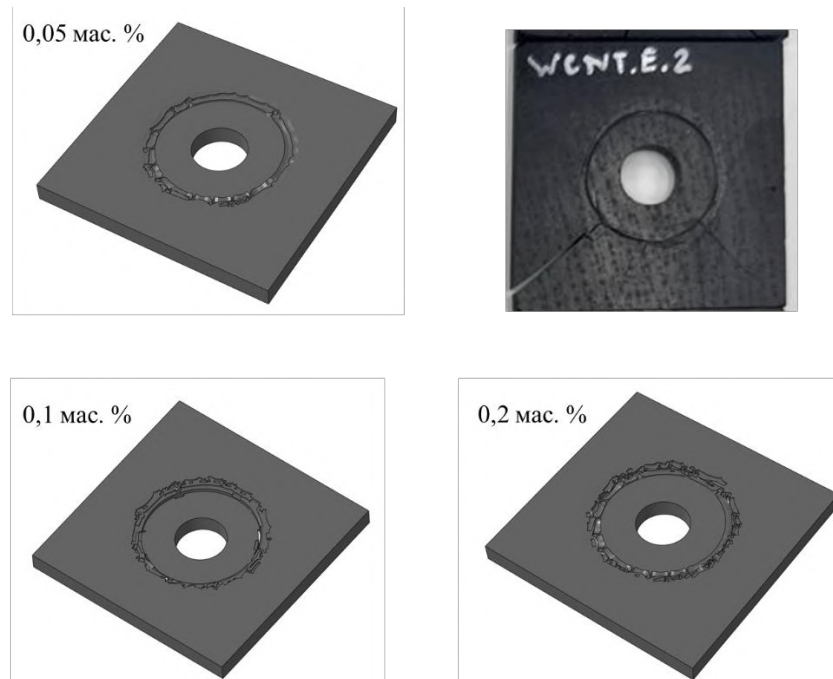


Рисунок 2.22 – Сопоставление картин разрушения модифицированных составов при сдвиге (эксперимент 0,05 % и КЭМ для 0,05 %, 0,1%, 0,2 %)

Количественная верификация кинетики нагружения выполнена на основе анализа диаграмм нагружения (Рисунок 2.23). Сравнение расчетной и экспериментальной кривых для испытания на растяжение свидетельствует о корректном поведении материала.

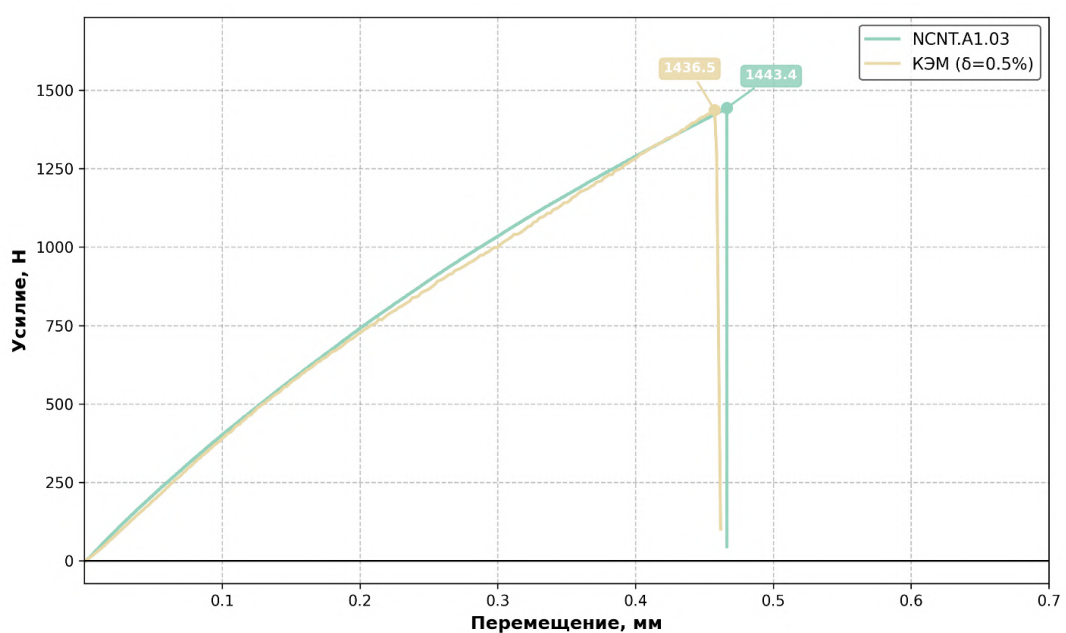


Рисунок 2.23 – Диаграмма растяжения образца из эпоксидной смолы

Полученные в результате численного моделирования значения разрушающих нагрузок по всем типам рассмотренных испытаний отличаются от данных натурных экспериментов исключительно в пределах допустимой инженерной погрешности. Отсутствие значительных расхождений позволяет заключить достоверность принятых определяющих соотношений, корректность граничных условий и общую валидность применяемой численной модели.

2.6 Численный метод моделирования представительного элемента объема модифицированной полимерной матрицы

На начальном этапе многомасштабного моделирования выполнена задача определения эффективных физико-механических характеристик эпоксидного связующего, модифицированного одностенными углеродными нанотрубками. Основное внимание уделено двум аспектам: влиянию геометрического несовершенства – кривизны нанотрубок на жесткость матрицы и оценке вклада ОУНТ в повышение критической нагрузки разрушения.

2.6.1 Модель взаимодействия фаз: метод внедренных элементов

Учитывая наноразмерный масштаб армирующих трубок, применен метод внедренных элементов – Embedded Element Technique [127]. Подход обеспечивает связь степени свободы одномерных элементов УНТ со степенями свободы охватывающего гексаэдрического элемента матрицы без использования общей сетки. Перемещение узла УНТ $\mathbf{u}^p$ интерполируется через функции формы хост-элемента полимера N_I :

$$\mathbf{u}^p = \sum_{I=1}^N N_I(\xi_p, \eta_p, \zeta_p) \mathbf{u}_I^m \quad (2.2)$$

Внедрение обеспечило жесткую связь фаз и непрерывность передачи усилий в нанокompозите, что соответствует гипотезе идеальной адгезии на границе раздела.

2.6.2 Моделирование влияния кривизны ОУНТ на осевой модуль упругости

Параметрическое исследование влияния криволинейности ОУНТ на осевой модуль упругости реализовано для двух моделей: с длинной УНТ, в которой нанотрубка достигает границы элементарной ячейки (Рисунок 2.24а), и с короткой ОУНТ, которая вписывается в элементарную ячейку (Рисунок 2.24б). Расчеты выполнены для твердотельных моделей сплошной среды в программном комплексе Abaqus для объемной и двумерной задачи.

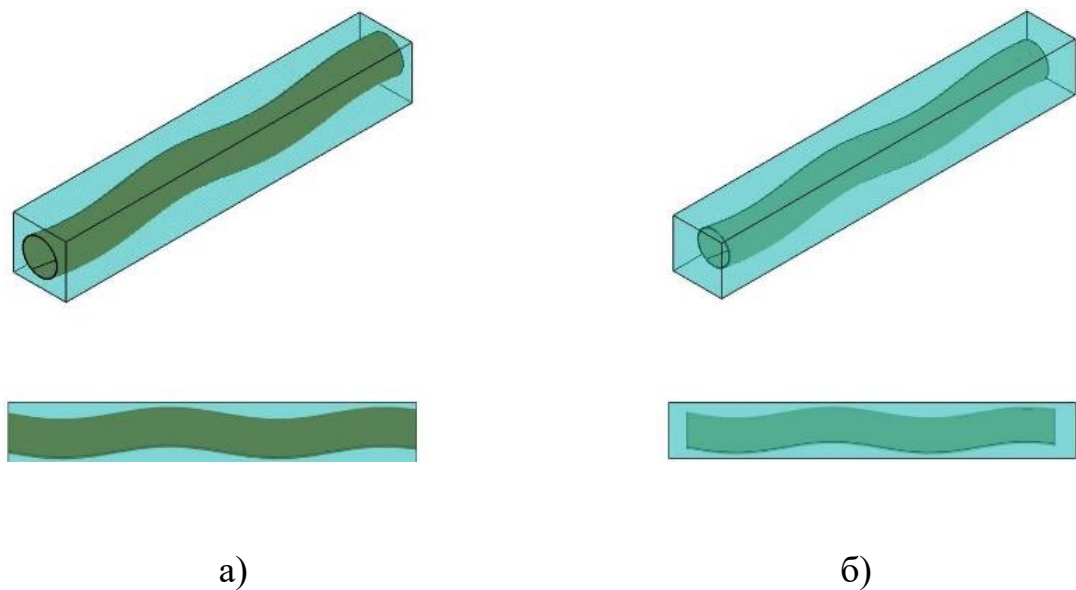


Рисунок 2.24 – Модели элементарных ячеек: а) с длинной УНТ;
б) – с короткой ОУНТ

Параметры конечно-элементной модели представлены в Таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Параметры конечно-элементной модели

Параметры элементарной ячейки	
Длина, нм	200
Ширина, нм	30
Высота, нм	30
Параметры одностенной углеродной нанотрубки	
Длина, нм	200
Диаметр, нм	10
Толщина, нм	0,4
Процентное содержание ОУНТ	
Длинная УНТ, %	4,2
Короткая УНТ, %	3,64
Процентное содержание матрицы	
Длинная УНТ, %	95,8
Короткая УНТ, %	96,36

Сформулировано предположение, что работа композиционного материала при сжатии значительно зависит от кривизны нанотрубок, т. е. локальные отклонения геометрии ОУНТ от прямолинейности влияют на модуль осевого сжатия материала. За показатель синусоидальной криволинейности УНТ принят угол φ кривизны (Рисунок 2.25). Расчеты выполняли для $\varphi = 0; 1; 2; 5; 7$ и 10° .

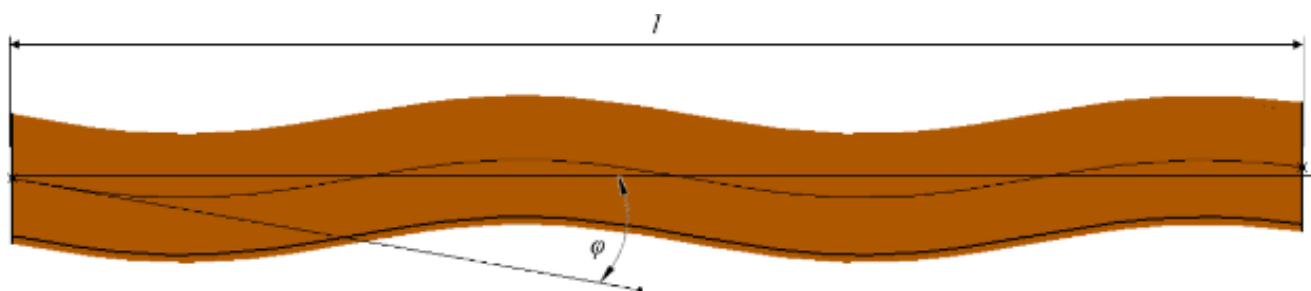


Рисунок 2.25 – Параметры кривизны модели нанотрубки

Параметры криволинейности УНТ:

$$y = b \sin(cx), \quad (2.3)$$

где:

b – амплитуда синусоиды;

$c = 2\pi\lambda$ – циклическая частота синусоиды, где $\lambda = 2l / n$ – длина волны синусоиды, l – длина синусоиды; n – число пиков синусоиды, $\lambda \Rightarrow c$.

$$y' = \operatorname{tg} \varphi = b \cos(cx) c; \quad (2.4)$$

$$h = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{\cos(cx)} = \frac{\operatorname{tg} \varphi}{c}, \quad (2.5)$$

где h – высота синусоиды.

Существует множество вариантов выбора длины λ волны синусоиды. В условиях ресурсоемкой вычислительной задачи длина волны выбрана с учетом удобства наложения и качества конечно-элементной сетки.

Двумерные и трехмерные модели ОУНТ с разными углами φ кривизны показаны на Рисунке 2.26.

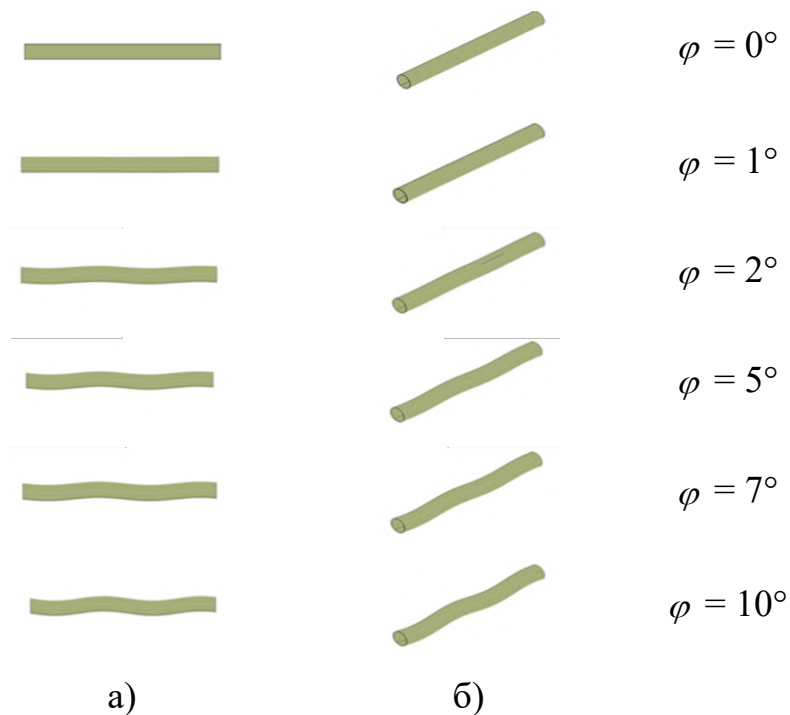


Рисунок 2.26 – Двумерные (а) и трехмерные (б) модели ОУНТ с разными углами φ кривизны

Для расчета осевого модуля упругости при сжатии использована линейно-упругая модель материала.

Контакт матрицы и одностенной углеродной нанотрубки смоделирована в программном комплексе Abaqus с помощью инструмента Embedded Region путем поиска геометрических соотношений между узлами встроенных элементов и основными элементами сетки.

Если узел встроенного элемента находится внутри основного элемента, поступательные степени свободы исключаются, и узел становится встроенным узлом конечно-элементной сетки.

Граничные условия (Таблица 2.7) имитировали одноосную нагрузку по оси Y, по направлению нанотрубки, смещалась поверхность ABCD по оси Y (Рисунок 2.27).

Таблица 2.7 – Граничные условия конечно-элементной модели

Поверхность ОУНТ	UX	UY	UZ	UR1	UR2	UR3
ABCD	0	ε	0	0	0	0
CDD'C'	0	—	—	—	—	—
ADD'A'	—	—	0	—	—	—
A'B'C'D'	0	0	0	0	0	0

*Примечание: UX, UY, UZ – перемещения по осям x, y, z;
UR1, UR2, UR3 – вращения относительно осей x, y, z*

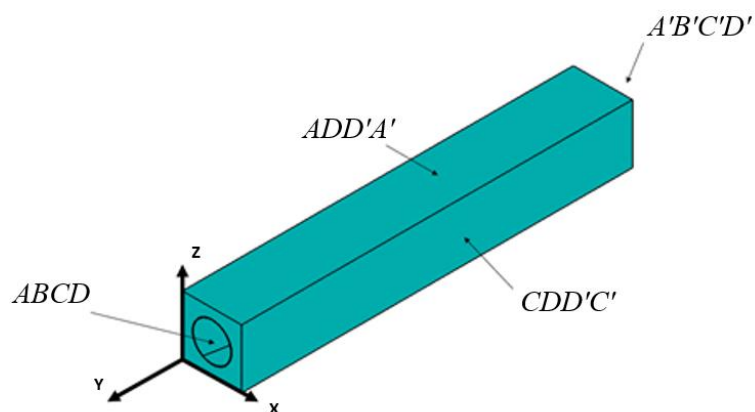


Рисунок 2.27 – Расположение элементарной ячейки в моделях

Модель разбита на трехмерные элементы C3D8R. Сходимость сетки получена при размере ячейки в 3 нм.

Двумерные и трехмерные конечно-элементные модели ОУНТ с разными углами φ кривизны показаны на Рисунке 2.28.

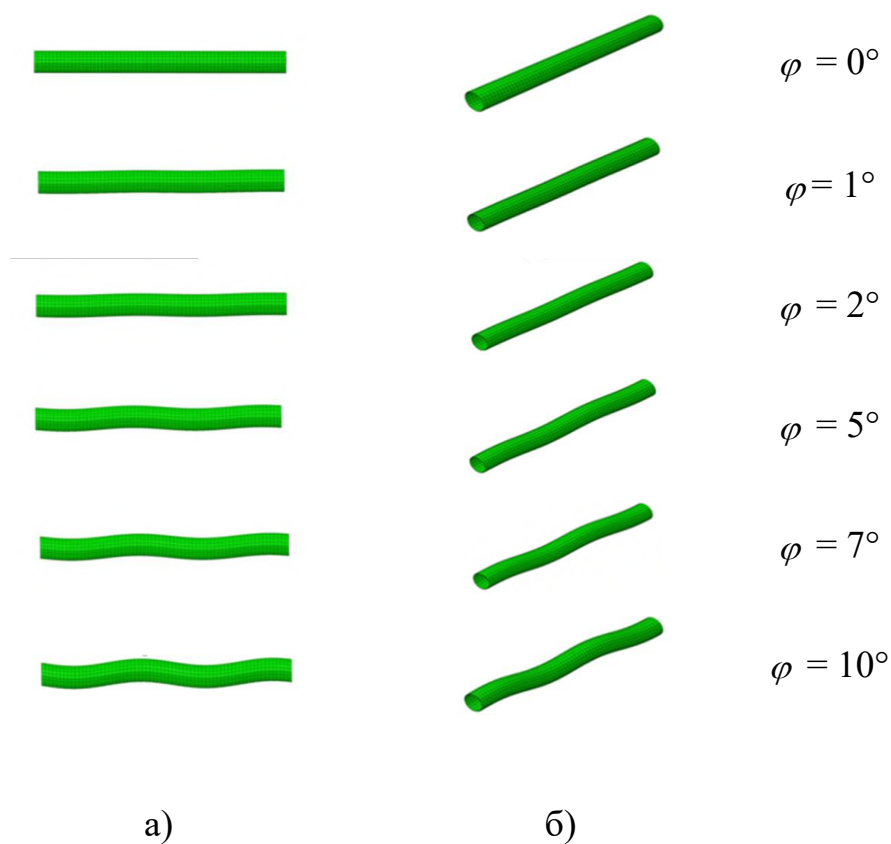


Рисунок 2.28 – Двумерные (а) и трехмерные (б) конечно-элементные модели ОУНТ с разными углами φ кривизны

Получены зависимости изменения возникающих в ОУНТ напряжений σ в результате деформации ε при сжатии для моделей с длинной УНТ и короткой УНТ при разных углах φ кривизны.

Анализ результатов моделирования показал, что эффективный модуль упругости при сжатии системы с длинной УНТ выше (Таблица 2.8), так как значительная часть напряжений поглощена нанотрубкой без растрескивания полимера – до критических напряжений, что нехарактерно для модели с короткой ОУНТ, полностью вписанной в объем полимера и не выходящей за границы ПЭО, в которой, прежде чем ОУНТ начнет воспринимать основные напряжения от сил сжатия, напряжения воспринимает хрупкая эпоксидная матрица, что значительно ухудшило упругие свойства и пределы прочности системы. Выявленный фактор ставит под сомнение целесообразность использования моделей с бесконечно длинными нанотрубками для прогнозирования упругих свойств системы при одноосном сжатии.

Таблица 2.8 – Результаты моделирования ПЭО наномодифицированной матрицы

φ°	Е, ГПа	
	Длинная УНТ	Короткая УНТ
0	28,29	5,5
1	28,10	5,4
2	28,00	5,1
5	27,84	3,1
7	27,09	2,2
10	26,71	1,8

Исследовано влияние кривизны углеродных нанотрубок при разной кривизне синусоиды. Анализ результатов моделирования показал, что для модели с длинной УНТ разница модулей упругости, идеализированной нанотрубки и изогнутой с $\varphi = 10^\circ$ составляет 5,94 %, а для модели с короткой УНТ разница составила 13,7 %.

Получены зависимости изменения возникающих напряжений σ от деформации ε при нагружении и диаграммы модуля упругости при сжатии. Для модели с длинной ОУНТ изменение угла φ кривизны значительно влияет на модуль упругости, чем для модели с короткой ОУНТ, и в расчетах, и при построении моделей для конечно-элементного анализа необходимо учитывать волнообразность ОУНТ.

2.6.3 Оценка локальной трещиностойкости модифицированной матрицы при помощи XFEM-анализа

Существенным недостатком термореактивных полимерных матриц, таких как эпоксидные смолы, остается высокая хрупкость. Низкая вязкость разрушения матрицы (G_{Ic}), которая определяется по (2.6), приводит к быстрому распространению трещин, что ограничивает долговечность и надежность ответственных узлов [131].

$$G_{Ic} = \frac{(1-\nu^2)}{E} K_{Ic}^2, \quad (2.6)$$

где $K_{Ic} = \left(\frac{P}{BW^{1/2}} \right) f \left(\frac{a}{w} \right) \sin^2 \theta$.

Одним из наиболее перспективных методов решения проблемы признано введение в связующее наноразмерных наполнителей, среди которых особое место занимают УНТ и функционализация нанотрубок [132]. Добавление многостенных углеродных нанотрубок способствует увеличению модуля Юнга и пределу прочности гибридного нанокомпозита [133]. Благодаря своим исключительным механическим свойствам и высокому аспектному отношению, даже при низкой массовой концентрации УНТ способны существенно повысить сопротивляемость материала росту трещин и улучшению усталостных характеристик [134].

Ключевой вклад в повышение вязкости разрушения вносят два микромеханических эффекта:

— Эффект мостикового связывания – при прохождении трещины через армированное связующее, нанотрубки, пересекающие плоскость разрушения, остаются целыми и «стягивают» берега трещины (Рисунок 2.29). Эффект создает замыкающие напряжения, которые снижают коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины [135, 136];

— Эффект отклонения трещины – наличие жесткого включения, такого как полая нанотрубка, искажает локальное поле напряжений. Когда фронт трещины приближается к УНТ, трещина вынуждена либо огибать препятствие, либо менять направление роста. Процесс увеличивает общую площадь поверхности разрушения и количество энергии, необходимое для продвижения трещины [137].

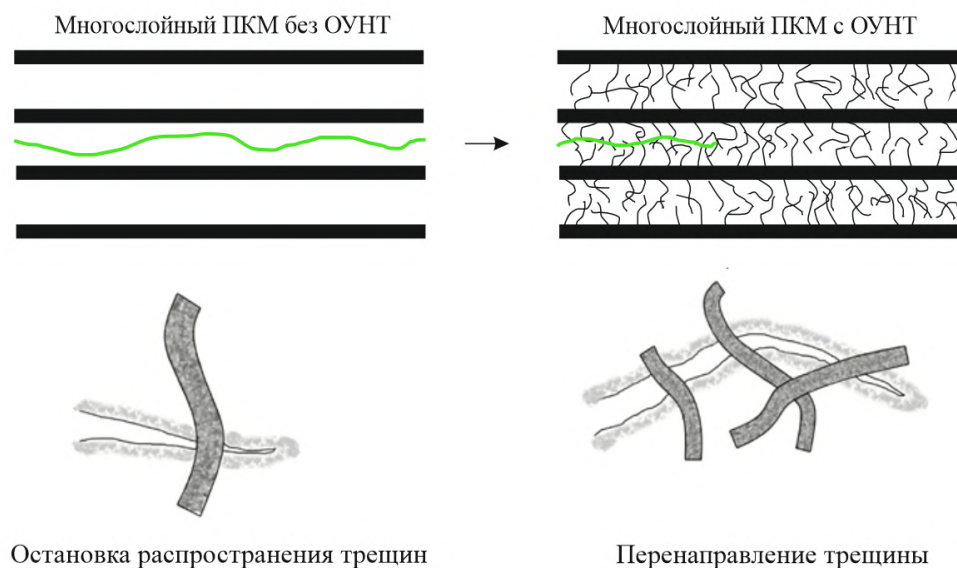


Рисунок 2.29 – Эффект мостикового связывания в композитном материале с ОУНТ

За счет включения нанотрубки вязкость разрушения гибридного нанокомпозита увеличивается следующим образом (2.7) [138]:

$$G_{Ic} = G_{Im} + \sum_i \Delta G_i, \quad (2.7)$$

где ΔG_i – приращение вязкости разрушения за счёт i -го механизма разрушения

Несмотря на наличие экспериментальных данных прямое наблюдение за взаимодействием фронта трещины с одиночной нанотрубкой остается затрудненным. Актуальным становится использование численных методов, таких как метод расширенных конечных элементов (XFEM) [139]. В отличие от классического метода конечных элементов XFEM позволяет моделировать разрыв сплошности внутри элементов без постоянного перестроения сетки, обуславливая применение метода в качестве инструмента для изучения влияния наноармирования на критическую силу и динамику разрушения на микроуровне.

Для оценки влияния углеродной нанотрубки на трещиностойкость связующего разработаны две конечно-элементные модели ПЭО: контрольная модель чистого связующего (Рисунок 2.30а) и модель имитации модифицированной полимерной матрицы (Рисунок 2.30б).

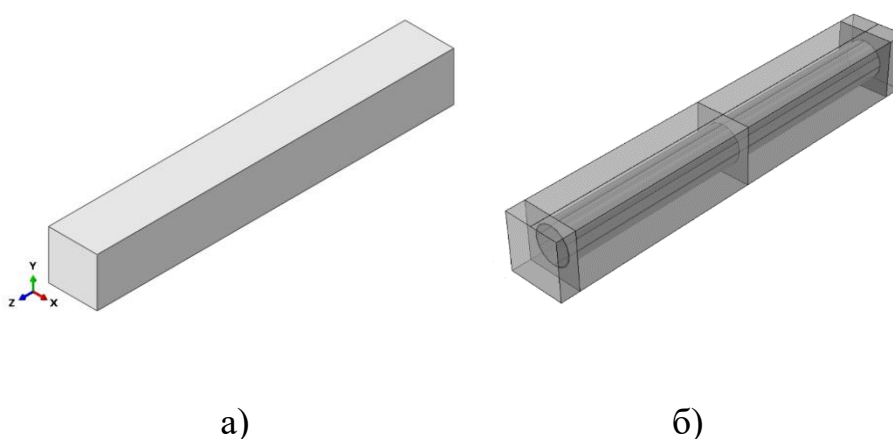


Рисунок 2.30 – Конечно-элементная модель чистого связующего (а) и модифицированного (б)

Геометрия матрицы представляет собой прямоугольный параллелепипед размерами $30 \times 30 \times 220$ нм. В центр боковой грани внесена начальная трещина длиной 0,1 нм.

Физико-механические характеристики материалов, использованные в расчетах, представлены в Таблице 2.9.

Таблица 2.9 – Свойства материалов

Параметр	Связующее	Нанотрубка
Плотность, кг/м ³	1200	1400
Модуль упругости, ТПа	0,00335	1
Коэффициент Пуассона	0,35	0,3
Предел прочности по максимальному главному напряжению, ТПа	0,001	-
Энергия разрушения, Дж/м ²	5×10^{-6}	-
Предел текучести, ТПа	-	0,033

Нанотрубка смоделирована как полая структура внешним диаметром 20 нм, толщиной стенки 0,4 нм и длиной 200 нм. Меньшая длина трубки относительно матрицы – 200 нм против 220 нм, позволяет трещине физически огибать армирующий элемент, имитируя реалистичное поведение фронта разрушения.

Для моделирования разрушения матрицы использовался метод XFEM. Условие начала роста трещины определялось по критерию максимальных главных напряжений (2.8):

$$\frac{\langle \sigma_{max} \rangle}{\sigma_{max}^0} = 1, \quad (2.8)$$

где $\sigma_{max}^0 = 0,001$ ТПа.

Нанотрубка интегрирована в матрицу с помощью ограничения Embedded region. Особенностью модели является отсутствие материала матрицы во внутренней полости трубки. Данный пункт при моделировании ПЭО с УНТ необходим для сохранения физической корректности и избегания искусственного завышения жесткости модели.

Схема нагружения имитирует испытание на растяжение:

— Нижняя грань: Жесткая заделка – Encastre, все степени свободы заблокированы;

— Боковые грани: Симметричные граничные условия – Symmetry для предотвращения искривления ячейки;

— Верхняя грань: Приложено граничное условие перемещения 1 нм вдоль оси Z. Передача нагрузки осуществлена через условие связи Coupling, объединяющее узлы грани с контрольной точкой.

Для обеих частей модели использовались элементы типа C3D8R и размером 3 нм. Конечно-элементная модель чистой матрицы включает 7300 элементов, гибридная модель – 5964 элемента матрицы и 2680 элементов углеродной нанотрубки.

Размер сетки обеспечивает наличие как минимум двух элементов по толщине стенки трубки, что необходимо для корректной работы алгоритма внедрения и точной передачи градиентов напряжений в зоне контакта.

В ходе численного эксперимента получены кривые зависимости силы реакции от времени нагружения, что эквивалентно перемещению при постоянной скорости деформации, для двух типов элементарных ячеек. Анализ графиков (Рисунок 2.31) позволил заключить качественное и количественное изменение механического поведения системы при введении нанотрубки.

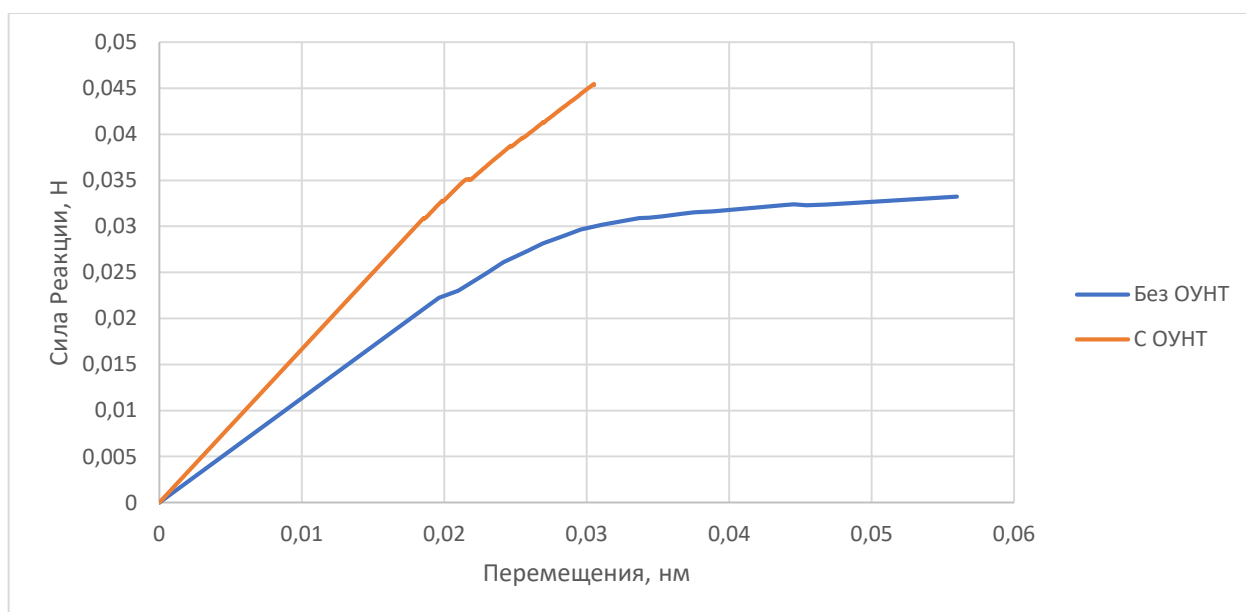


Рисунок 2.31 – Результаты расчета X-FEM анализа

Анализ полей перемещений и траекторий развития трещины, полученных в ходе вычислительного эксперимента, выявил принципиальные различия в механизмах разрушения между контрольным и армированным образцами.

В случае чистого связующего (Рисунок 2.32а) фронт трещины распространяется практически беспрепятственно. Траектория трещины отклоняется от нормали к направлению приложенной растягивающей нагрузки лишь на незначительный угол, что соответствует классическому поведению хрупкой матрицы в условиях одноосного растяжения. Отсутствие структурных неоднородностей обеспечивает слабо искривлённое движение магистральной трещины без существенных энергетических затрат на изменение направления роста. Для визуализации развития трещины использована PHILSM, представляющая собой функцию знака расстояния – signed distance function. Данная функция определяет положение поверхности трещины относительно узлов элементов сетки.

При введении в структуру углеродной нанотрубки картина разрушения качественно меняется (Рисунок 2.32б). Фронт трещины, приближаясь к высокомодульному армирующему включению, претерпело трансформацию траектории. Вместо прямого выхода на границу раздела «матрица-нанотрубка» трещина вынужденно отклоняется от первоначального направления, стремясь обойти препятствие по дуге. В результате дефект распространён не через зону армирования, а по периферийным областям матрицы – вдоль боковых граней элементарной ячейки, где находится только чистое связующее. Трещина «ищет» путь наименьшего сопротивления, огибая нанотрубку сбоку, где отсутствует её упрочняющее влияние. Магистральная трещина останавливается рост, при попытке пройти сквозь нанотрубку.

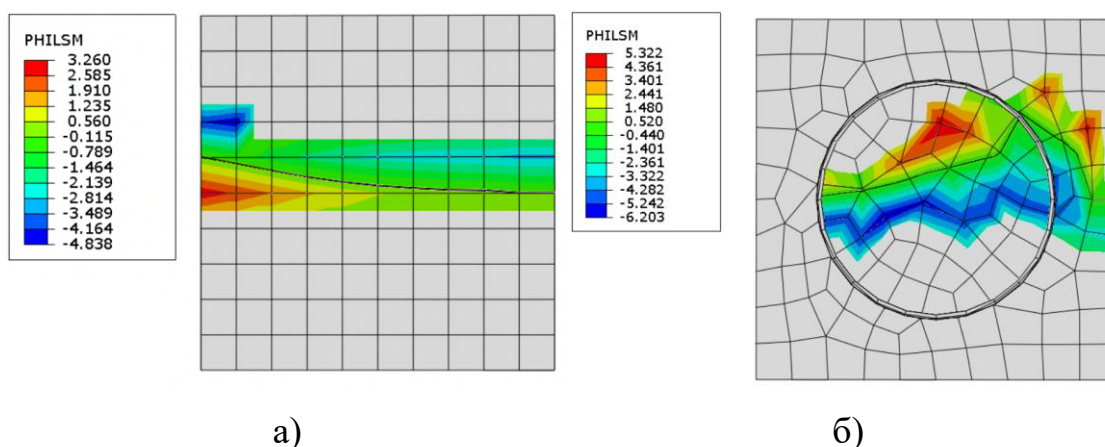


Рисунок 2.32 – Этапы роста трещины в сечении КЭ модели чистого связующего (а) и гибридного нанокompозита (б)

Нанотрубка выполняет роль пассивного барьера, изменяющего локальное поле напряжений и заставляющего трещину увеличивать длину своего пути. Данный эффект отклонения является одним из ключевых микроструктурных механизмов повышения вязкости разрушения в нанокompозитах.

2.7 Заключение по Главе 2

По итогам экспериментальных исследований, проведенных во второй главе, сформирован верифицированный профиль свойств базовой полимерной матрицы и её наномодифицированного варианта. Для наглядной демонстрации достигнутых результатов итоговые физико-химические и макромеханические свойства исследуемых систем представлены в Таблице 2.10.

Таблица 2.10 – Сводные физико-химические и механические характеристики исследуемой полимерной матрицы

Наименование характеристики	Чистая матрица Т-26
Динамическая вязкость (при 100 °С), пуаз	2,171
Плотность отвержденной матрицы, г/см ³	1,214
Степень химической конверсии (α), %	98,5
Температура стеклования отвержденной матрицы (T_g), °С	188,75
Температура стеклования неотвержденной смолы (T_g), °С	-19,12
Температура начала деструкции (T_{onset}), °С	222,46
Температура пика деструкции (T_p), °С	268,89
Начальная энтальпия реакции (ΔH), Дж/г	394,45
Остаточная энтальпия доотверждения (ΔH_{res}), Дж/г	5,90
Предел прочности при растяжении (литые лопатки), МПа	48,8
Модуль упругости при растяжении, ГПа	3,276
Предел прочности при растяжении (спец. геометрия), МПа	37,38
Прочность на сдвиг, МПа	52,97

Анализ представленных в Таблице данных подтвердил, что выбранная в качестве основы конструкционная смола обладает высокой степенью химической конверсии и отличной теплостойкостью, формируя надежный базис для создания композитов авиационного назначения. Критически важным достижением этапа признана успешная отработка технологии совмещения компонентов. Использование высокоскоростного роторного диссольвера при 2800 об/мин обеспечило равномерное распределение углеродных нанотрубок МУНТ-3 в высоковязкой среде без термической деструкции полимера.

Сравнительная оценка механического отклика чистого и модифицированного связующего наглядно иллюстрирует высокую эффективность

предложенного технологического подхода. Введение концентрации нанотрубок (0,05 %) инициировало существенное изменение в механических характеристиках: предел прочности при растяжении возрос на 45,5 %, а сопротивление сдвиговым нагрузкам увеличилось на 29,9 %. Подобный скачок прочностных характеристик доказал успешное разрушение первичных агломератов и формирование в объеме матрицы разветвленной наноразмерной сети, эффективно препятствующей развитию микротрещин. Полученный и систематизированный массив экспериментальных данных полностью охарактеризует исследуемые материалы и формирует необходимый фундамент для перехода к этапам численного конечно-элементного моделирования.

Завершение исследований на уровне модельной системы «эпоксидная матрица – МУНТ МЗ» позволило верифицировать базовые принципы многомасштабного моделирования. Для реализации основной цели работы — создания универсального метода обеспечения прочности авиационных конструкций — необходимо подтвердить применимость разработанного аппарата для систем с иным механизмом взаимодействия фаз.

В отличие от МУНТ марки «МЗ», ориентированных на прямой рост прочностных характеристик матрицы, одностенные углеродные нанотрубки марки TUBALL™ Matrix 201 обладают принципиально иной морфологией и часто применяются для придания материалам специальных функциональных свойств, например, электропроводности. С точки зрения механики конструкций, влияние таких наночастиц на процессы накопления повреждений в слоистых пластиках имеет свои особенности, связанные с иным характером ветвления трещин и энергией межфазного разрушения.

Преднамеренное использование в дальнейших исследованиях системы на базе ОУНТ TUBALL обусловлено необходимостью проверки устойчивости разработанного расчетно-экспериментального метода. Результат доказал, что иерархический подход и алгоритм идентификации свойств in-situ сохраняют свою эффективность даже при смене типа наномодификатора и функционального назначения наночастиц. Исследование кинетики повреждаемости и

макроскопического отклика авиационных образцов-свидетелей на базе системы с ОУНТ представлено в Главе 3.

Количественно оценено влияние геометрических параметров наноармирования на жесткость матрицы. С помощью численного моделирования установлено, что учет извилистости одностенных углеродных нанотрубок снижает эффективный осевой модуль упругости нанокомпозита по сравнению с идеально прямыми трубками, что позволило повысить точность прогноза упругих характеристик монослоя.

Глава 3 Расчетно-экспериментальный метод оценки статической и усталостной прочности слоистых ПКМ с учетом свойств in-situ

Исследовано влияние наномодификации на макроуровне. Проведен экспериментально-сравнительный анализ посредством испытания образцов-свидетелей стенки лонжерона на статические и усталостные прочностно-жесткостные характеристики. Определены микромеханические параметры структуры исследуемых материалов. Установлены закономерности возникновения и развития плотности трансверсальных трещин в слоях наномодифицированного ПКМ при циклическом нагружении.

Общая логическая последовательность и взаимосвязь этапов экспериментальных исследований, направленных на получение достоверного массива данных для последующей верификации многоуровневых моделей, представлена на блок-схеме (Рисунок 3.1). Предложенный алгоритм реализует комплексный подход: от верификации технологических параметров структуры и контроля пористости изготовленных образцов до установления физических механизмов торможения магистральных трещин в условиях длительного циклического нагружения.

В Главе 3 представлена расчетная идентификация упругих свойств компонентов композиционного материала и приведено подробное моделирование представительного объема филаментов волокон и модифицированной матрицы с учетом определенных геометрических характеристик.

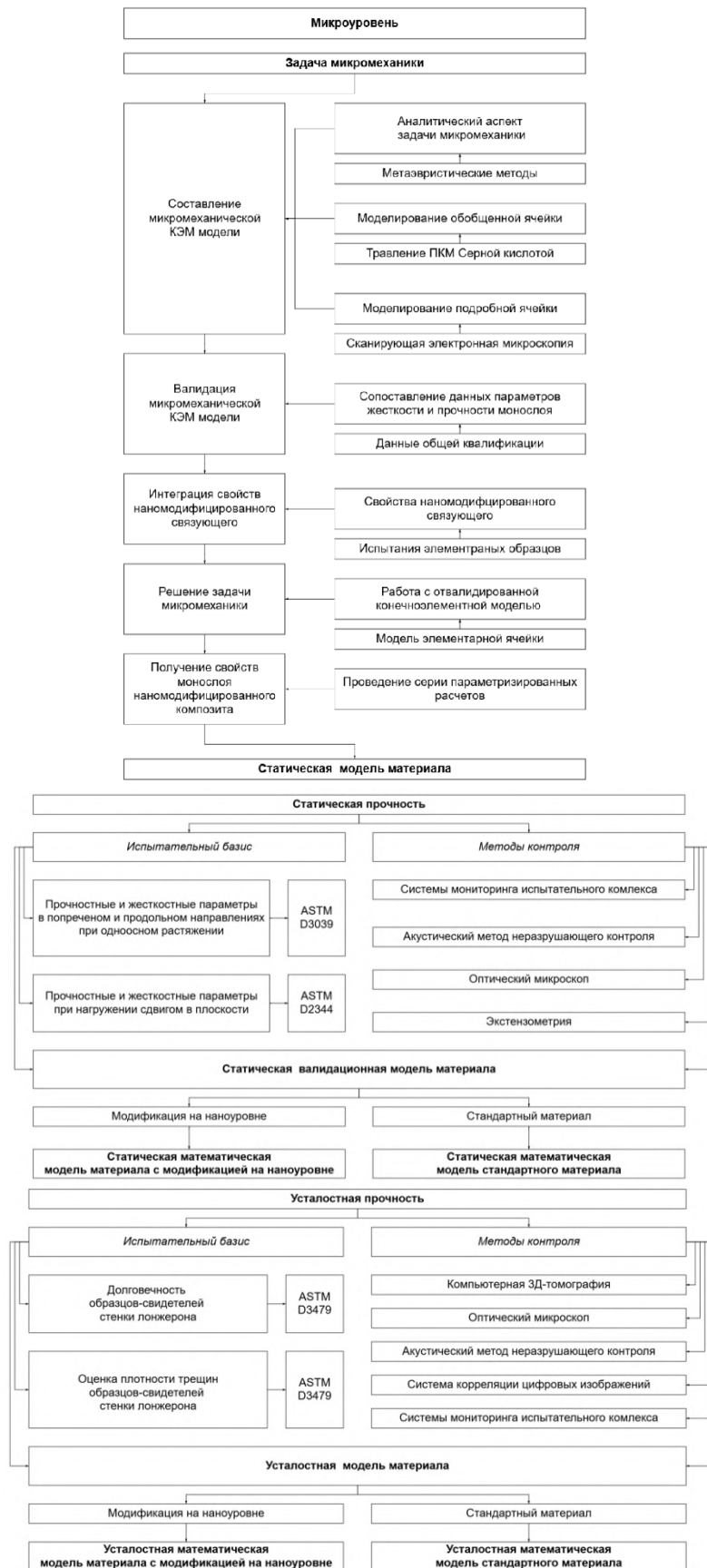


Рисунок 3.1 – Блок-схема расчетно-экспериментального метода оценки статической и усталостной прочности слоистых ПКМ с учетом свойств in-situ

3.1 Технология изготовления ПКМ модифицированной матрицей

Для изготовления образцов-свидетелей стенки лонжерона из полимерных композиционных материалов применен метод вакуумной инфузии (VaRTM — Vacuum Assisted Resin Transfer Molding). Выбор технологии обоснован широким применением в современной авиационной промышленности для создания крупногабаритных интегральных конструкций с высокой объемной долей армирующего наполнителя и минимальной пористостью.

3.1.1 Исходные компоненты

Наполнитель

В качестве наполнителя для образцов-свидетелей стенки лонжерона использована биндерная лента фирмы UMATEX марки АСМ ВЕ-С180UD, предназначенная для изготовления изделий из ПКМ методом ручной или автоматизированной выкладки с дальнейшей пропиткой инфузионным связующим.

Биндерная лента сформирована как армирующий наполнитель с нанесенным слоем биндерного и припавенной полиамидной вуалью (для улучшения адгезии между слоями).

С – обозначение армирующего наполнителя на основе углеродного волокна

ВЕ – биндерный состав

UD – обозначение однонаправленного безуткового армирующего наполнителя

В Таблице 3.1 указаны основные характеристики биндерной ленты.

Таблица 3.1 – Характеристики биндерной ленты

Наименование показателя	АСМ ВЕ-С180UD
Ширина биндерной ленты, мм	1500
Поверхностная плотность биндерной ленты, г/м ²	190
Поверхностная плотность наполнителя в биндерной ленте, г/м ²	180
Массовая доля биндерного расплава, %	3-5

Поверхностную плотность биндерной ленты определена по следующей формуле:

$$\rho = \frac{m}{S}, \quad (3.1)$$

где m – масса вырезанного образца из биндерной ленты, г; S – площадь образца биндерной ленты, м².

Для производства биндерной ленты использованы исходные компоненты, указанные в Таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Исходные компоненты биндерной ленты

Наименование показателя	Значение
Углеродное волокно Umatex UMT-49S-12K-EP	
Линейная плотность, текс	780
Эпоксидный биндер марки АСМ 12ВЕ	
Динамическая вязкость при 130 °С, ПА*с	30 – 40
Массовая доля эпоксидных групп, %	14 – 15
Полиамидная вуаль РА1206	
Поверхностная плотность, г/м ²	7
Ширина вуали, мм	1500

Биндерная лента представляет собой рулон или катушку углеродной ленты с нанесённым слоем биндерного расплава и полиамидной вуалью.

Связующее

В качестве связующего применен термореактивный полимер, эпоксидная смола низкой вязкости фирмы ИТЕСМА марки Т-26.

Нанонаполнитель

В качестве нано-модификатора образцов-свидетелей стенки лонжерона рассмотрены одностенные углеродные нанотрубки фирмы OCSiAl марки Tuball Matrix 201. В Таблице 3.3 показан состав используемого мастербатча.

Таблица 3.3 – Состав мастербатча

Название	Tuball Matrix 201
Вещество-носитель	Моноглицидиловые эфиры жирных кислот
Количество вещества-носителя	90 %
Кол-во ОУНТ	10 %

3.1.2 Оценка эффективности ультразвукового диспергирования в жидкостной ванне

В рамках изготовления образцов-свидетелей ОУНТ диспергированы в объеме полимера при помощи ультразвуковой ванны. Для оценки возможностей и границ применимости подхода проведено параметрическое исследование по поиску оптимальных режимов мощности и времени УЗ-воздействия.

В ходе экспериментов сравнены режимы мощности 30 Вт и 50 Вт, изменено время пребывания полимерной смеси в ванне: 15, 30, 60 и 90 минут. На основании полученных данных оптимальным режимом для метода признана обработка в течение 60 минут при мощности 50 Вт. Установлено, что при меньшей мощности или сокращенном времени воздействия энергии кавитации недостаточно для разрушения связей Ван-дер-Ваальса, в смоле зафиксированы крупные неразбитые

агломераты. Дальнейшее увеличение времени УЗ-обработки до 90 минут уже не дало визуально ощутимого улучшения качества дисперсии.

3.1.3 Оценка эффекта фильтрации наночастиц при пропитке

Главной технологической проблемой при изготовлении наномодифицированных ПКМ методом инфузии признан «эффект фильтрации». Плотные слои углеродной ткани действуют как мембрана, задерживая углеродные ОУНТ и агломераты по мере продвижения фронта связующего, что приводит к неравномерному распределению модификатора в объеме детали.

Проведен предварительный сравнительный эксперимент для оценки влияния фильтрации и проверки реологической пригодности модифицированного связующего к инфузии. В идентичных условиях производилась одновременная пропитка и отверждение четырех малых технологических образцов с различным содержанием и маркой УНТ в эпоксидной матрице:

1. Контрольный образец – чистое эпоксидное связующее, 0 % УНТ;
2. Образец с массовой долей ОУНТ (Matrix 201) 0,05 %;
3. Образец с массовой долей МУНТ (МЗ) 0,05 %;
4. Образец с повышенной массовой долей МУНТ (МЗ) 0,2 %.

Критериями оценки определены кинетика пропитки – время полного заполнения преформы (Рисунок 3.2) и визуальный макроструктурный контроль отвержденных пластин (Рисунок 3.3). Эксперимент показал, что время пропитки углеродной ленты модифицированным связующим практически не изменилось по сравнению с чистой смолой, независимо от концентрации нанотрубок – вплоть до 0,2 %.



Рисунок 3.2 – Процесс оценки фильтрации

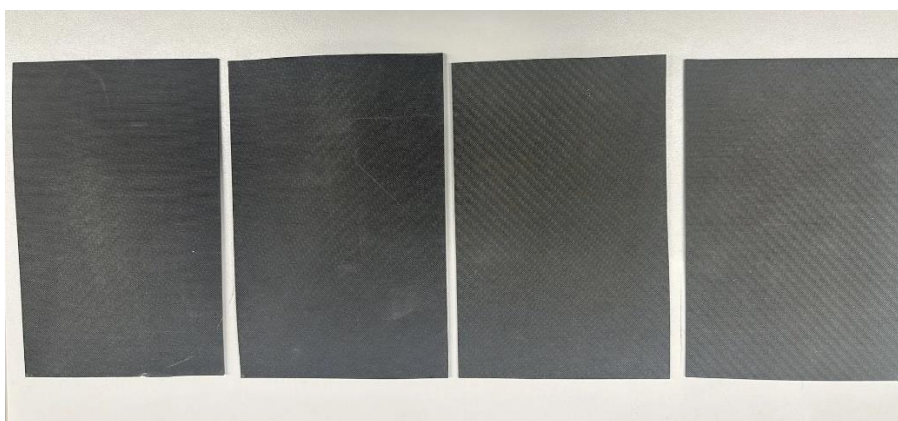


Рисунок 3.3 – Полученные образцы в ходе оценки фильтрации

Выявленный фактор подтвердил, что выбранный метод диспергирования исключил критический рост динамической вязкости системы и образования крупных агломератов, способных закупорить капиллярные каналы между углеродными волокнами. Визуальный контроль поверхностей и кромок, отвержденных образцов не выявил градиента цвета – изменения насыщенности черного оттенка по длине пропитки, косвенно подтвердив равномерность распределения наночастиц.

3.1.4 Укладка образцов-свидетелей стенки лонжерона

Для создания образцов-свидетелей, имитирующих работу стенки лонжерона, предварительно реализовано формование панелей, из которых впоследствии произведен раскрой. Панели состоят из 33 однонаправленных слоев мягкой укладки. Процентное соотношение слоёв с направлением укладки (0° , $+45^\circ$ и -45° , 90°) 9 %:73 %:18 % соответственно. Укладка: [-45/45/-45/90/45/0/45/90/-45/45/-45/-45/45/-45/90/45/0/45/90/-45/45/-45/-45/45/-45/90/45/0/45/90/-45/45/-45]. Укладка симметрична и сбалансированна.

3.1.5 Процесс отверждения панелей

Для чистоты эксперимента методом вакуумной инфузии изготовлено 2 панели. Одна с добавлением наночастиц, а другая без ОУНТ.

Процесс получения панелей из ПКМ методом вакуумной инфузии проведен двумя этапами. Изначально панели подвержены стадии подформовки для получения преформы – для лучшего контакта слоев однонаправленной углеткани друг с другом, а впоследствии для каждой панели в отдельности собран ещё один двойной вакуумный мешок для осуществления вакуумной инфузии.

Подформовка панелей ПКМ

Сборка вакуумного мешка для подформовки показана на Рисунке 3.4.

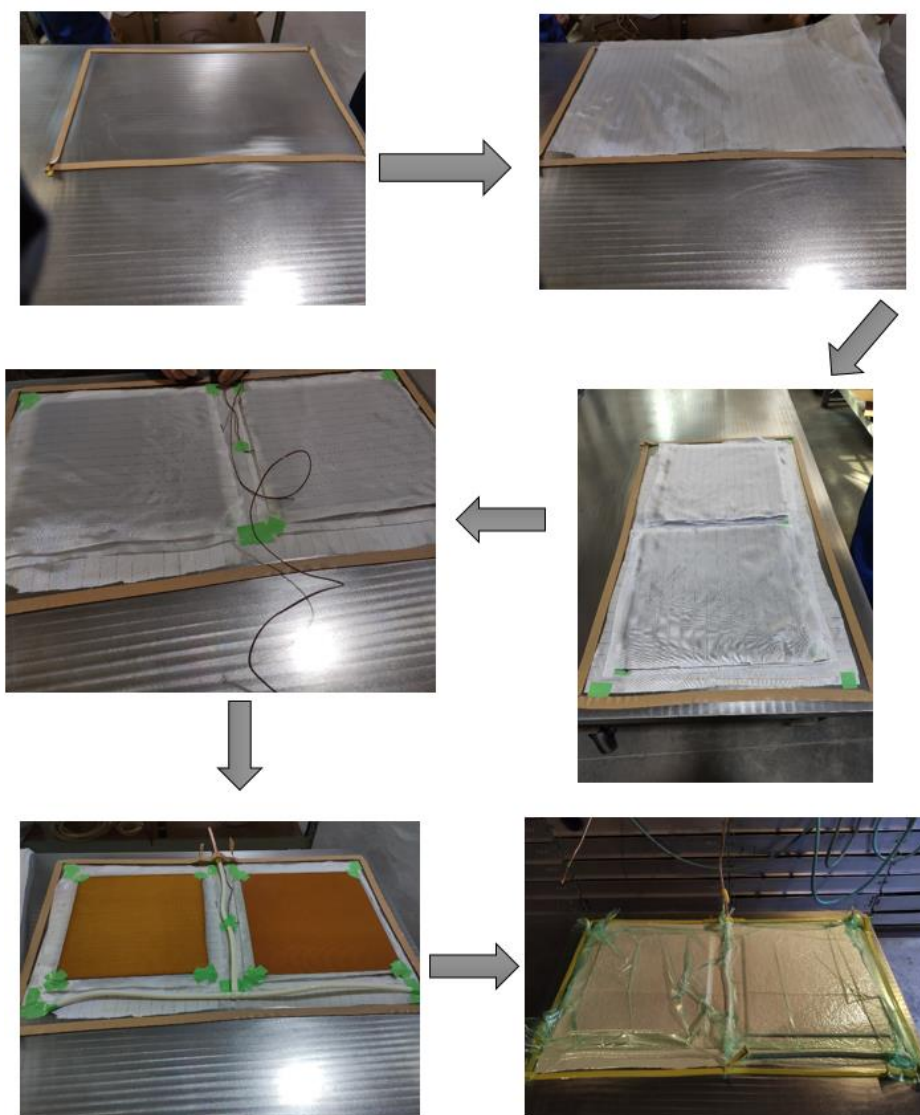


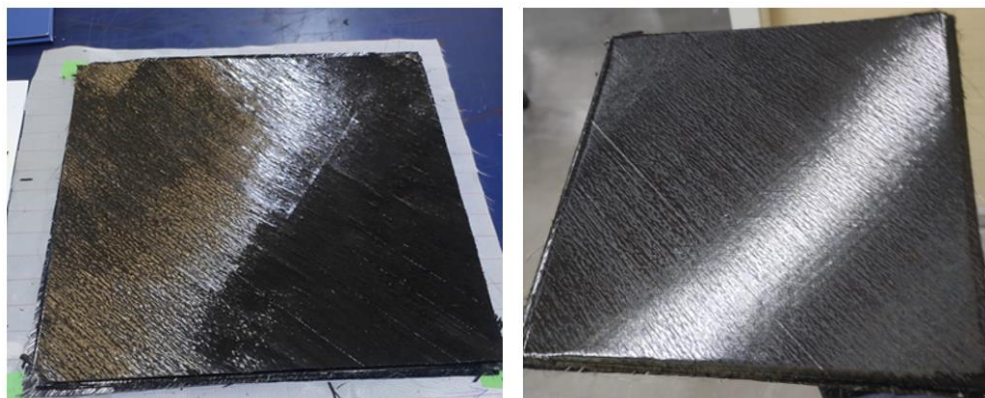
Рисунок 3.4 – Процесс сборки вакуумного мешка для подформовки

На Рисунке 3.5 показана панель до и после подформовки.

Режимы подформовки: подформовка проведена в 3 этапа как показано на Рисунке 3.6.

1. Повышение температуры до 80 °C за 27 мин, скорость нагрева печи 2,9 °C/мин;
2. Выдержка при 80 °C 34 мин;
3. Охлаждение 10 мин до 50 °C, скорость падения температуры в печи 3,0 °C/мин.

На кривой зависимости температуры от времени черным цветом показано целевое значение температуры, зеленым цветом – температура в печи, а оранжевая линия – значение температуры зафиксированная термопарой.



До

После

Рисунок 3.5 – Панель до процесса подформовки и после

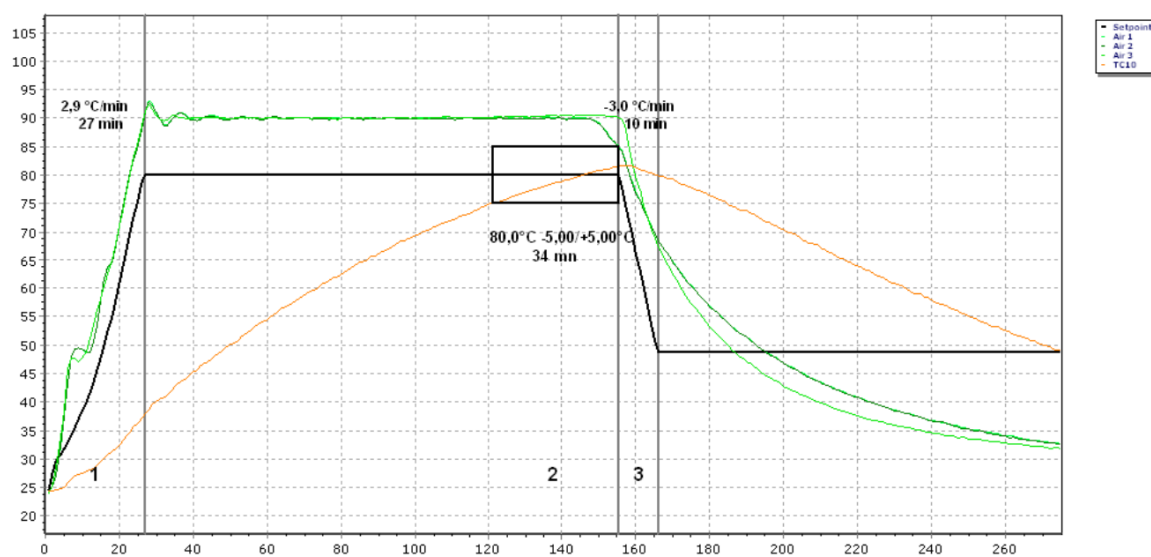


Рисунок 3.6 – Зависимость температуры от времени при процессе получения преформы

Вакуумная инфузии панелей ПКМ

После процесса подформовки панели подвергнуты процессу вакуумной инфузии.

Фотографии сборки вакуумного мешка для панели отображены на Рисунке 3.7.

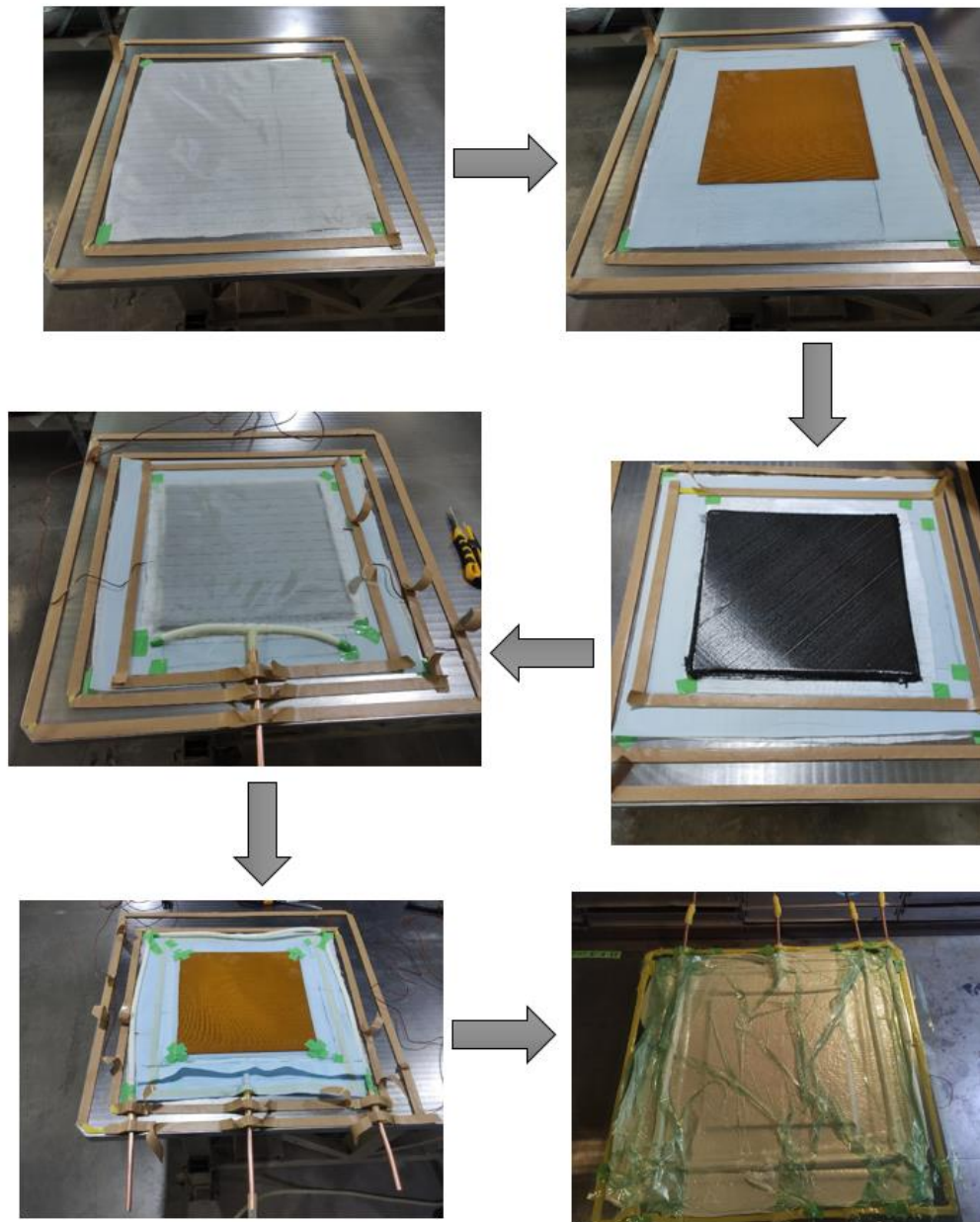


Рисунок 3.7 – Процесс сборки вакуумного мешка

Задаваемые параметры для данного оборудования отображены в Таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Задаваемые параметры для дегазации

Параметры	Температура, Т
Минимальная температура для дегазации смолы	40 °С
Минимальная температура для смешивания смолы	52 °С
Минимальная температура для инъекции	88 °С

Для панели ПКМ, модифицированной ОУНТ, суперконцентрат вылит в бак, где перемешивался вентилями с общей массой смолы. Концентрация ОУНТ во второй панели составили 0,05 % от общей массы.

Ступенчатый температурно-временной цикл отверждения образцов-свидетелей представлен на графике (Рисунок 3.8).

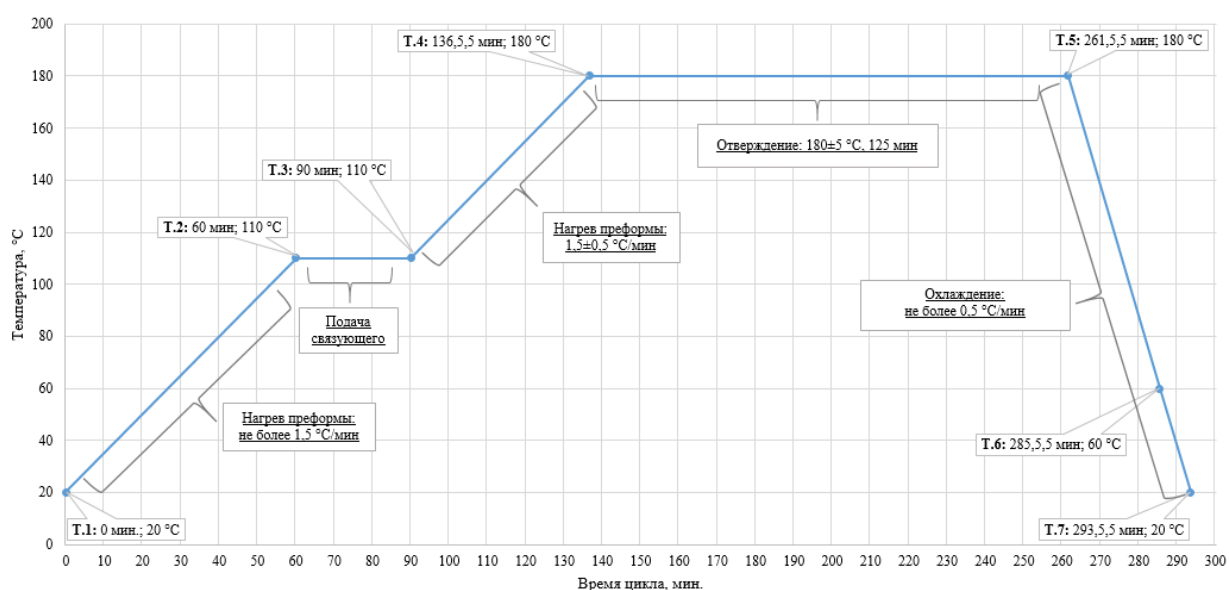


Рисунок 3.8 – Режим отверждения панели без наночастиц

Полученные панели показаны на Рисунке 3.9.



Рисунок 3.9 – Панели, полученные методом вакуумной инфузии

3.1.6 Проверка панелей акустическим методом неразрушающего контроля

Наличие внутренних технологических дефектов – пористости/ зон/непропитки/инородных включений катастрофически снижает усталостную долговечность и прочность композита при межслоевом сдвиге. Для подтверждения монолитности изготовленных панелей перед раскроем плит на образцы для механических испытаний проведен сплошной неразрушающий контроль (НК) (Рисунок 3.10).

Оценка качества осуществлена акустическим ультразвуковым методом. Результаты ультразвукового контроля подтвердили отсутствие в объеме материала локальных дефектов и межслоевых расслоений. Акустическая прозрачность панелей зафиксирована в пределах допустимых норм, подтвердив высокое

качество пропитки и легитимность использования панелей для получения достоверных физико-механических характеристик.



Рисунок 3.10 – Проверка панелей акустическим методом неразрушающего контроля

3.2 Испытания образцов-свидетелей стенки лонжерона

Отформованные плиты раскроены на образцы конструкции, в соответствии со стандартом испытаний на межслоевой сдвиг/изгиб методом короткой балки ASTM D2344 [120] или ГОСТ Р 57745 [123] по 9 образцов с каждой панели (Рисунок 3.11), и проведены испытания в соответствии со стандартом на одноосное растяжение ASTM D3039 [121] или ГОСТ Р 56785 [124], и в соответствии со стандартом испытаний на циклическое растяжение ASTM D3479 [122] или ГОСТ Р 57143 [125] (Рисунок 3.12).

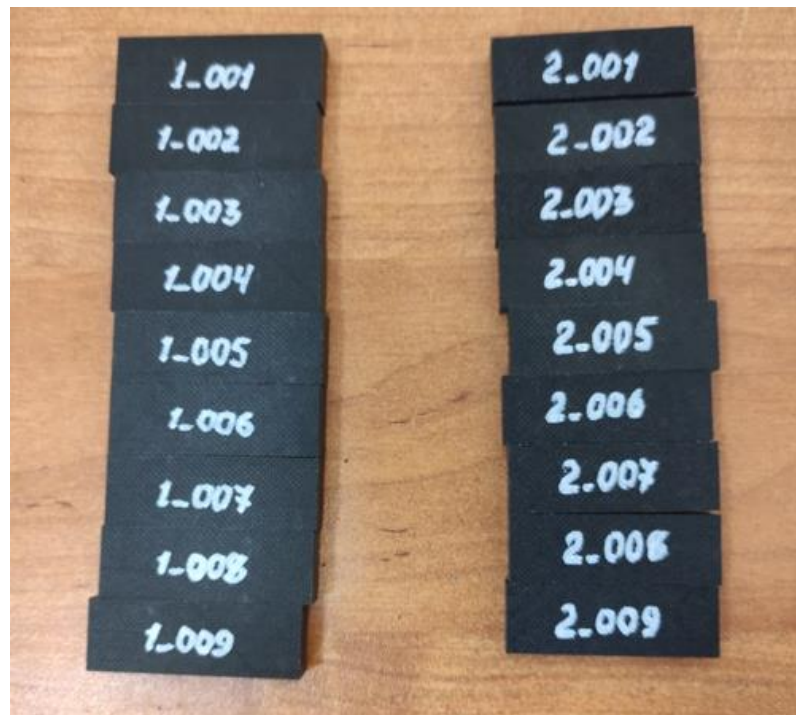


Рисунок 3.11 – Элементарные образцы для испытаний на изгиб методом короткой балки



Рисунок 3.12 – Элементарные образцы для испытаний на статическое и циклическое растяжение

3.2.1 Определение прочности при межслоевом сдвиге образцов-свидетелей

Для оценки влияния наномодификации матрицы на сопротивление композита касательным напряжениям проведены испытания на межслоевой сдвиг методом короткой балки. Эксперимент проведен в строгом соответствии с международным стандартом ASTM D2344/ГОСТ Р 57745.

Испытания реализованы на универсальной электромеханической испытательной машине Instron. Для обеспечения высокой статистической достоверности результатов объем выборки составил 18 образцов-свидетелей: 9 образцов базового ПКМ – без УНТ и 9 образцов ПКМ, модифицированного 0,05 % масс. ОУНТ. Нагружение осуществлено по трехточечной схеме изгиба со скоростью перемещения траверсы 1,0 мм/мин до момента резкого падения несущей способности, свидетельствующего о стратификации – расслоении материала.

Геометрия образцов строго соответствует ASTM D2344/ГОСТ Р 57745. Длина образца = толщина $\times$ 6; Ширина образца, b = толщина $\times$ 2,0.

Геометрические параметры элементарных образцов без ОУНТ для испытания на межслоевой сдвиг указаны в Таблице 3.5, данные по элементарным образцам, в которых содержатся ОУНТ, находятся в Таблице 3.6.

Таблица 3.5 – Геометрические параметры элементарных образцов без ОУНТ
для испытания на межслоевой сдвиг

	Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]	Площадь [мм ²]
1	1_001	40,14	13,41	6,639	89,029
2	1_002	40,16	13,46	6,668	89,751
3	1_003	40,17	13,43	6,673	89,618
4	1_004	40,16	13,43	6,646	89,256
5	1_005	40,19	13,50	6,702	90,477
6	1_006	40,18	13,44	6,659	89,497
7	1_007	40,14	13,43	6,694	89,900
8	1_008	40,17	13,40	6,613	88,614
9	1_009	40,14	13,46	6,717	90,411
Среднее		40,16	13,44	6,668	89,617
Стандартное отклонение		0,01833	0,03000	0,03296	0,60872
Коэффициент вариации		0,04565	0,22321	0,49425	0,67925

Таблица 3.6 – Геометрические параметры элементарных образцов с ОУНТ
для испытания на межслоевой сдвиг

	Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]	Площадь [мм ²]
1	2_001	37,74	12,60	6,363	80,174
2	2_002	37,75	12,59	6,344	79,871
3	2_003	37,74	12,58	6,344	79,808
4	2_004	37,72	2,61	6,334	79,872
5	2_005	37,73	12,60	6,356	80,086
6	2_006	37,71	12,61	6,360	80,200
7	2_007	37,69	12,58	6,383	80,298
8	2_008	37,72	12,58	6,342	79,782
9	2_009	37,75	12,60	6,343	79,922
Среднее		37,73	12,59	6,352	80,001
Стандартное отклонение		0,01986	0,01236	0,01498	0,19035
Коэффициент вариации		0,05264	0,09814	0,23581	0,23794

Фотография разрушенного образца в испытательной машине приведена на Рисунке 3.13.



Рисунок 3.13 – Снимок разрушенного образца в испытательной машине (ASTM D2344/ГОСТ Р 57745)

Снимки всех образцов после разрушения показаны на Рисунке 3.14.



а



Б

Рисунок 3.14 – Разрушенные образцы: а – без наночастиц, б – с наночастицами

Фотографии продемонстрировали подверженность образцов единому механизму разрушения – межслойный сдвиг.

Зависимость нагрузки P (кН) от перемещения (мм) элементарных образцов конструкции без наночастиц отображена на Рисунке 3.15.

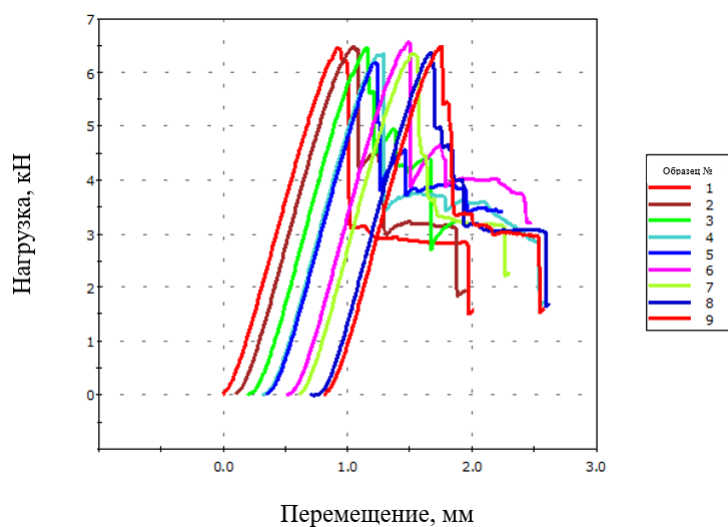


Рисунок 3.15 – Зависимость нагрузки P (кН) от перемещения (мм) элементарных образцов конструкции без наночастиц

Зависимость нагрузки P (кН) от перемещения (мм) элементарных образцов конструкции с наночастицами отображена на Рисунке 3.16.

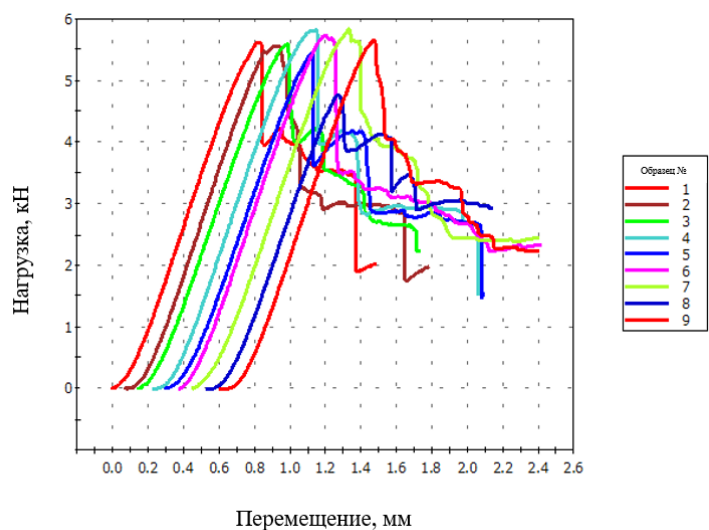


Рисунок 3.16 – Зависимость нагрузки P (кН) от перемещения (мм) элементарных образцов конструкции с наночастицами

Данные по предельным нагрузкам и напряжениям сдвига элементарных образцов без наночастиц представлены в Таблице 3.7.

Таблица 3.7 – Результаты испытания на изгиб методом короткой балки для образцов без наночастиц

	Метка образца	Нагрузка [кН]	Напряжение сдвига [МПа]
1	1_001	6,471	54,514
2	1_002	6,491	54,242
3	1_003	6,466	54,109
4	1_004	6,339	53,261
5	1_005	6,189	51,306
6	1_006	6,575	55,100
7	1_007	6,343	52,915
8	1_008	6,382	54,012
9	1_009	6,506	53,969
Среднее		6,418	53,714
Стандартное отклонение		0,11641	1,10647
Коэффициент вариации		1,81386	2,05991

Данные по предельным нагрузкам и напряжениям сдвига элементарных образцов с наночастицами представлены в Таблице 3.8.

**Таблица 3.8 – Результаты испытания на изгиб методом короткой балки
для образцов с наночастицами**

	Метка образца	Нагрузка [кН]	Напряжение сдвига [МПа]
1	2_001	5,635	52,710
2	2_002	5,558	52,188
3	2_003	5,611	52,732
4	2_004	5,830	54,740
5	2_005	5,453	51,069
6	2_006	5,731	53,595
7	2_007	5,839	54,534
8	2_008	5,770	54,841
9	2_009	5,647	52,990
Среднее		5,675	53,266
Стандартное отклонение		0,12224	1,26717
Коэффициент вариации		2,154	2,37894

Анализ результатов и характера разрушения

Сравнительный анализ полученных диаграмм деформирования в координатах «сила-перемещение» показал, что кинематика процесса разрушения модифицированных и немодифицированных образцов идентична.

Визуальный контроль подтвердил отсутствие качественных изменений характера разрушения при введении нанотрубок. В обеих сериях зафиксирован классический хрупкий межслоевой сдвиг, локализованный вблизи нейтральной плоскости образца – зоне максимальных касательных напряжений, без признаков преждевременного смятия под нагружающим индентором или разрушения от нормальных напряжений изгиба в крайних слоях.

Расчет предела прочности при межслоевом сдвиге показал, что для образцов с модифицированной матрицей – 0,05 % ОУНТ, данный показатель оказался на 1 % ниже, чем у контрольной партии базового ПКМ. Учитывая естественный коэффициент вариации механических свойств, присущий волокнистым композитам – обычно составляющий 3 – 5 %, разница в 1 % признана статистически незначимой.

Заключение по эксперименту:

Полученные данные подтверждают: выбранный режим диспергирования и метод вакуумной инфузии исключил агрегацию наночастиц в межслоевом пространстве. Введение 0,05 % ОУНТ не вызвало деградации статической прочности, сохранив монолитность ламината на базовом уровне, признанном критически важным условием для допуска материала к дальнейшим усталостным испытаниям.

3.2.2 Одноосное статическое растяжение образцов-свидетелей

Испытания на одноосное статическое растяжение проведены с двумя целями: для определения фактических значений предела прочности, модуля упругости и предельной деформации при разрушении модифицированного композита; для прецизионного установления базового уровня разрушающей нагрузки, необходимого для корректного назначения режимов последующих циклических испытаний.

Эксперимент реализован в строгом соответствии с требованиями регламента ASTM D3039/ГОСТ Р 57745 на универсальной электромеханической испытательной системе Instron. Для высокоточного измерения продольной деформации рабочей зоны и вычисления модуля упругости применен прецизионный навесной экстензометр. Объем выборки составил по 3 образца для каждой серии – базовый углепластик и ПКМ, модифицированный 0,05 % масс. ОУНТ.

Геометрические параметры элементарных образцов без ОУНТ для испытаний на растяжение указаны в Таблице 3.9, данные по элементарным образцам, в которых содержатся ОУНТ находятся в Таблице 3.10.

Таблица 3.9 – Геометрические параметры элементарных образцов без ОУНТ
для испытаний на растяжение

	Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]	Площадь [мм ²]
1	1_001	250,09	25,06	6,658	166,849
2	1_002	250,08	25,06	6,671	167,175
3	1_003	250,04	25,07	6,663	167,041
Среднее		250,07	25,06	6,664	167,022
Стандартное отклонение		0,02646	0,00577	0,00656	0,16375
Коэффициент вариации		0,01058	0,02304	0,09840	0,09804

Таблица 3.10 – Геометрические параметры элементарных образцов с ОУНТ
для испытаний на растяжение

	Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]	Площадь [мм ²]
1	2_001	250,08	25,13	6,434	161,686
2	2_002	250,07	25,06	6,377	159,808
3	2_003	250,06	25,04	6,379	159,730
Среднее		250,07	25,08	6,397	160,408
Стандартное отклонение		0,01	0,04726	0,03235	1,10776
Коэффициент вариации		0,004	0,18845	0,50569	0,69059

Зависимость напряжений при растяжении (МПа) от продольной деформации при растяжении (%) элементарных образцов конструкции без наночастиц отображена на Рисунке 3.17.

Деформации при испытаниях измерялась при помощи экстензометра.

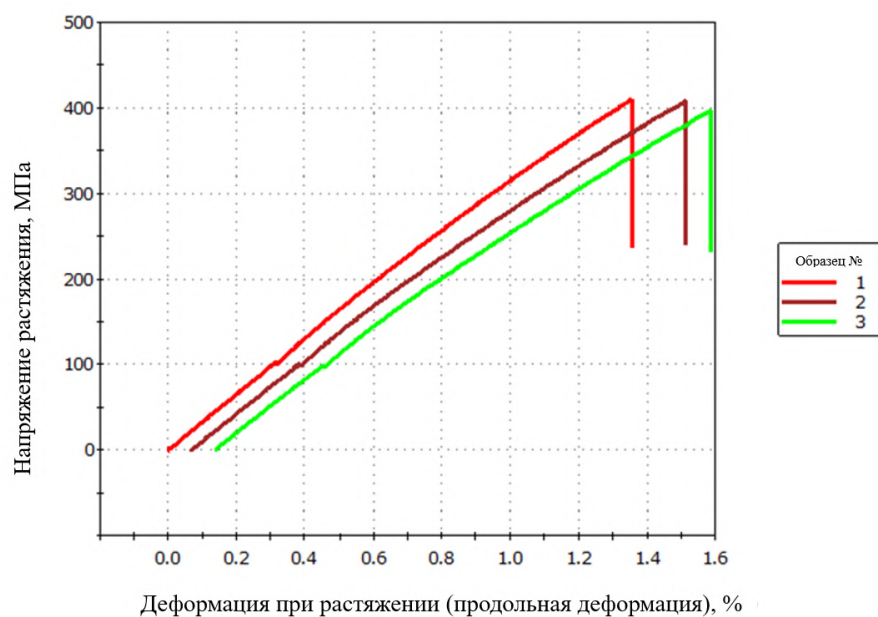


Рисунок 3.17 – Зависимость напряжений при растяжении (МПа) от продольной деформации при растяжении (%) элементарных образцов конструкции без наночастиц

Разрушенные образцы конструкции без наночастиц показаны на Рисунке 3.18.



Рисунок 3.18 – Разрушенные образцы конструкции без наночастиц (ASTM D3039/ГОСТ Р 57745)

Результаты испытаний образцов конструкции без наночастиц и полученный тип разрушения представлены в Таблице 3.11.

Таблица 3.11 – Результаты испытаний образцов конструкции без наночастиц

	№ образца	Нагрузка [кН]	Деформация при растяжении [%]	Напряжение при растяжении [МПа]	Модуль [ГПа]	Тип разрушения
1	1_001	68,31	1,36	409,41	32,439	XGM
2	1_002	68,09	1,44	407,29	31,687	XGM
3	1_003	66,25	1,45	396,63	30,913	XGM
Среднее		67,55	1,42	404,44	31,680	
Стандартное отклонение		1,1291	0,05392	6,85120	0,763	
Коэффициент вариации		1,6715	3,80323	1,69398	2,409	

Зависимость напряжений при растяжении (МПа) от продольной деформации при растяжении (%) элементарных образцов конструкции с наночастицами отображена на Рисунке 3.19.

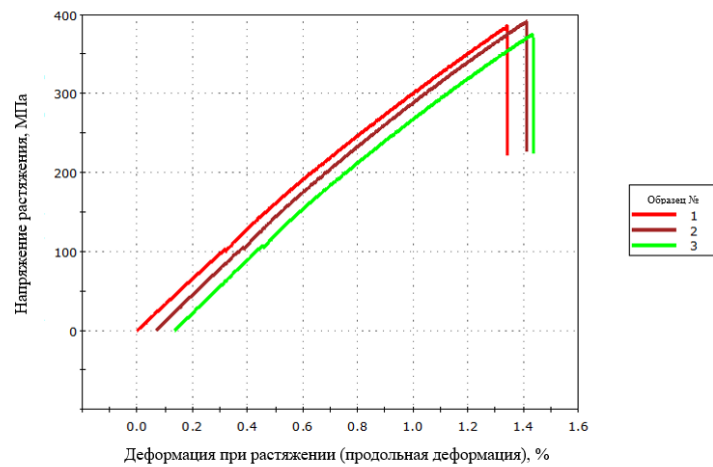


Рисунок 3.19 – Зависимость напряжений при растяжении (МПа) от продольной деформации при растяжении (%) элементарных образцов конструкции с наночастицами

Разрушенные образцы конструкции с наночастицами показаны на Рисунке 3.20.

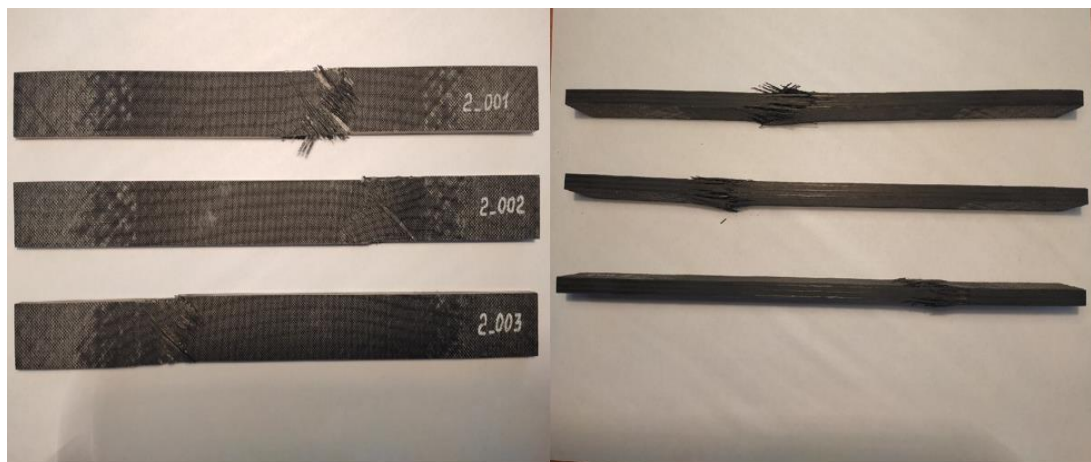


Рисунок 3.20 – Разрушенные образцы конструкции с наночастицами (ASTM D3039/ГОСТ Р 57745)

Результаты испытаний образцов конструкции с наночастицами и полученные типы разрушения представлены в Таблице 3.12.

Таблица 3.12 – Результаты испытаний образцов конструкции
с наночастицами

	№ образца	Нагрузка [кН]	Деформация при растяжении	Напряжение при растяжении	Модуль [ГПа]	Тип разрушения
1	2_001	62,26	1,34	385,06	32,237	XGM
2	2_002	62,55	1,35	391,41	33,161	XAT
3	2_003	60,01	1,30	375,67	33,736	XAB
Среднее		61,60	1,33	384,04	33,045	
Стандартное отклонение		1,39264	0,02424	7,91861	0,75593	
Коэффициент вариации		2,26061	1,82200	2,06190	2,28760	

Анализ результатов и микромеханика разрушения

Сравнительный анализ полученных диаграмм деформирования показал, что введение 0,05 % ОУНТ привело к повышению продольного модуля упругости композита на 4,3 %. Зафиксированное повышение упругих свойств сопровождается снижением предела статической прочности при растяжении на 5,3 % и падением предельной деформации разрушения на 6,76 %.

Особый научный интерес сформирован анализом топологии разрушения образцов, классифицированный согласно трехбуквенной системе кодировки стандарта ASTM D3039/ГОСТ Р 57745. Контрольная серия – без УНТ продемонстрировала высокую стабильность и предсказуемость: все три образца разрушились по типу XGM – eXplosive – взрывной характер; Gage – в пределах рабочей зоны; Middle – по центру. Фактор свидетельствует об идеальном распределении напряжений в объеме немодифицированного композита.

В серии с ОУНТ локализация макроразрушений изменилась. Лишь один образец показал классическое разрушение XGM, тогда как два других разрушились

у краев накладок — по типам ХАТ – eXplosive; At grip/tab – у захвата/накладки; Top – сверху и ХАВ – At grip/tab; Bottom – снизу.

Изменение механического поведения и преждевременное разрушение образцов с УНТ в зонах концентрации напряжений – у накладок обусловлено суперпозицией следующих микромеханических и физико-химических факторов:

1. **Изменение жесткости матрицы и краевой эффект:** Возросший на 4,3 % модуль упругости матрицы обусловил изменение картины передачи касательных напряжений от захватов испытательной машины к рабочим волокнам композита. Более жесткая модифицированная матрица менее способна к пластической релаксации локальных пиковых напряжений, возникающих на торцах накладок, что спровоцировало раннее разрушение крайних волокон.

2. **Локальное искривление армирующих волокон:** Наличие УНТ и возможных микроагломератов в связующем приводит к локальным искривлениям или раздвижкам элементарных углеродных нитей в филаментах при пропитке. При статическом растяжении искривленные волокна вынуждены выпрямляться, создавая в жесткой матрице локальные зоны предразрушения и микроконцентраторы напряжений, что снизило общую деформативность пакета на 6,76 %.

3. **Ограничение сегментарной подвижности макромолекул:** Углеродные ОУНТ, выступая центрами сшивки, ограничили конформационную подвижность полимерных цепей эпоксидной матрицы. В условиях высокоэнергетического статического разрыва данный эффект снижает способность связующего к перераспределению нагрузок между соседними волокнами при обрыве единичного волокна, инициируя лавинообразный – взрывной характер накопления повреждений.

Заключение: Зафиксированное незначительное снижение статической прочности – на 5,3 % не признано критическим фактором, при одноосном растяжении углепластиков доминирующую роль играют макроволокна, а не матрица. Наблюдаемые эффекты свидетельствуют о возросшей чувствительности модифицированного ПКМ к концентраторам напряжений при однократном

статическом нагружении. Ограничение подвижности полимерных цепей и высокая сдвиговая жесткость играют решающую положительную роль при длительном циклическом нагружении.

3.2.3 Испытания на циклическое растяжение образцов-свидетелей

Исследования усталостной долговечности образцов-свидетелей реализованы с целью оценки влияния углеродных нанотрубок на кинетику накопления усталостных повреждений в матрице и межслойном пространстве ПКМ. Испытания проведены в режиме пульсирующего – отнулевого циклического растяжения с коэффициентом асимметрии цикла $R=0,05$. Частота нагружения составляла 5 Гц, исключив нежелательный гистерезисный виброразогрев полимерной матрицы в процессе испытаний.

Для выявления механизмов работы наномодификатора при различных сценариях разрушения, испытания проведены на двух уровнях максимальных напряжений цикла: 80 % и 60 % от статического предела прочности, определенного ранее (п. 3.2.2).

Для данного испытания геометрия в соответствии с ASTM D3479/ГОСТ Р 57143 повторяет геометрические параметры стандарта ASTM D3039/ГОСТ Р 57745. Геометрические параметры образцов, предназначенных для усталостных испытаний приведены в таблицах 3.13 и 3.14.

Результаты по количеству циклов отражены в Таблице 3.15. Фотографии разрушенных образцов вследствие циклического нагружения изображены на рисунках 3.21 и 3.22.

Таблица 3.13 – Геометрические параметры образцов без наночастиц

Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]
1_004	250,04	25,07	6,678
1_005	250,08	25,15	6,484
1_006	250,06	25,08	6,673
1_007	250,09	25,10	6,653
1_008	250,09	25,10	6,646
1_009	250,07	25,07	6,671

Таблица 3.14 – Геометрические параметры образцов с наночастицами

Метка образца	Длина [мм]	Ширина [мм]	Толщина [мм]
2_004	250,06	25,05	6,389
2_005	250,05	25,05	6,421
2_006	250,09	25,02	6,408
2_007	250,10	25,07	6,419
2_008	250,08	25,05	6,391
2_009	250,01	25,10	6,422

Таблица 3.15 – Результаты образцов, испытанных циклическим нагружением

Образцы без ОУНТ	№ образца	Количество циклов до разрушения
1	1_005	20563
2	1_006	22374
3	1_007	30431
4	1_008	26398
Среднее		24941,5
Образцы с ОУНТ		
1	2_005	34377
2	2_006	29593
3	2_007	41370
4	2_008	36763
Среднее		35525,75

Усталостные характеристики повысились более чем на 40 %. Показатели статической прочности при растяжении зафиксированы ниже на 5 %, испытания на ресурс проведены при различных значениях нагрузки.



Рисунок 3.21 – Разрушенные образцы без наночастиц вследствие циклического нагружения



Рисунок 3.22 – Разрушенные образцы с наночастицами вследствие циклического нагружения

Логарифмическая кривая усталости (S-N кривая) по данным испытаний на циклическую долговечность изображена на Рисунке 3.23.

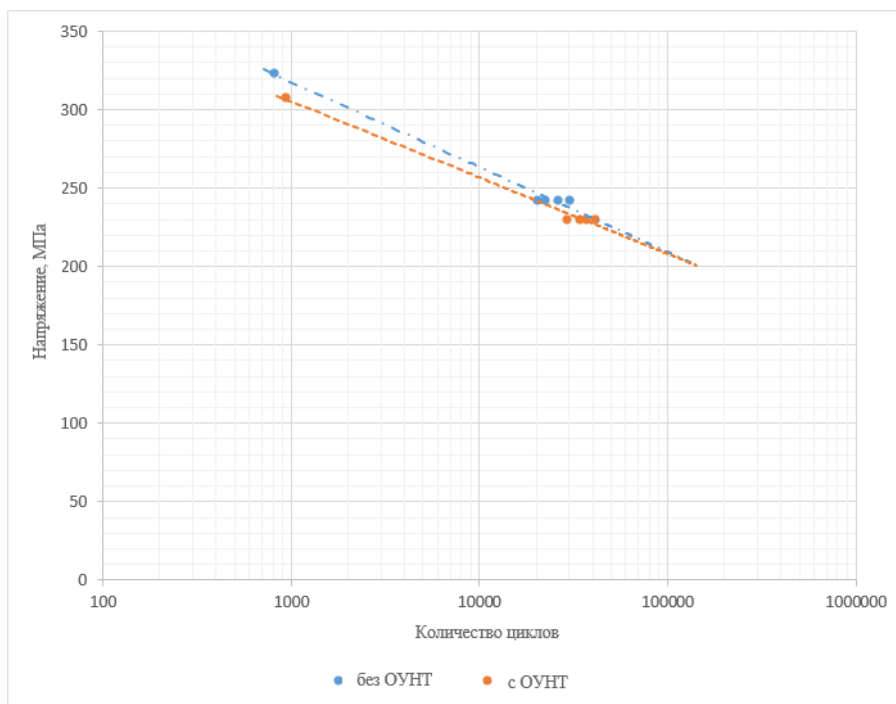


Рисунок 3.23 – Логарифмическая S-N кривая

Результаты испытаний в малоцикловой и многоцикловой области

На уровне нагружения 80 % от разрушающего усилия долговечность базового ПКМ составила 818 циклов, образец с модифицированной матрицей – 0,05 % ОУНТ – выдержал 943 цикла. Прирост долговечности составил 15,3 %. Доминирующим механизмом разрушения является обрыв углеродных макроволокон, матрица играет вторичную роль, обуславливая умеренный эффект от введения УНТ.

Качественно иная картина зафиксирована при переходе в область меньших нагрузок — 60 % от разрушающего усилия, где разрушение носит ярко выраженный матричный характер. Для обеспечения статистической достоверности на данном уровне испытана выборка из 4 образцов каждой серии.

— Долговечность образцов без УНТ составила: 20 563, 22 374, 26 398 и 30 431 цикл – среднее значение — 24 941 цикл.

— Долговечность образцов с 0,05 % ОУНТ составила: 29 593, 34 377, 36 763 и 41 370 циклов – среднее значение — 35 526 циклов.

Прирост средней усталостной долговечности при нагрузке 60 % составил **42,4 %**. Результат подтвердил высокую эффективность нанотрубок именно в условиях длительного усталостного нагружения.

3.3 Оценка внутренней трещиностойкости и закономерностей развития трансверсальных микротрещин методом рентгеновской компьютерной томографии

Для определения параметров плотности трещин для каждого слоя, 1 образец от каждой группы испытан циклическим нагружением "растяжение-растяжение" 18 000 циклов с частотой 5 Гц и $R = 0,05$. После нагружения неповрежденные образцы подвергнуты 3D-рентгеновский контроль качества с помощью компьютерной томографии «Sanying». В Таблице 3.16 приведены параметры, при которых проводилось сканирование.

Таблица 3.16 – Параметры сканирования

Параметры	Значение детектора
Напряжение на рентгеновской трубке	100 кВ
Сила тока в рентгеновской трубке	600 мкА
Время экспозиции	300 мс
Размер результирующего вокселя	0.0393 мм
Используемый детектор	Varex4343NE

На рисунках 3.24 и 3.25 показаны произвольные срезы компьютерной томографии. В ходе компьютерной томографии сформированы два типа изображений: сечения по толщине образца – поперечные срезы и изображения в плоскости слоёв – вид сверху с анализом структуры вглубь. Для обоих типов сканирования использованы идентичные параметры регистрации: разрешение

снимков составляло 1841×1637 пикселей, общее число срезов — 1051, что обеспечило полный охват объёма образца по толщине. Глубина сканирования варьировалась в диапазоне от 0,421 до 6,196 мм при шаге между последовательными срезами порядка 0,0055 мм. В каждом срезе фиксировалось 33 слоя материала, что позволяло проводить детализированный послойный анализ структуры ламината и распределения трещин как в направлении толщины, так и в плоскости армирования.

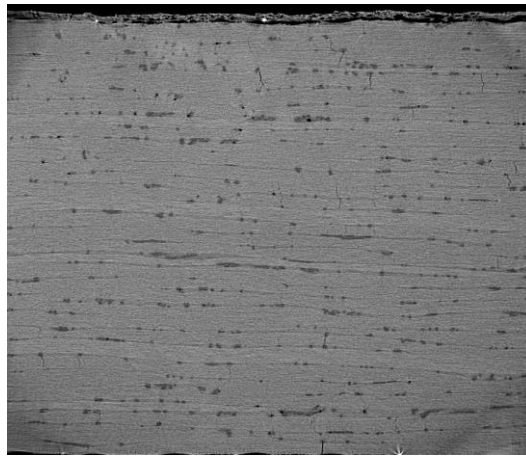


Рисунок 3.24 – Произвольная фотография компьютерной томографии. Просмотр по толщине

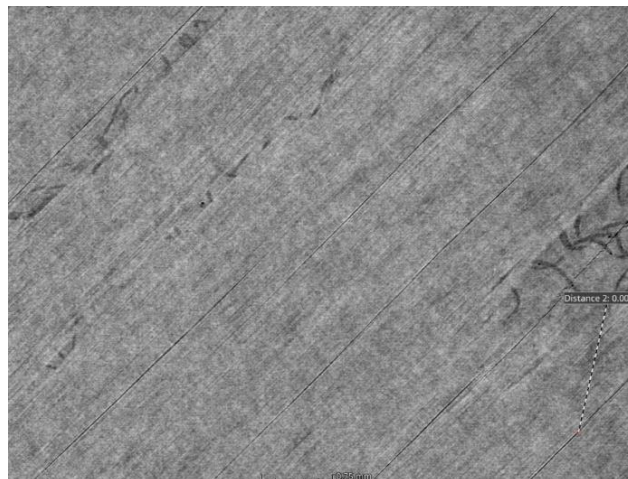


Рисунок 3.25 – Произвольная фотография компьютерной томографии. Просмотр в плоскости слоя

После получения томографических изображений для количественной оценки характеристик трещинообразования реализована процедура автоматизированной обработки данных. Анализ выполнен на основе последовательного сканирования массива срезов компьютерной томографии по всей толщине образца с использованием алгоритма идентификации дефектов. Алгоритм обеспечивал выделение трещин матрицы на каждом срезе по контрастным признакам, последующую фильтрацию и подсчёт трещин, определение геометрических параметров – длины, расстояния между трещинами и распределения по слоям. Обработка выполнена послойно с последующей агрегацией результатов по толщине образца, что позволило получить статистически обоснованные показатели плотности и распределения трещин в зависимости от ориентации слоёв. Примеры работы разработанного алгоритма и результатов обработки представлены на Рисунках 3.26 и 3.27.

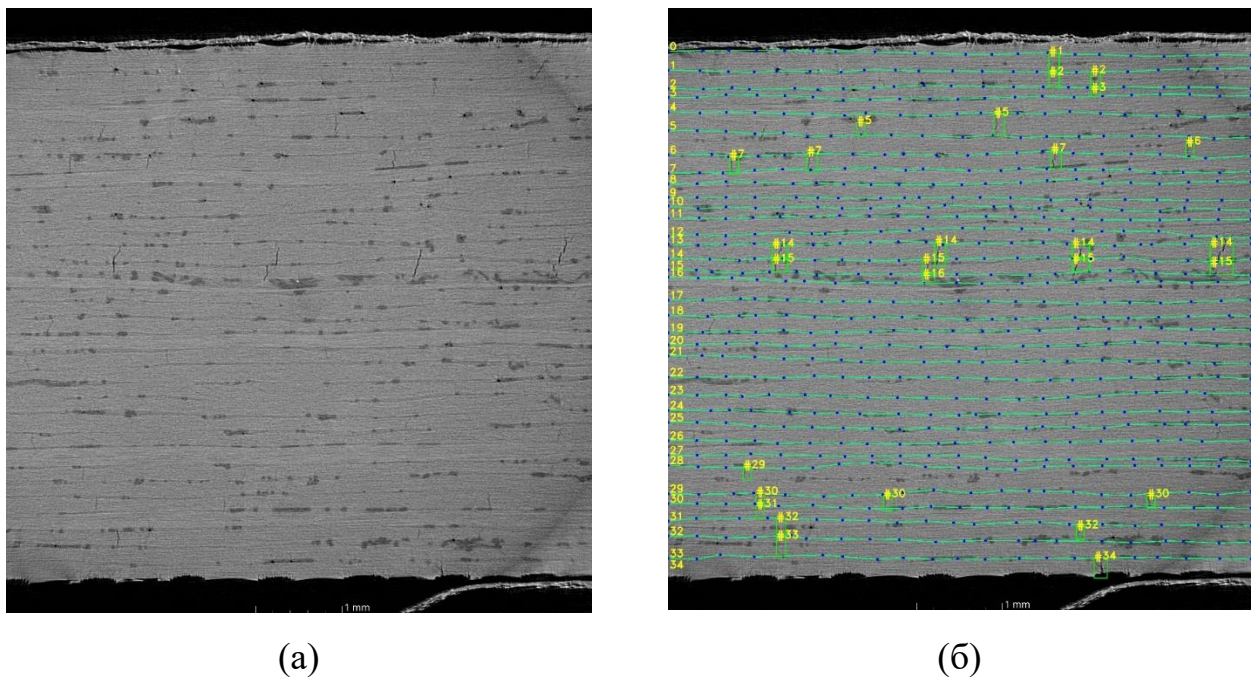
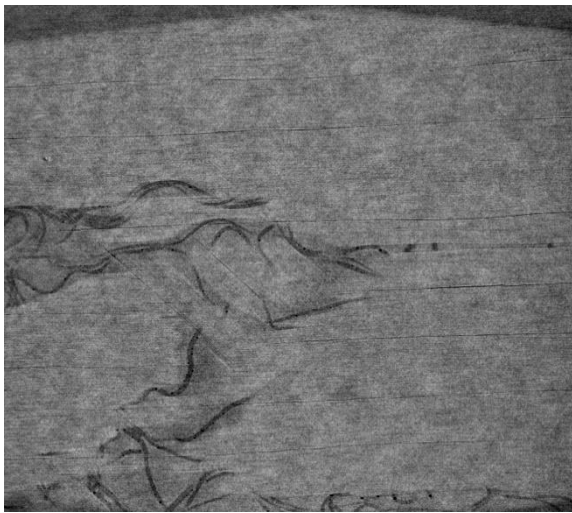
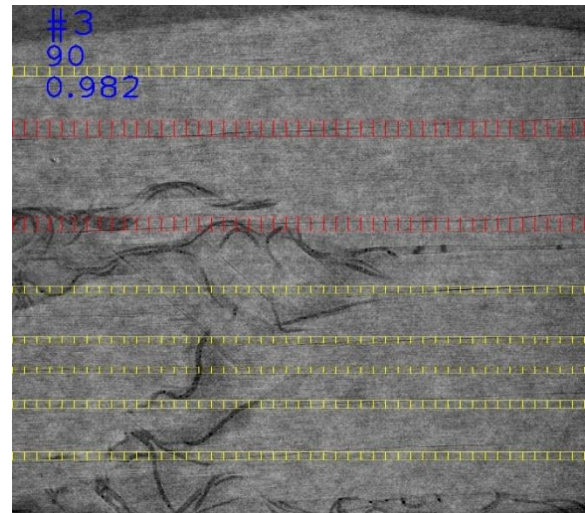


Рисунок 3.26 – Пример входного изображения (срез по толщине):

а) томографического сканирования; б) пример выходного изображения с размеченными слоями и областями содержания трещин



(a)



(б)

Рисунок 3.27 – Пример входного изображения (вид в плоскости слоя):

а) томографического сканирования; б) пример выходного изображения с размеченными слоями и областями содержания трещин

Снимки, полученные в результате компьютерной томографии, проанализированы для двух типов представлений: поперечных сечений по толщине образца и изображений в плоскости слоёв. Для поперечного сечения снимок с размеченными слоями и областями содержания трещин представлен на соответствующем Рисунке 3.26б; номера над областями указывают принадлежность трещин конкретному слою. Области содержания трещин аппроксимированы прямоугольниками, координаты которых задаются множеством упорядоченных значений (x_c, y_c, w_c, h_c) , где x_c, y_c — координаты левого верхнего угла, w_c — ширина, h_c — высота прямоугольника, c — номер области. На основе данной разметки вычислены следующие параметры: количество трещин в каждом слое, средний интервал между трещинами, нормализованный средний интервал, оценки плотности трещин, определяемые как по числу трещин, так и по обратной величине среднего интервала.

Алгоритм обработки изображений скана по срезу:

Информация, вычисляемая о скане:

1. Количество найденных трещин в каждом слое.

2. Средний интервал между трещинами в каждом слое:

$$l = \frac{1}{s(n-1)} \sum_{k=1}^{n-1} \left(\left(x_{k+1} + \frac{w_{k+1}}{2} \right) - \left(x_k + \frac{w_k}{2} \right) \right), \quad (3.2)$$

где, l – средний интервал между трещинами (мм.), x_k – x координата левого верхнего угла k -ой прямоугольной области содержания трещин (пкс.), w_k – ширина k -ой области содержания трещин (пкс.), s – число пикселей в миллиметре согласно масштабу снимка, n – число трещин в слое. Области содержания трещин отсортированы в порядке возрастания x координаты. $s = 245$ пкс.

3. Нормализованный средний интервал между трещинами в каждом слое:

$$|l| = \frac{l}{W}, \quad (3.3)$$

где, W – нормализованный средний интервал между трещинами. $W = 6.74$ пкс.

4. Оценка плотности трещин, рассчитанная по числу трещин:

$$\lambda_1 = \frac{n}{W} \quad (3.4)$$

5. Оценка плотности трещин, рассчитанная по среднему интервалу между трещинами (3.5):

$$\lambda_2 = \frac{1}{l} \quad (3.5)$$

Вычисленная информация о скане – в случаях, если оценку плотности по формуле (3.4) нельзя вычислить, то значение заменяется на вычисленное по формуле (3.5):

Для изображений в плоскости слоёв (Рисунок 3.38б) применен иной подход к представлению геометрии областей трещин: изображения ограничиваются двумя прямыми линиями, угол наклона которых соответствует углу укладки армирующих слоёв, параметры изображений задаются коэффициентами соответствующих прямых. Цветовая индикация отражает характер дефектов – красный цвет соответствует протяжённым трещинам, а жёлтый коротким. В левом верхнем углу каждого изображения указываются служебные параметры сканирования, включая

номер слоя, угол укладки и глубину. Для данного типа изображений дополнительно определяется общее количество трещин в слое, число одиночных трещин, средний интервал между трещинами с учётом ориентации слоя, нормализованный интервал и соответствующие оценки плотности трещин; для слоёв с ориентацией 0° и 90° использована базовая формулировка, а для слоёв с ориентацией $\pm 45^\circ$ вводится поправочный коэффициент, учитывающий геометрию проекции. При невозможности вычисления плотности трещин по числу трещин невозможно, применена оценка, основанная на среднем интервале между трещинами.

Алгоритм обработки изображений скана в плоскости слоев:

Информация, вычисляемая о скане:

1. Общее количество найденных трещин на каждом слое.
2. Число длинных и коротких трещин на каждом слое.
3. Средний интервал между трещинами в каждом слое. Если угол укладки на слое составляет 0° или 90° , то использована следующая формула:

$$l = \frac{1}{s(n-1)} \sum_{k=1}^{n-1} (b_{(k+1)av} - b_{k(av)}) \quad (3.6)$$

$$b_{k(av)} = \frac{b_{lk} + b_{rk}}{2} + b_{lk}, \quad (3.7)$$

где, b_{lk} , b_{rk} – свободные члены прямых, ограничивающих k -ю область содержания трещины (пкс.), s – число пикселей в миллиметре согласно масштабу снимка, n – число трещин в слое. Области содержания трещин отсортированы в порядке возрастания параметра b_l . $s = 263$ пкс.

Для углов укладки $\pm 45^\circ$ средний интервал вычислен по формуле:

$$l = \frac{1}{s(n-1)} \sum_{k=1}^{n-1} (b_{k(av)} - b_{(k+1)av}) \frac{\sqrt{2}}{2} \quad (3.8)$$

Если на слое менее двух областей содержания трещин, то значение среднего интервала приравнивается нулю.

4. Нормализованный средний интервал между трещинами в каждом слое:

$$|l| = \frac{l}{W}, \quad (3.9)$$

где, W – ширина скана в миллиметрах. Если угол укладки на слое составляет 90° , то $W = 6,19$ мм. Если угол укладки 0° , то $W = 7,47$ мм. Если угол укладки $\pm 45^\circ$, то мм.

5. Оценка плотности трещин, рассчитанная по числу трещин:

$$\lambda^{(1)} = \frac{n}{W} \quad (3.10)$$

6. Оценка плотности трещин, рассчитанная по среднему интервалу между трещинами (3.10):

$$\lambda^{(2)} = \frac{1}{l} \quad (3.11)$$

Если оценку плотности по формуле (3.11) нельзя вычислить, то значение заменяется на вычисленное по формуле (3.10).

Результаты анализа трещиностойкости образцов без ОУНТ и с ОУНТ

Для систематизации результатов количественного анализа трещиностойкости сформированы результаты для образцов с ОУНТ и без ОУНТ (Таблицы 3.17 и 3.18), полученные на основе анализа поперечных сечений – сканирование по толщине, и результаты для тех же образцов, полученные при анализе изображений в плоскости слоёв. Данные таблицы содержат основные расчетные параметры, включая количество трещин, средний интервал между ними и соответствующие оценки плотности трещин для различных ориентаций слоёв.

В результате обработки томографических данных установлено, что в слоях с ориентацией 0° накопление трещин матрицы не установлено. Данные слои исключены из последующего анализа и не представлены на соответствующих графических зависимостях, включение подобных слоев не оказывает влияния на оценку параметров трещинообразования.

На основе представленных табличных данных выполнено построение графических зависимостей, отражающих распределение количества трещин в зависимости от ориентации слоёв для образцов с ОУНТ и без ОУНТ. Сравнительный анализ данных графиков позволяет выявить влияние модификации

матрицы на характер трещинообразования, и оценить различия в накоплении повреждений в слоях с различной ориентацией армирования.

Диаграммы продемонстрировали выраженное влияние модификации матрицы ОУНТ на характер трещинообразования в слоях с различной ориентацией армирования.

Прежде всего, обнаружено общее снижение среднего количества трещин в слоях с ориентацией $\pm 45^\circ$ и 90° для образцов с ОУНТ по сравнению с немодифицированным материалом (Рисунок 3.28). Данный эффект наиболее выражен для слоёв с ориентацией 90° , где снижение количества трещин носит существенный характер, что указывает на повышение сопротивления матрицы зарождению и распространению поперечных трещин – наиболее типичных для данной ориентации.

Таблица 3.17 – Результаты анализа трещиностойкости образца с ОУНТ

Слой	Укладка	Кол-во найденных трещин, шт	Кол-во коротких трещин, шт	Кол-во длинных трещин, шт	Средний интервал между трещинами, мм	Нормализованный средний интервал между трещинами	Оценка плотности (3.8), шт/мм	Оценка плотности (3.9), шт/мм
1	-45	2	0	2	2,302	0,266	0,231	0,434
2	45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
3	-45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
4	90	8	6	2	0,618	0,095	1,237	1,619
5	45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
6	0	0	0	0	0	0	0	0
7	45	0	0	0	0	0	0	0
8	90	4	4	0	1,603	0,248	0,619	0,624
9	-45	0	0	0	0	0	0	0
10	45	0	0	0	0	0	0	0
11	-45	0	0	0	0	0	0	0
12	-45	0	0	0	0	0	0	0
13	45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
14	45	0	0	0	0	0	0	0
15	90	6	6	0	0,942	0,146	0,928	1,062
16	45	0	0	0	0	0	0	0
17	0	0	0	0	0	0	0	0
18	45	0	0	0	0	0	0	0
19	90	3	3	0	2,263	0,35	0,464	0,442
20	45	5	5	0	1,185	0,137	0,578	0,844
21	45	2	2	0	0,185	0,021	0,231	5,41
22	-45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
23	-45	0	0	0	0	0	0	0
24	45	0	0	0	0	0	0	0
25	-45	5	4	1	0,722	0,112	0,773	1,385
26	90	1	1	0	0	0	0,116	0,116
27	45	2	2	0	0,902	0,157	0,348	1,109
28	0	0	0	0	0	0	0	0
29	45	13	9	4	0,467	0,072	2,01	2,14
30	90	2	2	0	2,245	0,26	0,231	0,445
31	-45	1	1	0	0	0	0,116	0,116
32	45	0	0	0	0	0	0	0
33	-45	0	0	0	0	0	0	0
	Сумма	59	50	9			8,462	16,326
	Среднее (все слои)	1,788	1,515	0,273			0,256	0,495
	Среднее (0°)	0	0	0			0	0
	Среднее (±45°)	1,458	1,167	0,292			0,203	0,501
	Среднее (90°)	4	3,667	0,333			0,599	0,718

Таблица 3.18 – Результаты анализа трещиностойкости образца без ОУНТ

Слой	Укладка	Кол-во найденных трещин, шт	Кол-во коротких трещин, шт	Кол-во длинных трещин, шт	Средний интервал между трещинами, мм	Нормализованный средний интервал между трещинами	Оценка плотности (3.8), шт/мм	Оценка плотности (3.9), шт/мм
1	-45	2	1	1	2,763	0,285	0,206	0,362
2	45	0	0	0	0	0	0	0
3	-45	6	5	1	1,307	0,135	0,618	0,765
4	90	10	4	6	0,595	0,096	1,614	1,681
5	45	5	4	1	1,212	0,125	0,515	0,825
6	0	0	0	0	0	0	0	0
7	45	5	5	0	1,926	0,198	0,515	0,519
8	90	9	1	8	0,681	0,11	1,453	1,469
9	-45	2	2	0	6,138	0,632	0,206	0,163
10	45	1	1	0	0	0	0,103	0,103
11	-45	0	0	0	0	0	0	0
12	-45	0	0	0	0	0	0	0
13	45	0	0	0	0	0	0	0
14	45	1	1	0	0	0	0,103	0,103
15	90	7	4	3	0,775	0,125	1,13	1,29
16	45	5	5	0	1,232	0,127	0,515	0,812
17	0	0	0	0	0	0	0	0
18	45	5	5	0	1,668	0,172	0,515	0,6
19	90	8	2	6	0,746	0,12	1,292	1,34
20	45	6	5	1	1,296	0,134	0,618	0,772
21	45	0	0	0	0	0	0	0
22	-45	0	0	0	0	0	0	0
23	-45	0	0	0	0	0	0	0
24	45	0	0	0	0	0	0	0
25	-45	0	0	0	0	0	0	0
26	90	8	5	3	0,765	0,123	1,292	1,308
27	45	7	7	0	0,611	0,063	0,721	1,635
28	0	0	0	0	0	0	0	0
29	45	7	7	0	0,666	0,069	0,721	1,502
30	90	8	6	2	0,806	0,13	1,292	1,241
31	-45	1	1	0	0	0	0,103	0,103
32	45	5	5	0	0,976	0,101	0,515	1,024
33	-45	2	2	0	0,475	0,049	0,206	2,107
	Сумма	110	78	32			14,253	19,724
	Среднее (все слои)	3,333	2,364	0,969			0,432	0,598
	Среднее (0°)	0	0	0			0	0
	Среднее (±45°)	2,5	2,333	0,167			0,258	0,475
	Среднее (90°)	8,333	3,667	4,667			1,346	1.388

Дополнительный анализ распределения трещин по длине показал, что в образцах с ОУНТ существенно уменьшается количество длинных трещин, особенно в слоях 90° (Рисунок 3.29). Различия в количестве коротких трещин менее выражены, а в отдельных случаях практически нивелируются (Рисунок 3.30).

Анализ плотности трещин (Рисунок 3.31) подтверждает выявленные закономерности: в слоях с ориентацией 90° установлено заметное снижение плотности трещин при использовании ОУНТ, тогда как для слоёв $\pm 45^\circ$ изменения носят менее выраженный характер. Данный эффект связан с различием механизмов разрушения: в слоях $\pm 45^\circ$ преобладают сдвиговые деформации, при которых влияние модификации матрицы проявляется слабее, тогда как в слоях 90° доминируют поперечные растягивающие напряжения, чувствительные к трещиностойкости матрицы.

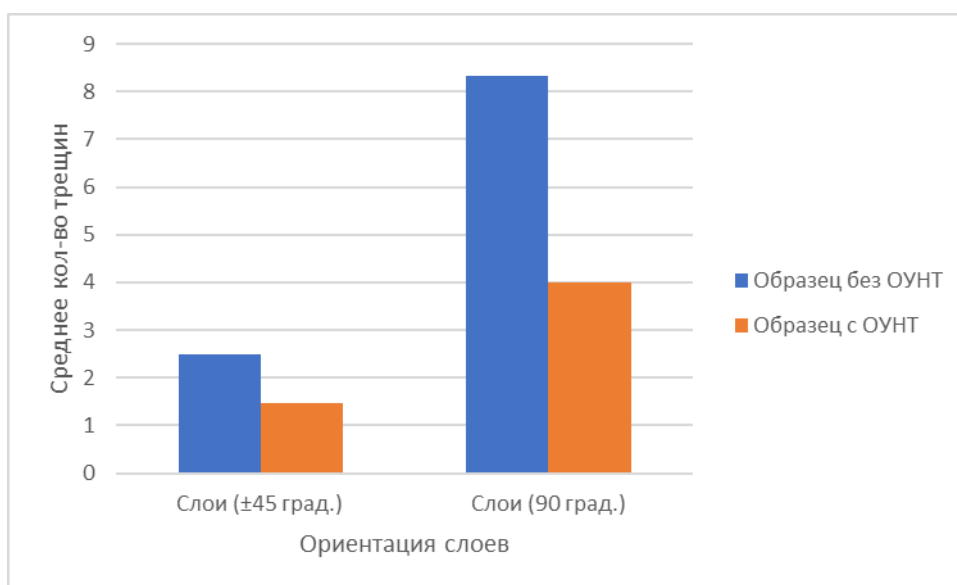


Рисунок 3.28 – Среднее количество трещин в слоях с ориентацией $\pm 45^\circ$ и 90° для образцов с ОУНТ и без ОУНТ

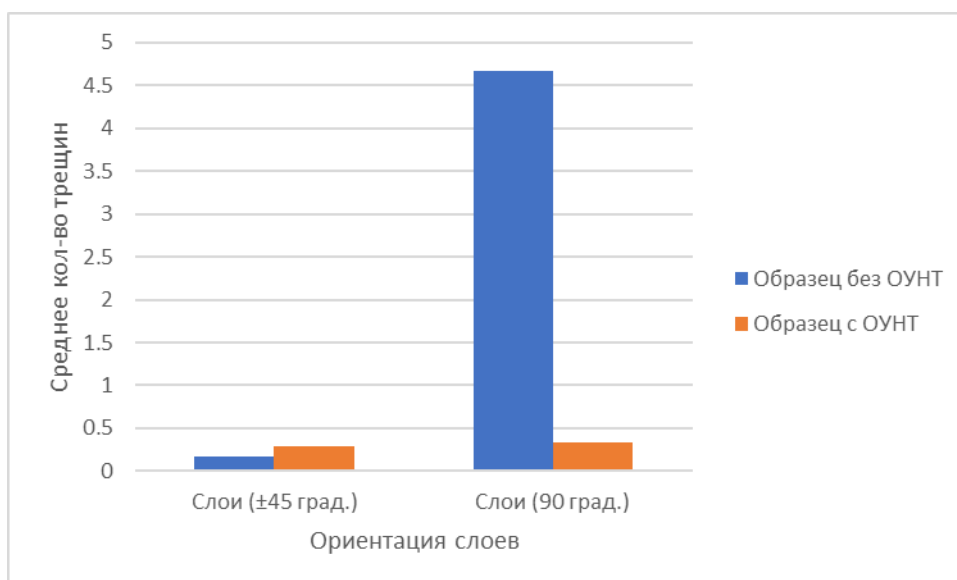


Рисунок 3.29 – Среднее количество длинных трещин в слоях с ориентацией 45° и 90° для образцов с ОУНТ и без ОУНТ

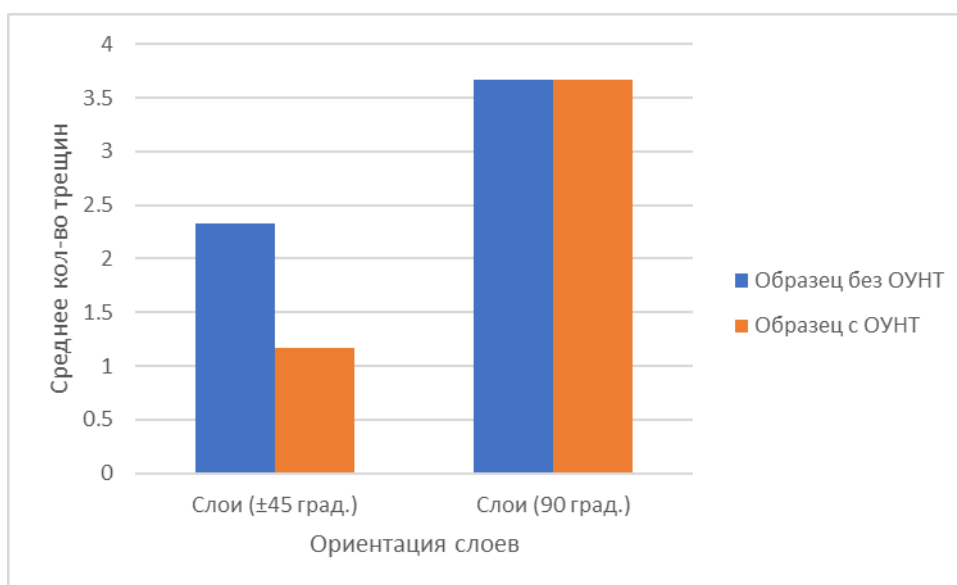


Рисунок 3.30 – Среднее количество коротких трещин в слоях с ориентацией 45° и 90° для образцов с ОУНТ и без ОУНТ

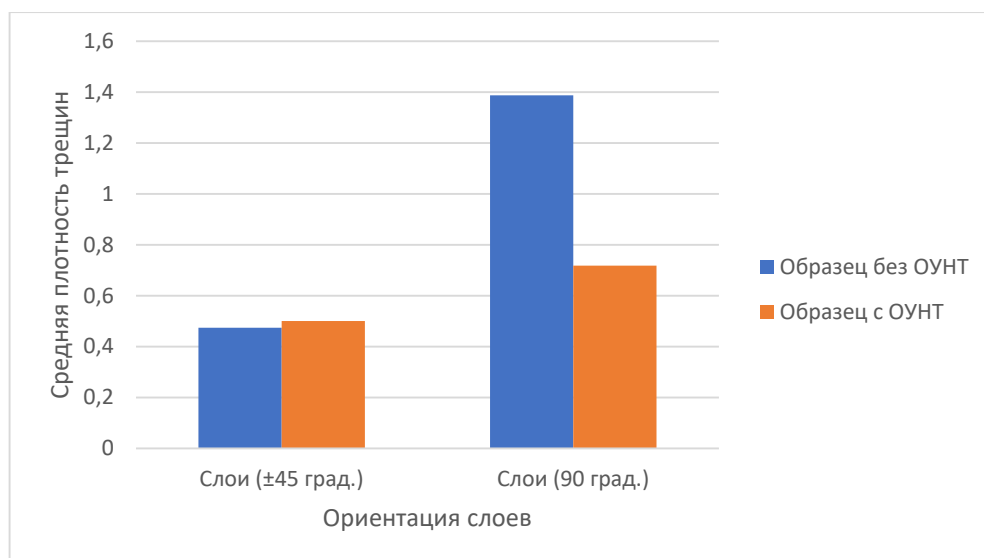


Рисунок 3.31 – Средняя плотность трещин в слоях с ориентацией 45° и 90° для образцов с ОУНТ и без ОУНТ

Полученные результаты подтверждают, что введение ОУНТ привело к повышению трещиностойкости композитного материала преимущественно за счёт подавления роста и укрупнения трещин, что особенно эффективно проявлено в слоях, ориентированных под 90° . Данный механизм обусловлен повышением усталостной долговечности материала и более стабильным характером накопления повреждений. Выявленный механизм является фундаментальной микромеханической причиной зафиксированного ранее повышения усталостной долговечности элементов конструкций из наномодифицированного ПКМ на 42,4 %.

3.4 Определение структурных характеристик ПКМ методом химической деструкции матрицы

Важнейшими микромеханическими параметрами, определяющими упруго-прочностные характеристики и качество изготовления полимерных композиционных материалов, признаны объемная доля армирующего волокна (V_f) и объемное содержание пор (V_v). Для точной количественной оценки данных параметров проведена процедура химического травления – деструкции полимерной матрицы.

Методика проведения эксперимента

Исследование проведено в два этапа. На первом этапе определена фактическая плотность отвержденных образцов ПКМ – как с наночастицами, так и базового материала методом гидростатического взвешивания. Образцы взвешены на аналитических весах сначала на воздухе, а затем погружены в дистиллированную воду, что позволило с высокой точностью вычислить объем и плотность компонентов. Фотографии процесса взвешивания изображена на Рисунке 3.32.



а

б

Рисунок 3.32 – Гидростатические весы. а - образец в воздухе, б - в воде

На втором этапе образцы подвергнуты предварительной сушке для удаления поверхностной и капиллярной влаги. Для интенсификации процесса химического разложения образцы механически разделены на фрагменты меньшего размера и помещены в химическую колбу. Деструкция эпоксидной матрицы осуществлена путем травления в концентрированной серной кислоте. В качестве сильного окислителя и катализатора, ускоряющего процесс обугливания и растворения

органического связующего, в кислотную ванну порциями добавлена перекись водорода (H_2O_2).

После полного растворения полимерной матрицы оставшийся углеродный армирующий каркас подвержен многократной промывке с использованием вакуумного фильтровального насоса. Процедура позволила гарантированно удалить остатки агрессивных химических реагентов и, для модифицированных образцов, вымыть не вступившие в связь углеродные ОУНТ. Очищенное углеродное волокно высушено в термошкафу до постоянной массы, после чего произведено финальное взвешивание армирующего компонента. Полный процесс травления отображен на Рисунке 3.33.

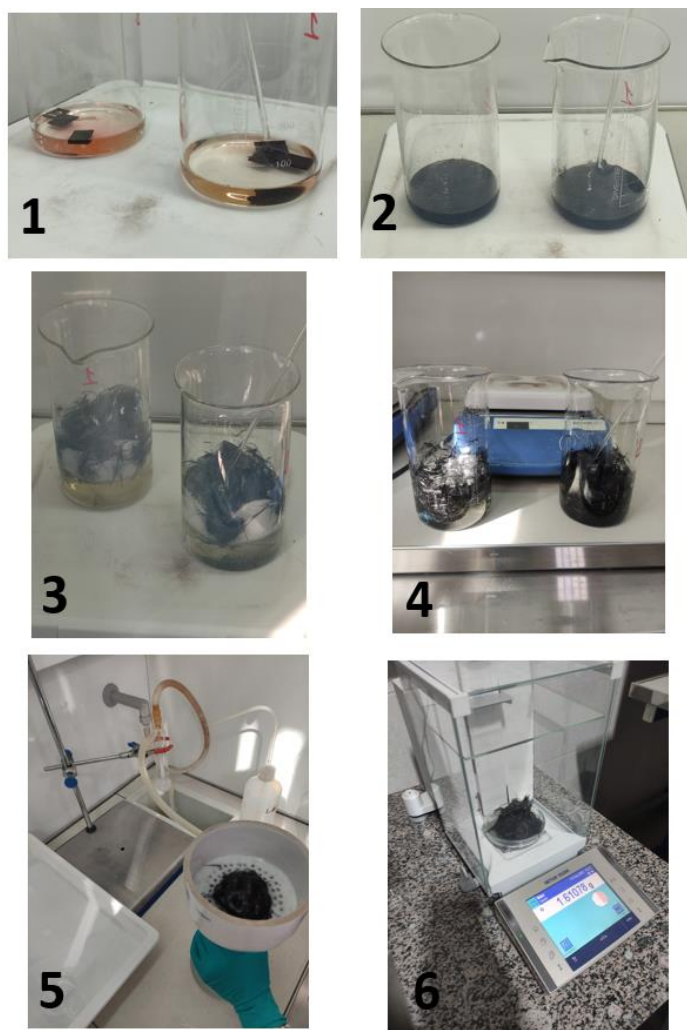


Рисунок 3.33 – Процесс травления получившихся образцов
в серной кислоте

Результаты структурного анализа

На основе полученных масс и известных плотностей исходных компонентов, углеродного волокна — $1,76 \text{ г/см}^3$ и эпоксидного связующего — $1,214 \text{ г/см}^3$, произведен расчет массовых и объемных долей компонентов композита, оценена технологическая пористость.

Сводные количественные значения структурных и микромеханических параметров для базового углепластика и ПКМ, модифицированного ОУНТ, представлены в Таблице 3.19.

Таблица 3.19 – Результаты травления образцов в серной кислоте

Наименование параметра	Образец без ОУНТ	Образец с ОУНТ (0,05%)
Плотность связующего, г/см^3	1,214	1,214
Плотность волокна, г/см^3	1,76	1,76
Масса образца на воздухе, г	2,54203	2,14755
Масса образца в воде, г	0,85174	0,73394
Плотность образца ПКМ, г/см^3	1,499	1,514
Масса углеродного волокна, г	1,61040	1,41909
Весовое содержание волокна, %	63,35	66,08
Объемное содержание волокна (V_f), %	53,96	56,84
Весовое содержание связующего, %	36,65	33,92
Объемное содержание связующего (V_m), %	45,25	42,30
Объем пор (V_v), %	0,79	0,85

Анализ результатов:

Анализ данных, представленных в Таблице 3.16, свидетельствует о высокой стабильности выбранного технологического процесса вакуумной инфузии. Объемная доля волокна (V_f) в обеих партиях находится в оптимальном диапазоне для авиационных конструкций – 53-57 %. Небольшое увеличение плотности композита и объемной доли арматуры в модифицированном образце – до 56,84 % является естественным следствием локальных вариаций степени уплотнения преформы под вакуумным мешком.

Особое научное и практическое значение имеет анализ пористости материала. Фундаментальной проблемой введения наноразмерных наполнителей в полимерные матрицы является неизбежный рост динамической вязкости связующего, что часто приводит к ухудшению смачиваемости волокон, захвату пузырьков воздуха и катастрофическому росту объема пор – свыше 2-3 %. Результаты деструкции показали, что объем пор (V_v) в базовом материале составил 0,79 %, а в наномодифицированном — 0,85 %.

Незначительный прирост пористости – на 0,06 % доказывает, что введение 0,05 % масс. ОУНТ не оказало негативного влияния на реологию пропитки. Уровень пористости в модифицированном ПКМ остался строго в пределах допустимых авиационных норм – менее 1,5 %. Подтверждением зафиксированных ранее изменений механических свойств – снижение статической прочности на 5,3 % и рост усталостной долговечности на 42,4 % – обусловлены исключительно физико-химическим взаимодействием нанотрубок с матрицей и волокном, а не появлением макроскопических технологических дефектов.

3.5 Микроскопия образцов-свидетелей

Для подготовки образцов подготовлены шлифы образцов. В рамках подготовки использованы акриловая смола марки «VersoCit-2 Powder», отвержденная при помощи отвердителя марки «VersoCit Liquid». После чего

образцы отшлифованы с добавлением абразива в виде алмазной суспензии на водной основе, содержащей монокристаллические алмазы. На Рисунке 3.34 отображены образцы до и после шлифовки.

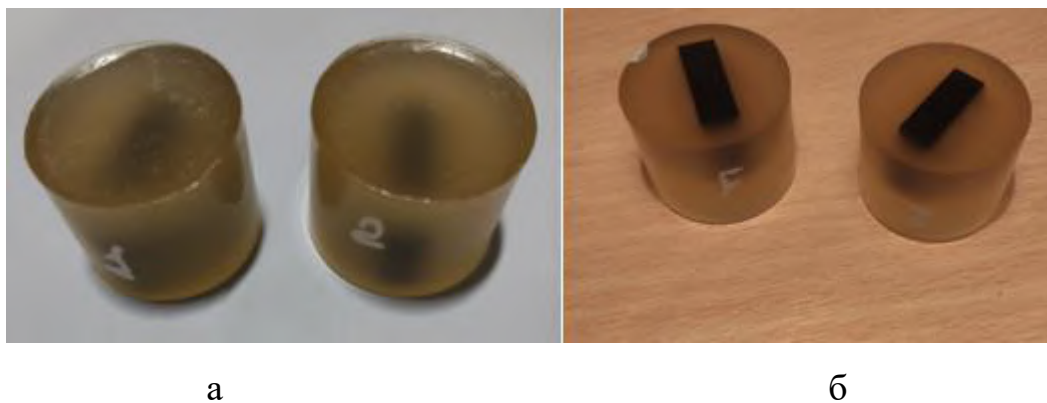


Рисунок 3.34 – Образцы: а - до шлифовки, б - после шлифовки

Снимки с оптического микроскопа образца без наночастиц представлены на Рисунке 3.35.

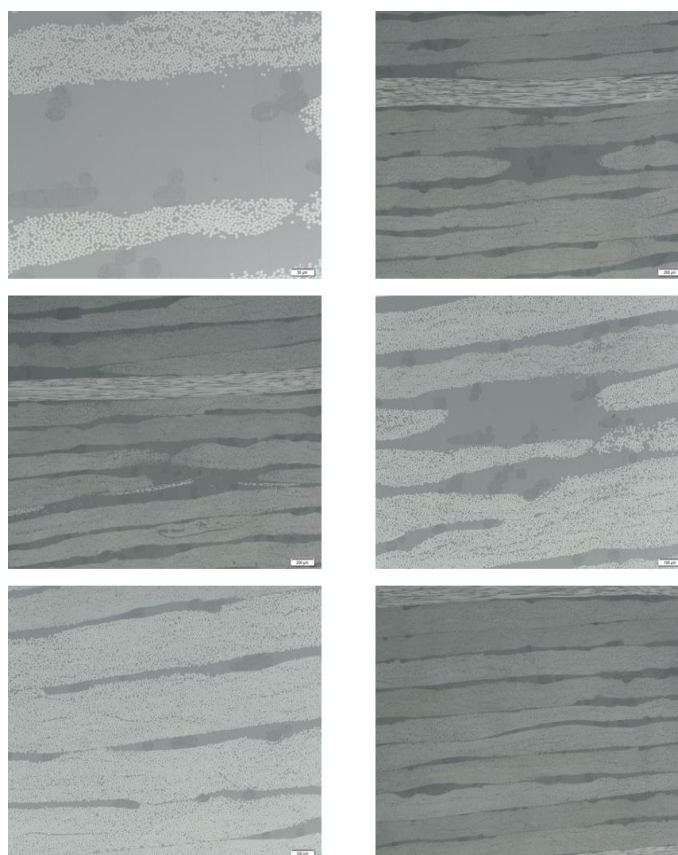


Рисунок 3.35 – Снимки с оптического микроскопа образца без наночастиц

Снимки с оптического микроскопа образца с наночастицами представлены на Рисунке 3.36.

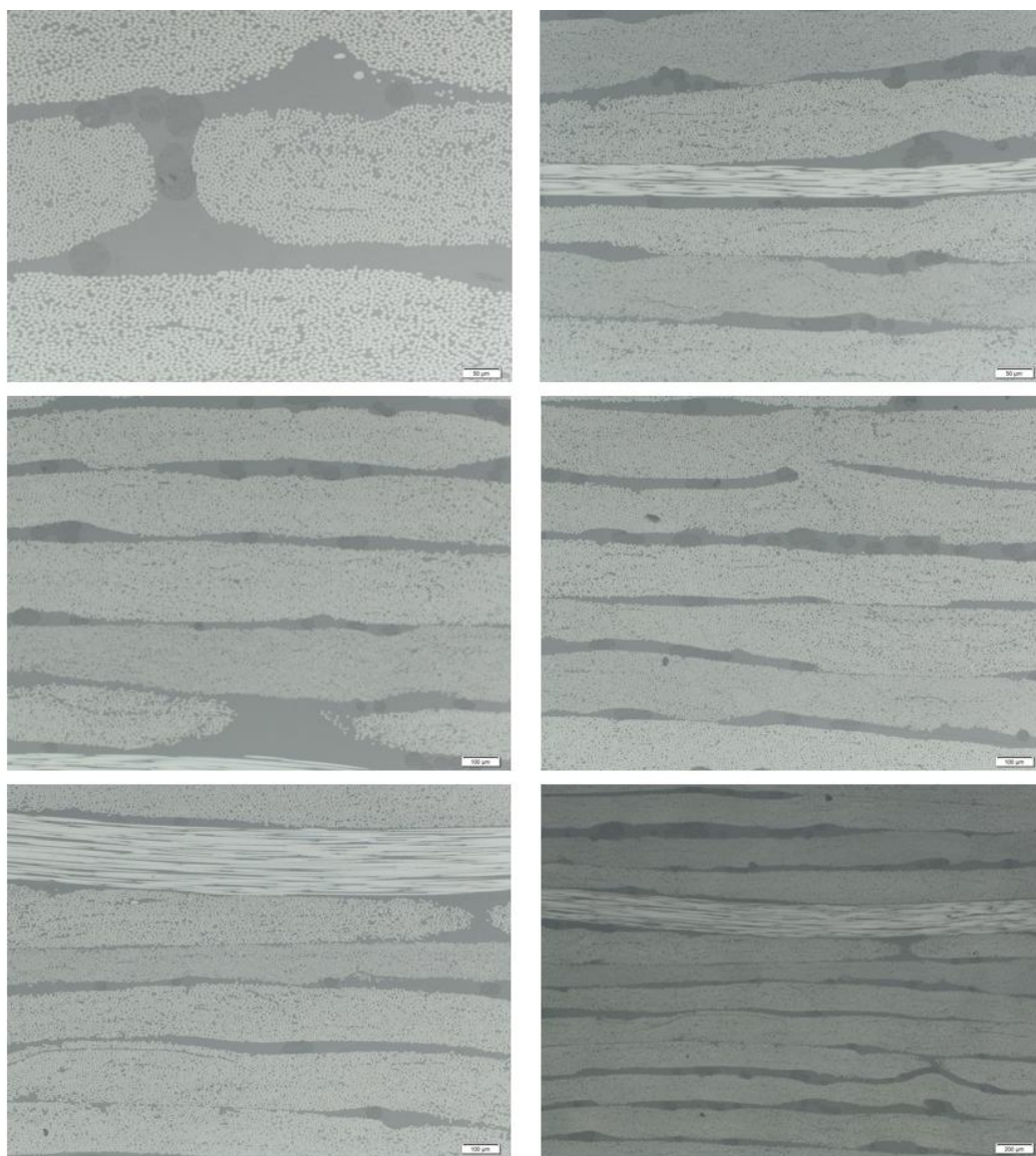


Рисунок 3.36 - Снимки с оптического микроскопа образца с наночастицами

Снимки с микроскопа показаны с разным увеличением – от 200 до 50 микрон. Черные пятна идентифицированы как сгустки матрицы. Снимки демонстрируют распределение волокон различного направления внутри матрицы, несовершенство структуры в виде таких приемлемых технологических дефектов, как отклонение волокон от оси и криволинейность, разрывы волокон на микроуровне.

3.5.1 Математический аппарат гомогенизации и теория ПЭО

Для перехода от гетерогенной микроструктуры – смола + УНТ к гомогенному эквиваленту использована концепция представительного элемента объема. Термодинамическая корректность перехода обеспечена выполнением условия макрооднородности Хилла-Манделя [129, 130], постулирующего равенство удельной работы деформации в макро- и микромасштабах:

$$\bar{\sigma} : \delta \bar{\varepsilon} = \frac{1}{V} \int_V \sigma : \delta \varepsilon dV \quad (3.12)$$

Эффективный тензор жесткости $\mathbf{C}^{eff}$ вычислен путем объемного усреднения локальных полей напряжений и деформаций, полученных при решении шести независимых краевых задач с единичными макродеформациями [118]:

$$\bar{\sigma}_{ij} = \langle \sigma_{ij} \rangle = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij}(x, y, z) dV \quad (3.13)$$

3.5.2 Периодические граничные условия

Для адекватного представления бесконечного массива материала и исключения влияния границ на гранях ПЭО наложены уравнения связей – Constraint Equations. Перемещения u_i в парных точках на противоположных гранях ячейки (x^+ и x^-) и связаны через макроскопический тензор деформаций $\bar{\varepsilon}_{ij}^0$ [127, 128]:

$$u_i(x^+) - u_i(x^-) = \bar{\varepsilon}_{ij}^0 (x_j^+ - x_j^-) \quad (3.14)$$

Численная реализация ПГУ в Abaqus осуществлена методом исключения зависимых степеней свободы узлов-дублеров, что сохраняет симметрию и положительную определенность глобальной матрицы жесткости.

3.6 Идентификация физико-механических характеристик компонентов методом решения обратной задачи

При проектировании, производстве и обеспечении прочности композитных изделий важно учитывать механические свойства используемых материалов. У полимерных композитных материалов свойства существенно отличаются от свойств отдельных компонентов. Из-за невозможности получения свойств, составляющих композитного материала экспериментальным путем, необходимо прогнозировать свойства компонентов с помощью математических моделей и численных методов.

Одним из основных подходов к прогнозированию свойств ПКМ является микромеханическое моделирование, которое позволяет учитывать особенности микроструктуры и предсказывать общие упругие свойства композита.

На Рисунке 3.37 изображен представительный элемент объема полимерного композитного материала в микромасштабе, который состоит из нескольких компонентов, в рассматриваемом случае углеродное волокно и эпоксидная матрица. Волокно является армирующей составляющей, так как оно намного прочнее и жестче полимерной матрицы. Матрица выступает связующим элементом для удержания волокон в определенной конфигурации. Справа представлен однородный сплошной материал с анизотропными свойствами.

Подход гомогенизации – математический метод для определения обобщенных упругих свойств ПКМ. Данный метод использован для расчета упругих свойств материалов, состоящих из двух или более компонентов, имеющих разные упругие свойства. При использовании подхода гомогенизации микроструктура композитного материала рассматривается как периодическая среда, которая состоит из матрицы и включений. С помощью математических соотношений, справедливых на микроуровне, определяются эффективные упругие свойства на макроуровне.

Подход гомогенизации позволяет получить аналитические формулы для определения эффективных упругих свойств композитного материала на основе

свойств компонентов и микроструктуры. Подход позволяет оптимизировать дизайн композитных материалов, прогнозировать механические свойства ПКМ и улучшать производственные процессы.

Задача заключается в том, чтобы найти упругие характеристики обобщенного материала, зная свойства поперечно-изотропного волокна и изотропной матрицы.

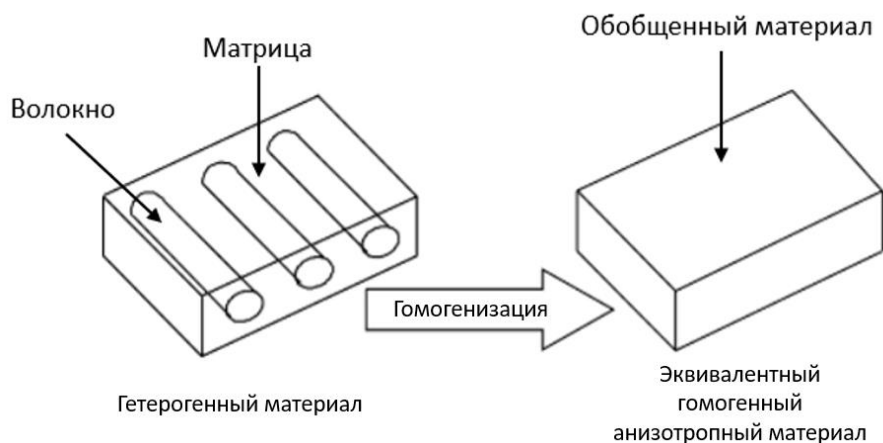


Рисунок 3.37 – Процесс гомогенизации

Для расчета гомогенизированных свойств однонаправленного слоя углепластика на основе свойств волокна и матрицы применяются формулы РММ (Periodic Microstructure Micromechanics). Микромеханический метод, который использован для определения обобщенных механических свойств периодических микроструктур, который основывается на представлении периодической микроструктуры в виде повторяющейся единичной ячейки и на анализе поведения материала в данной ячейке [141]. Основные формулы РММ включают уравнения для эффективных упругих свойств – эффективный тензор жесткости и тензор релаксации.

Для определения эффективного тензора жесткости РММ использует теорию ячеек Хасена, которая описывает поведение материала внутри повторяющейся ячейки. Эффективный тензор жесткости определяется путем усреднения тензоров жесткости материалов, образующих ячейку, в соответствии с объемными долями

ПКМ [141]. Эффективный тензор релаксации в РММ определяется путем анализа релаксации напряжений в материале при малых деформациях. Тензор релаксации связывает временную зависимость деформаций в материале с временной зависимостью напряжений [140].

Получаемые с помощью формул РММ [141] характеристики являются предсказанными гомогенизированными свойствами однонаправленного слоя углепластика на основе свойств волокна и матрицы.

Предполагается, что в результате эксперимента известны параметры:

$$E_{1(\text{exp})}, E_{2(\text{exp})}, \nu_{12(\text{exp})}, \nu_{23(\text{exp})}, G_{12(\text{exp})} \quad (3.15)$$

Объемная доля волокна V_f задана и не является искомым параметром.

Выбору подлежат следующие параметры: $E_A, E_T, E_m, G_A, G_T, \nu_A, \nu_T, \nu_m$.

Множества допустимых значений заданы отрезками.

В качестве целевой функции задачи использовано

$$\begin{aligned} \Sigma = & \lambda_1 \left(\frac{E_{1(\text{calc})} - E_{1(\text{exp})}}{E_{1(\text{exp})}} \right)^2 + \lambda_2 \left(\frac{E_{2(\text{calc})} - E_{2(\text{exp})}}{E_{2(\text{exp})}} \right)^2 + \lambda_3 \left(\frac{\nu_{12(\text{calc})} - \nu_{12(\text{exp})}}{\nu_{12(\text{exp})}} \right)^2 + \\ & + \lambda_4 \left(\frac{\nu_{23(\text{calc})} - \nu_{23(\text{exp})}}{\nu_{23(\text{exp})}} \right)^2 + \lambda_5 \left(\frac{G_{12(\text{calc})} - G_{12(\text{exp})}}{G_{12(\text{exp})}} \right)^2, \end{aligned} \quad (3.16)$$

характеризующая суммарное отклонение упругих характеристик слоя ПКМ $E_{1(\text{calc})}, E_{2(\text{calc})}, \nu_{12(\text{calc})}, \nu_{23(\text{calc})}, G_{12(\text{calc})}$, полученных расчетным путем от экспериментальных данных. Здесь $\lambda_1, \dots, \lambda_5$ – весовые коэффициенты, учитывающие важность учета каждого слагаемого и размерности входящих величин.

Требуется найти параметры $E_A, E_T, E_m, G_A, G_T, \nu_A, \nu_T, \nu_m$ сформированной модели материала, чтобы характеристики $E_1, E_2, \nu_{12}, \nu_{23}, G_{12}$ наилучшим образом совпадали с результатами эксперимента, т.е. достигалось минимальное значение целевой функции на заданном параллелепипедном множестве допустимых решений.

Для решения задачи использованы самоорганизующиеся миграционные алгоритмы глобальной оптимизации, относящиеся к группе эволюционных метаэвристических методов [118, 141-145].

Самоорганизующийся миграционный алгоритм (Self-Organizing Migrating Algorithm – SOMA) [142] классифицирован, как эволюционный алгоритм оптимизации, основанный на самоорганизующемся поведении групп индивидов в социальном окружении. При решении задачи используются конечные наборы возможных решений, называемые популяциями, где x^j – индивид с номером j , NP – размер популяции. Самоорганизующийся миграционный алгоритм имитирует эволюцию начальной популяции и представляет собой итерационный процесс, исследующий множество допустимых решений. Изначально популяция создается из индивидов со случайно сгенерированными координатами x_i из промежутка $[x_{i\min}, x_{i\max}]$ с помощью равномерного закона распределения. Далее начинаются миграционные циклы. Перед каждым циклом выявляется лидер – индивид с наилучшим значением целевой функции. В данных циклах все индивиды последовательно двигаются к лидеру по соединяющей прямой, также продвигаясь за пределы лидера на некоторое расстояние вдоль той же прямой. Но лидер остается неподвижным. Затем выбирается та позиция индивида, которой соответствует наилучшее значение целевой функции, полученное в процессе поиска, и позиция записывается в следующую популяцию. Алгоритм продолжается до того момента, пока разность значений целевой функции, соответствующих лидеру и худшему индивиду популяции, не станет меньше заранее заданного значения, или пока не реализуется максимальное число миграционных циклов.

При разработке модифицированного самоорганизующегося миграционного алгоритма оптимизации (MSOMA) использована базовая версия алгоритма SOMA [118, 142, 144, 145]. Модификации заключаются в выделении среди индивидов, образующих популяцию, трех лидеров. Для каждого из членов популяции генерируются два клона с той же позицией. Тем самым порождаются три

популяции, каждая из которых реализует миграционный цикл относительно своего лидера. Для всех членов популяции находятся наилучшие положения, достигнутые в течение цикла. В процессе поиска популяция регулярно обновляется за счет новых индивидов, генерируемых на множестве допустимых решений. Подобные индивиды замещают выбывающих индивидов с наихудшими значениями целевой функции. После выполнения условий окончания производится уточняющий поиск – миграционный цикл, в котором участвуют три оставшихся лидера популяции. В качестве решения предъявляется наилучший результат.

Для подсчета величины целевой функции предлагается использовать алгоритм, в котором использованы следующие обозначения:

- V_f – заданная объемная доля волокна;
- $E_{1(\text{exp})}, E_{2(\text{exp})}, \nu_{12(\text{exp})}, \nu_{23(\text{exp})}, G_{12(\text{exp})}$ – известные данные из эксперимента;
- $E_A, E_T, E_m, G_A, G_T, \nu_A, \nu_T, \nu_m$ – изменяемые параметры;
- $E_1, E_2, \nu_{12}, \nu_{23}, G_{12}$ – выходные параметры.

где:

m – свойства матрицы;

f – свойства волокна;

A – осевой (Axial);

T – поперечный (Transversal).

Вычисление целевой функции производится по следующему алгоритму:

Шаг 1. Вычисление констант матрицы:

$$\lambda_m = \frac{E_m \nu_m}{(1 + \nu_m)(1 - 2\nu_m)} - \text{коэффициент Ламе};$$

$$\mu_m = G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \quad (3.17)$$

Шаг 2. Вычисление коэффициентов (коэффициенты S_3, S_6, S_7 учитывают геометрию микроструктуры, включая геометрию армирующих элементов и геометрическое расположение включений в пространстве). Используются формулы для цилиндрических волокон:

$$\begin{aligned}
s_3 &= 0.49247 - 0.47603V_f - 0.02748V_f^2; \\
s_6 &= 0.36844 - 0.14944V_f - 0.27152V_f^2 \\
s_7 &= 0.12346 - 0.32035V_f + 0.23517V_f^2.
\end{aligned} \tag{3.18}$$

Шаг 3. Вычисление коэффициентов C'_{ij} в тензоре жесткости поперечно-изотропного материала:

$$C' = \begin{pmatrix} C'_{11} & C'_{12} & C'_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C'_{12} & C'_{22} & C'_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C'_{13} & C'_{23} & C'_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C'_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C'_{66} \end{pmatrix} \tag{3.19}$$

3.1.

$$\Delta = \frac{1 - 2\nu_A^2 E_T / E_A - 2\nu_T^2 - 2\nu_A^2 \nu_T E_T / E_A}{E_A E_T^2} \tag{3.20}$$

3.2.

$$C'_{11} = \frac{1 - \nu_T^2}{E_T^2 \Delta} \tag{3.21}$$

3.3.

$$C'_{22} = C'_{33} = \frac{1 - \nu_A^2 E_T / E_A}{E_A E_T \Delta} \tag{3.22}$$

3.4.

$$C'_{12} = C'_{13} = \frac{\nu_A E_T / E_A + \nu_A \nu_T E_T / E_A}{E_T^2 \Delta} \tag{3.23}$$

3.5.

$$C'_{23} = \frac{\nu_T + \nu_A^2 E_T / E_A}{E_A E_T \Delta} \tag{3.24}$$

3.6.

$$C'_{44} = G_T = \frac{E_T}{2(1 + \nu_T)} = (C'_{22} - C'_{23}) / 2 \quad (3.25)$$

3.7.

$$C'_{55} = C'_{66} = G_A \quad (3.26)$$

Шаг 4. Вычислить коэффициенты $a_1, \dots, a_4$ для упрощенной записи компонент тензора жесткости:

4.1.

$$a_1 = 4\mu_m^2 - 2\mu_m C'_{33} + 6\lambda_m \mu_m - 2C'_{11} \mu_m - 2\mu_m C'_{23} + C'_{23} C'_{11} + \\ + 4\lambda_m C'_{12} - 2C'^2_{12} - \lambda_m C'_{33} - 2C'_{11} \lambda_m + C'_{11} C'_{33} - \lambda_m C'_{23}; \quad (3.27)$$

4.2.

$$a_2 = 8\mu_m^3 - \mu_m^2 C'_{33} + 12\mu_m^2 \lambda_m - 4\mu_m^2 C'_{11} - 2\mu_m C'^2_{23} + \\ + 4\mu_m \lambda_m C'_{23} + 4\mu_m C'_{11} C'_{33} - 8\mu_m \lambda_m C'_{33} - 4\mu_m C'^2_{12} + \\ + 2\mu_m C'^2_{33} - 4\mu_m C'_{11} \lambda_m + 8\mu_m \lambda_m C'_{12} + 2\lambda_m C'_{11} C'_{33} + \\ + 4C'_{12} C'_{23} \lambda_m - 4\lambda_m C'_{12} C'_{33} - 2\lambda_m C'_{11} C'_{23} - 2C'_{23} C'^2_{12} + \\ + C'^2_{23} C'_{11} + 2C'_{33} C'^2_{12} - C'_{11} C'^2_{33} + \lambda_m C'^2_{33} - \lambda_m C'^2_{23}; \quad (3.28)$$

4.3.

$$a_3 = \frac{4\mu_m^2 + 4\lambda_m \mu_m - 2C'_{11} \mu_m - 2\mu_m C'_{33} - C'_{11} \lambda_m - \lambda_m C'_{33}}{a_2} - \\ - \frac{C'^2_{12} + C'_{11} C'_{33} + 2\lambda_m C'_{12}}{a_2} - \frac{s_3 - \frac{s_6}{2 - 2\nu_m}}{\mu_m}; \quad (3.29)$$

4.4.

$$a_4 = -\frac{-2\mu_m C'_{23} + 2\lambda_m \mu_m - \lambda_m C'_{23} - C'_{11} \lambda_m}{a_2} - \\ - \frac{C'^2_{12} + 2\lambda_m C'_{12} + C'_{11} C'_{23}}{a_2} + \frac{s_7}{\mu_m (2 - 2\nu_m)}. \quad (3.30)$$

Шаг 5. Вычисление компонент тензора жесткости C^* для композита с цилиндрическими волокнами и объемной долей волокон V_f (использован метод разложения Фурье):

$$C^* = \begin{pmatrix} C_{11}^* & C_{12}^* & C_{13}^* & 0 & 0 & 0 \\ C_{12}^* & C_{22}^* & C_{23}^* & 0 & 0 & 0 \\ C_{13}^* & C_{23}^* & C_{33}^* & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44}^* & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55}^* & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66}^* \end{pmatrix} \quad (3.31)$$

5.1.

$$A = \left(\frac{(2\mu_m + 2\lambda_m - C'_{33} - C'_{23})(a_3^2 - a_4^2)}{a_1} + \frac{2(a_4 - a_3)(\lambda_m - C'_{12})^2}{a_1^2} \right)^{-1} \quad (3.32)$$

5.2.

$$C_{11}^* = \lambda_m + 2\mu_m - V_f(-a_4^2 + a_3^2) \times \\ \times \left(-\frac{(2\mu_m + 2\lambda_m - C'_{33} - C'_{23})(a_4^2 - a_3^2)}{a_1} + \frac{2(a_4 - a_3)(\lambda_m - C'_{12})^2}{a_1^2} \right)^{-1} \quad (3.33)$$

5.3.

$$C_{12}^* = \lambda_m + V_f \left(\frac{(\lambda_m - C'_{12})(a_4 - a_3)}{a_1} \right) A \quad (3.34)$$

5.4.

$$C_{22}^* = \lambda_m + 2\mu_m - V_f \left(\frac{(2\mu_m + 2\lambda_m - C'_{33} - C'_{23})a_3}{a_1} + \frac{(\lambda_m - C'_{12})^2}{a_1^2} \right) A \quad (3.35)$$

5.5.

$$C_{23}^* = \lambda_m + V_f \left(\frac{(2\mu_m + 2\lambda_m - C'_{33} - C'_{23})a_4}{a_1} + \frac{(\lambda_m - C'_{12})^2}{a_1^2} \right) A \quad (3.36)$$

5.6.

$$C_{44}^* = \mu_m - V_f \left(\frac{2}{2\mu_m - C'_{22} + C'_{23}} - \left(2s_3 - \frac{4s_7}{2 - 2\nu_m} \right) \mu_m^{-1} \right)^{-1} \quad (3.37)$$

5.7.

$$C_{66}^* = \mu_m - V_f \left((\mu_m - C'_{66})^{-1} - \frac{s_3}{\mu_m} \right)^{-1} \quad (3.38)$$

Шаг 6. Вычисление элементов матрицы:

$$C = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{pmatrix} \quad (3.39)$$

6.1.

$$C_{11} = C_{11}^* \quad (3.40)$$

6.2.

$$C_{12} = C_{13} = C_{12}^* \quad (3.41)$$

6.3.

$$C_{22} = C_{33} = \frac{3}{4}C_{22}^* + \frac{1}{4}C_{23}^* + \frac{1}{4}C_{44}^* \quad (3.42)$$

6.4.

$$C_{23} = \frac{1}{4}C_{22}^* + \frac{3}{4}C_{23}^* - \frac{1}{4}C_{44}^* \quad (3.43)$$

6.5.

$$C_{44} = C_{44}^* = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) \quad (3.44)$$

6.6.

$$C_{55} = C_{66} = C_{66}^* \quad (3.45)$$

Шаг 7. Нахождение обратной матрицы вида:

$$S = C^{-1} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \quad (3.46)$$

(далее используются значения $S_{11}, S_{12}, S_{22}, S_{23}, S_{44}, S_{55}$).

Шаг 8. Вычисление выходных параметров:

8.1.

$$E_{1(calc)} = 1 / S_{11} \quad (3.47)$$

8.2.

$$E_{2(calc)} = E_{3(calc)} = 1 / S_{22} \quad (3.48)$$

8.3.

$$\nu_{12(calc)} = \nu_{13(calc)} = -S_{12} / S_{11} \quad (3.49)$$

8.4.

$$\nu_{23(calc)} = -S_{23} / S_{22} \quad (3.50)$$

8.5.

$$G_{12(calc)} = G_{13(calc)} = 1 / S_{55} \quad (3.51)$$

8.6.

$$G_{23(calc)} = \frac{E_2}{2(1 + \nu_{23})} = 1 / S_{44} \quad (3.52)$$

Шаг 9. Вычисление значения целевой функции:

$$\begin{aligned} \Sigma = & \lambda_1 \left(\frac{E_{1(calc)} - E_{1(exp)}}{E_{1(exp)}} \right)^2 + \lambda_2 \left(\frac{E_{2(calc)} - E_{2(exp)}}{E_{2(exp)}} \right)^2 + \lambda_3 \left(\frac{\nu_{12(calc)} - \nu_{12(exp)}}{\nu_{12(exp)}} \right)^2 + \\ & + \lambda_4 \left(\frac{\nu_{23(calc)} - \nu_{23(exp)}}{\nu_{23(exp)}} \right)^2 + \lambda_5 \left(\frac{G_{12(calc)} - G_{12(exp)}}{G_{12(exp)}} \right)^2. \end{aligned} \quad (3.53)$$

В рамках решения прикладной задачи предполагается, что известны следующие параметры:

$$E_{1(exp)}, E_{2(exp)}, \nu_{12(exp)}, \nu_{23(exp)}, G_{12(exp)} \quad (3.54)$$

и объемная доля волокна V_f (Таблица 4.5).

Ограничения на искомые переменные (параметры) заданы в виде отрезков изменения возможных значений:

$$— E_A \in [200000, 600000] \text{ МПа};$$

$$— E_T \in [8000, 30000] \text{ МПа};$$

- $G_A \in [5000, 90000]$ МПа;
- $\nu_A \in [0,15; 0,4]$;
- $\nu_T \in [0,2; 0,4]$;
- $E_m \in [3000, 10000]$ МПа;
- $\nu_m \in [0,2; 0,4]$.

Алгоритм SOMA рассматривается в условиях, когда все слагаемые целевой функции имеют одинаковую значимость, т.е. $\lambda_1 = \dots = \lambda_5 = 1$. Параметры, влияющие на значение целевой функции, имеют различный масштаб, с целью приведения все в одну систему применена процедура нормализации. Предполагается, что все независимые переменные $x_i^{norm}, i = 1, \dots, n$, преобразуются и принимают значения в универсальном интервале $[0,1]$. Данный подход обеспечивает сопоставимость параметров и повышает устойчивость работы миграционного поиска. Сам процесс оптимизации осуществлен в многомерном параллелепипеде допустимых решений, размерность которого определяется числом независимых переменных задачи. При вычислении значения целевой функции выполнено обратное преобразование переменных к исходным масштабам, что обеспечивает корректность оценки решений.

В модифицированной версии алгоритма MSOMA дополнительно исследована стратегия повышения эффективности поиска за счёт использования накопленной информации. Лучшая особь, полученная в результате предыдущего запуска алгоритмов SOMA или MSOMA, добавляется в начальную популяцию для следующего запуска, а значение коэффициента $\lambda_6 = 0,01$ на пяти последовательных итерациях каждый раз уменьшается в 3 раза. Такой подход позволяет ускорить сходимость и повысить вероятность нахождения глобального оптимума, алгоритм стартует из более перспективной области пространства решений.

Приведенные подходы реализованы и протестированы в рамках исследуемой задачи. Далее приведены исходные характеристики ПКМ, полученные экспериментальным путем (Таблица 3.20), и результаты работы алгоритмов SOMA (Таблица 3.21) и MSOMA (Таблица 3.22).

Таблица 3.20 – Известные параметры

Экспериментальные значения параметров					Объемная доля волокна
E_1 , МПа	E_2 , МПа	ν_{12}	ν_{23}	G_{12} , МПа	V_f
143000	7950	0,335	0,0248	3260	0,558

Таблица 3.21 – Результаты, полученные при помощи алгоритма SOMA

Свойства волокна					Свойства матрицы	
E_A , МПа	E_T , МПа	G_A , МПа	ν_A	ν_T	E_m , МПа	ν_m
230370	8000	5000	0,18	0,293	8512	0,2

Таблица 3.22 – Результаты, полученные при помощи алгоритма MSOMA

Свойства волокна					Свойства матрицы	
E_A , МПа	E_T , МПа	G_A , МПа	ν_A	ν_T	E_m , МПа	ν_m
247269	8000	5000	0, 18	0, 293	8512	0,2

Выполненные исследования позволяют сделать заключение о том, что получение упругих свойств отдельных компонентов ПКМ позволило решить проблему моделирования материала в микромасштабе, что позволяет учитывать особенности микроструктуры ПКМ и предсказывать общие упругие свойства композитов.

Знание упругих свойств отдельных компонентов важно для эффективного выбора компонентов ПКМ при проектировании и производстве композитных изделий.

Упругие свойства отдельных компонентов возможно использовать для определения наилучших условий изготовления композита и для контроля качества при производстве композитных изделий.

Получение таких параметров, как $E_A, E_T, G_A, G_T, \nu_A, \nu_T$, на данном этапе развития научно-технического прогресса невозможно. Предложенная методика математического моделирования и параметрической оптимизации с помощью миграционных метаэвристических алгоритмов позволяет прогнозировать характеристики композитного материала с приемлемой точностью.

3.7 Численный метод моделирования представительного элемента объема полимерного композитного материала с модифицированной матрицей

Настоящая подглава посвящена разработке и научному обоснованию численного метода микромеханического моделирования представительного элементарного объема трехфазной композиционной системы, включающей полимерную матрицу, модифицированную одностенными углеродными нанотрубками, и армирующее волокно. В рамках представленного подхода реализован многомасштабный алгоритм гомогенизации, позволяющий последовательно определить эффективные упругие характеристики модифицированного связующего и итогового композита с учетом геометрических параметров нанонаполнителя и условий межфазного взаимодействия. Предложенная математическая модель, реализованная с применением метода конечных элементов, служит инструментом для предиктивного анализа влияния микроструктурных факторов на макроскопические физико-механические свойства разрабатываемого материала.

3.7.1 Микромеханическое моделирование и верификация моделей элементарных ячеек

Для корректной постановки микромеханической задачи и генерации расчетной модели элементарной ячейки [151, 152] первостепенной задачей являлось определение фактического объемного содержания армирующего наполнителя и пористости. В рамках данного исследования применены два независимых метода: метод химического травления материала серной кислотой и метод оптического анализа снимков сканирующей электронной микроскопии [148]. Метод химического травления материала серной кислотой для образцов композиционного материала, модифицированного одностенными углеродными нанотрубками фирмы Tuball марки Matrix 201.

Эксперимент в Главе 3 по химическому травлению проведен на стандартизированных образцах, что позволило получить интегральную оценку объемной доли волокна в материале

Для уточнения локальной морфологии и распределения фаз проведен анализ поперечных шлифов композита с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) [153] (Рисунок 3.38).

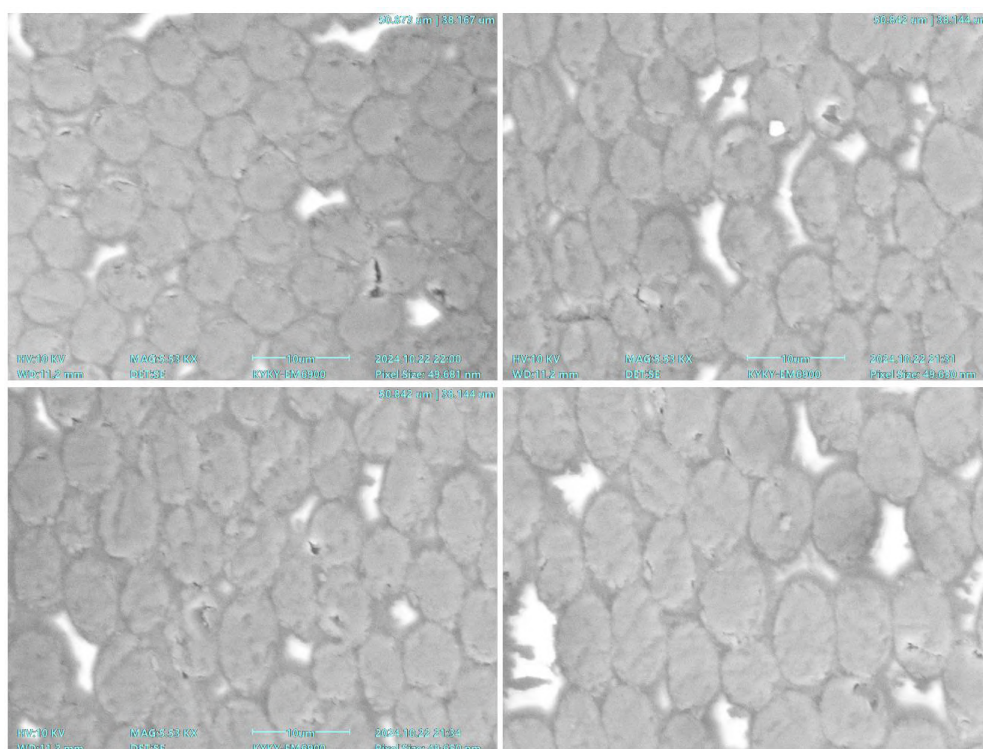


Рисунок 3.38 – Поперечный шлиф наномодифицированного композита с использованием сканирующего электронного микроскопа

Анализ изображений позволил не только визуализировать реальную структуру волокон и форму пор, но и провести альтернативную оценку объемной доли наполнителя. Сопоставлены результатов двух методов. Локальная объемная доля волокна, вычисленная по микрофотографии, оказалась незначительно выше интегрального значения, полученного методом травления. Данное расхождение физически обусловлено локальной гетерогенностью материала и технологическими флуктуациями при формовании [148] (Таблица 3.23).

Таблица 3.23 – Сравнительный анализ объемной доли волокна, полученной методами травления и оптического анализа

	Образец без ОУНТ	Образец с ОУНТ	Образец без ОУНТ (СЭМ)
Объемное содержание волокна, %	53,96	56,84	56,08
Объемное содержание связующего волокна, %	45,25	42,30	42,07
Объемное содержание пор, %	0,79	0,85	1,85

С целью оценки влияния степени детализации микроструктуры на расчетные упруго-прочностные характеристики монослоя разработаны два типа конечно-элементных моделей элементарной ячейки: идеализированная обобщенная и реалистичная подробная.

Обобщенная ячейка построена на основе интегральных данных, полученных методом травления. Модель представляла массив идентичных цилиндрических волокон с референсным диаметром, равномерно распределенных в связующем. Данный подход является классическим и требует минимальных вычислительных и временных затрат на препроцессинг [154].

Подробная ячейка разработана на основе прямого картирования микроструктуры со снимка сканирующей электронной микроскопии. Процесс геометрического моделирования включал ручную векторизацию контуров реальных волокон и пор, что позволило в точности воспроизвести уникальный рисунок локального распределения фаз. Для корректной постановки задачи гомогенизации элементарная ячейка должна удовлетворять периодическим граничным условиям [155], что требует геометрической идентичности противоположных граней модели.

Произвольно выбранный участок микрофотографии не обладает трансляционной симметрией, вокруг векторизованного ядра ячейки введена специальная компенсационная генеративная зона. В пределах исследуемой зоны распределение волокон и пор задавалось с использованием метода статистической

генерации: координаты центров включений рассчитывались алгоритмически с учетом сохранения средней площади поперечного сечения структурных элементов, наблюдаемых на снимке. Плотность упаковки в генеративной зоне строго контролировалась для обеспечения целевой объемной доли волокна (Рисунок 3.39).

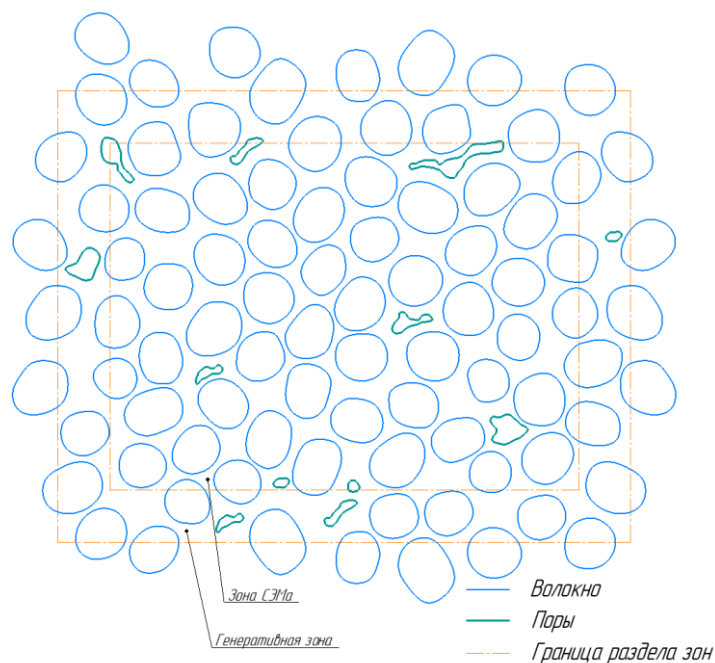


Рисунок 3.39 – Схема подробной ячейки, демонстрирующая центральную векторизованную область со снимка СЭМ и сгенерированную генеративную зону

Сформированные геометрические модели дискретизированы для последующего проведения вычислительного эксперимента в САЕ-системе [147] (Рисунок 3.40).

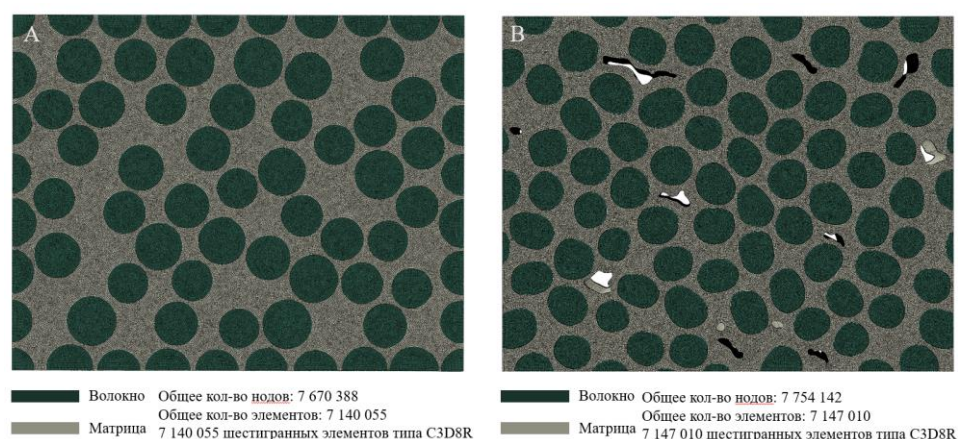


Рисунок 3.40 – Конечно-элементные модели репрезентативных элементов объема:
а) обобщенная ячейка; б) подробная ячейка

Обе конечно-элементные модели элементарной ячейки подвергнуты кинематическому нагружению в рамках процедуры вычислительной гомогенизации для определения эффективных механических характеристик монослоя [146] (Таблица 3.24).

Таблица 3.24 – Сравнительный анализ объемной доли волокна, полученной методами травления и оптического анализа

	T26- ACM180BE	Обобщенная ячейка	Подробная ячейка
Продольный модуль упругости при растяжении, ГПа	143	131	143
Продольный модуль упругости при сжатии, ГПа	135	126	132
Поперечный модуль упругости при растяжении, ГПа	7,95	6,3	7,3
Поперечный модуль упругости при сжатии, ГПа	8,2	7,4	8,5
Продольная прочность при растяжении, МПа	2320	2150	2390
Поперечная прочность при растяжении, МПа	48	43	51
Модуль упругости при сдвиге, ГПа	3,26	3,4	3,8
Продольная прочность при сдвиге, МПа	85	78	88
Коэффициент Пуассона	0,335	0,28	0,31

Сравнительный анализ показал, что расхождение расчетных характеристик между обобщенной и подробной ячейками незначительно и обусловлено наличием структурных различий. При сопоставлении результатов численного моделирования с экспериментальными данными отклонение для обеих моделей в пределах инженерной погрешности. Полученный уровень погрешности свидетельствует о высокой степени достоверности разработанных моделей и успешной валидации применяемых методов микромеханического расчета [147, 148].

3.8 Заключение по Главе 3

Экспериментально подтверждена эффективность применения одностенных углеродных нанотрубок марки Tuball Matrix 201 в составе слоистых углепластиков, изготовленных по авиационным технологиям. Показано, что наномодификация матрицы не привела к существенному изменению статической прочности при растяжении, но радикально изменила характер накопления повреждений при циклическом нагружении.

Установлен количественный эффект повышения усталостной долговечности. В условиях многоциклового усталости при уровне нагружения $R = 0,05$ образцы-свидетели с наномодифицированной матрицей показали рост ресурса на 42,4 % по сравнению с базовым составом. Полученные результаты доказывают потенциал ОУНТ как средства обеспечения долговечности элементов первичной конструкции – стенок лонжеронов. Выявлен механизм подавления трансверсального растрескивания. С помощью методов рентгеновской компьютерной томографии зафиксировано снижение темпов роста плотности микротрещин в слоях 90° . Продемонстрирован эффект «мостикообразования» наномодифицированной матрицы, который замедляет коалесценцию микродефектов в магистральные трещины и расслоения. Сформирован массив экспериментальных данных – макроотклик, включающий кривые усталости и деградации жесткости. Полученные данные обусловлены необходимостью для реализации финального

этапа исследования — верификации расчетного метода иерархического моделирования. В Таблице 3.25 приведены основные сравнительные результаты экспериментальных работ.

Таблица 3.25 – Основные сравнительные результаты

Характеристика	ПКМ без ОУНТ	ПКМ с ОУНТ (0,05% массы)	Разница
Плотность ПКМ	+	-	1%
Жесткость (ASTM D3039/ГОСТ Р 57745)	-	+	4,3%
Деформация при разрушении (ASTM D3039/ГОСТ Р 57745)	+	-	6,76%
Статическая прочность (ASTM D3039/ГОСТ Р 57745)	+	-	5,3%
Усталостная прочность (60% максимальная нагрузка)	-	+	42,43%
Усталостная прочность (80% максимальная нагрузка)	-	+	15,28%

Полученные в Главе 3 экспериментальные результаты наглядно демонстрируют макроскопические преимущества применения ОУНТ для повышения ресурса авиационных конструкций.

Для внедрения данных материалов в практику проектирования ЛА недостаточно иметь лишь статистические данные испытаний образцов-свидетелей. Необходим математический аппарат, позволяющий прогнозировать поведение конструкций с учетом изменения свойств фаз на микро- и наноуровнях.

Сложность перехода к расчетному обоснованию прочности заключается в неопределенности характеристик наномодифицированной матрицы непосредственно внутри углепластика – in-situ. Как показано ранее, прямая

экстраполяция данных, полученных для модельных систем в Главе 2, некорректна из-за смены типа наночастиц – с МУНТ на ОУНТ и специфики взаимодействия наночастиц с армирующим волокном.

На основе сформированного экспериментального массива данных разработан метод идентификации свойств компонентов через решение обратной задачи. Выполнена валидация микромеханических конечно-элементных моделей с использованием базовых квалификационных характеристик материала. Использование экспериментальных кривых, полученных в Главе 3, в сочетании с иерархической системой конечно-элементных моделей и оптимизационными алгоритмами, позволяет восстановить истинные характеристики модифицированной среды. Завершающая стадия разработанного многомасштабного метода, экспериментальное определение характеристик деградации жесткости, расчетное повторение на уровне образцов свидетелей и финальный расчет усталостной прочности стенки лонжерона крыла представлены в Главе 4.

Глава 4 Численно-экспериментальное исследование живучести и усталостной прочности элементов конструкции крыла самолета

4.1 Математическая постановка задач и общие принципы моделирования

Решение задачи обеспечения прочности элементов авиационных конструкций из наномодифицированных ПКМ требует моделирования физических процессов на различных структурных уровнях. Реализован иерархический подход, при котором результаты моделирования нижнего уровня – нано/микро – Глава 2 и Глава 3 – являются входными данными для верхнего – мезо/макро. В основу всех уровней моделирования положен аппарат механики деформируемого твердого тела, реализованный в программном комплексе Abaqus/CAE.

4.1.1 Вариационная формулировка и конечно-элементная аппроксимация

В основу вычислительных алгоритмов положен переход от дифференциальных уравнений равновесия к вариационной слабой форме. Согласно принципу виртуальных работ [127], для произвольного объема V с поверхностью S уравнение равновесия в текущей конфигурации записан через тензор истинных напряжений Коши σ :

$$\int_V \sigma : \delta \mathbf{D} dV = \int_S \mathbf{t} \cdot \delta \mathbf{v} dS + \int_V \mathbf{f} \cdot \delta \mathbf{v} dV, \quad (4.1)$$

где

$\delta \mathbf{v}$ – поле виртуальных скоростей;

$\delta \mathbf{D}$ – виртуальная скорость деформации;

$\mathbf{t}$ и $\mathbf{f}$ – векторы поверхностных и объемных сил.

Переход к дискретной конечно-элементной модели осуществлен путем пространственной интерполяции перемещений внутри элементов через узловые значения $\mathbf{u}^N$ с помощью функций формы $\mathbf{N}$:

$$\mathbf{u} = \mathbf{N} \mathbf{u}^N \quad (4.2)$$

Для моделирования полимерной матрицы использованы изопараметрические 8-узловые гексаэдрические элементы с неполным интегрированием (C3D8R). Локальная матрица жесткости элемента $[k_e]$ вычислена через матрицу градиентов $\mathbf{B}$ и тензор модулей упругости $\mathbf{H}$ [118, 127]:

$$[k_e] = \int_{V_0} \mathbf{B}^T \mathbf{H} \mathbf{B} dV_0 \quad (4.3)$$

Ансамблем локальных матриц сформирована разрешающая система линейных алгебраических уравнений:

$$[\mathbf{K}]\{\mathbf{U}\} = \{\mathbf{F}\} \quad (4.4)$$

4.1.2 Логическая постановка многомасштабного моделирования и верификации метода обеспечения прочности

Логическая взаимосвязь между приведенными выше математическими моделями и этапами обеспечения прочности на различных масштабных уровнях представлена на блок-схеме (Рисунок 4.1). Предложенный метод реализует иерархическую цепочку передачи свойств: от определения влияния морфологии УНТ на жесткость полимера – наномеханика (Глава 2) через гомогенизацию представительного элемента объема – микромеханика (Глава 3) к расчету напряженно-деформированного состояния и оценке ресурса стенки лонжерона – макромеханика (Глава 4). Ключевым звеном является процедура идентификации свойств фаз, обеспечивающая точность параметров, передаваемых между масштабными уровнями (Глава 3).

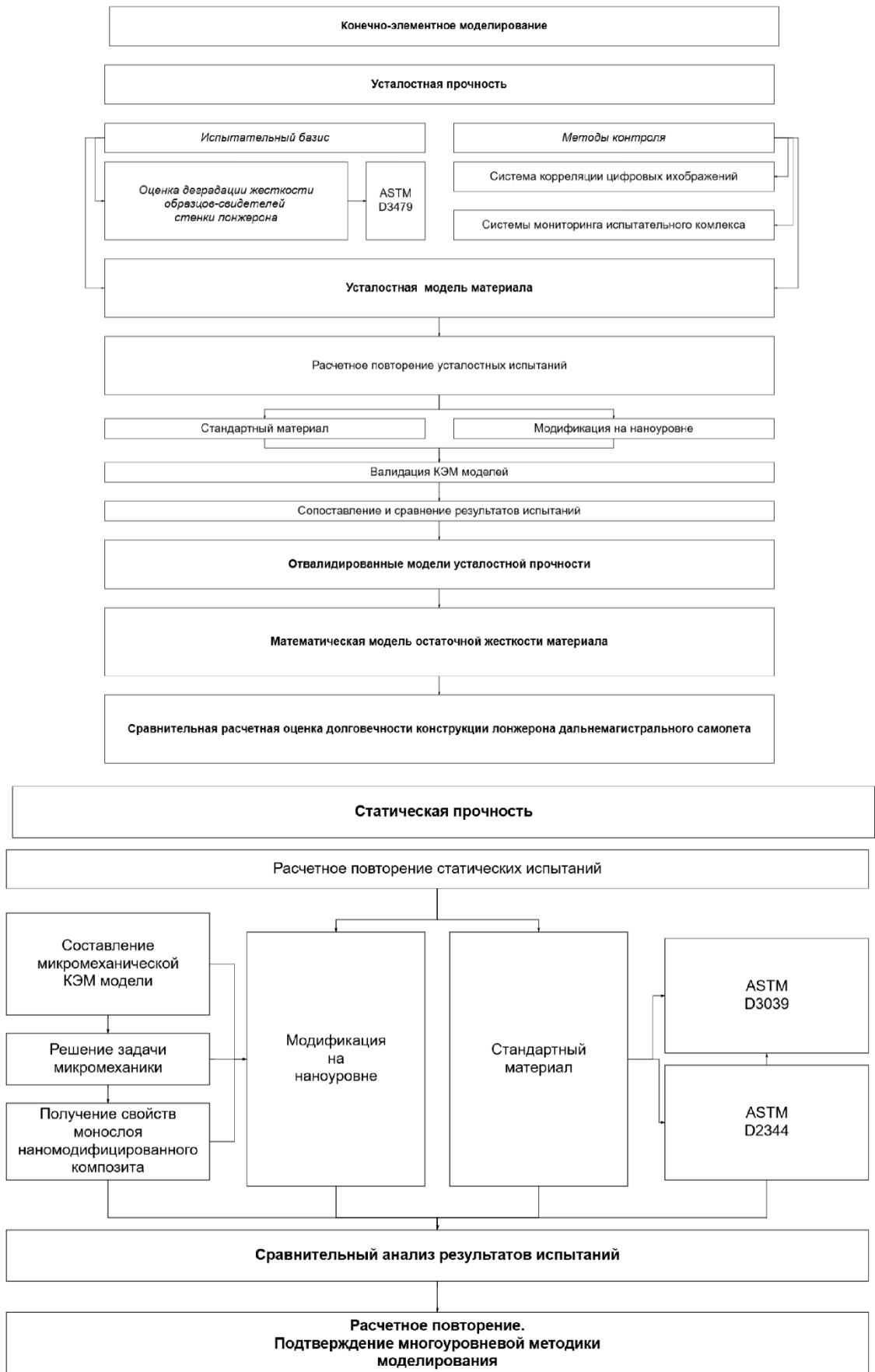


Рисунок 4.1 – Блок-схема численно-экспериментального исследования живучести и усталостной прочности элементов конструкции крыла самолета

4.2 Расчетное повторение статических испытаний

Для корректного переноса физико-механических характеристик наноуровня на уровень монослоя проведен комплекс натурных испытаний чистого эпоксидного связующего, модифицированного углеродными нанотрубками. На основе массива экспериментальных данных, сформированного в Главе 2, достоверно проанализировано поведение модифицированной фазы связующего при различных видах напряженно-деформированного состояния (Рисунок 4.2): [156, 157].

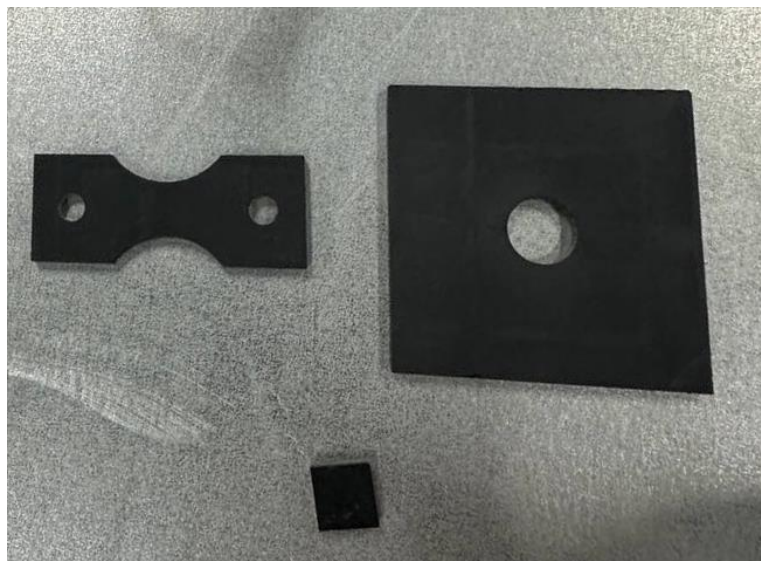


Рисунок 4.2 – Элементарные образцы чистого связующего модифицированного на наноуровне

Экспериментально определенные константы матрицы, модифицированной углеродными нанотрубками, интегрированы в обобщенную микромеханическую САЕ-модель, верифицированную на предыдущем этапе исследования [148, 150]. В результате замены характеристик базового связующего на свойства наномодифицированного материала выполнен перерасчет элементарной ячейки. Коррекции подвержена общая структура, ввиду изменения объемной доли, но данные изменения незначительны. В результате процедуры вычислительной гомогенизации [147] получен полный тензор эффективных упругих и прочностных

характеристик ортотропного монослоя, необходимый для проведения последующего макроуровневого анализа.

На завершающем этапе работы осуществлен переход от уровня монослоя к макроуровню моделированию реальной композитной структуры. На базе полученных гомогенизированных свойств монослоя разработана макроскопическая САЕ-модель образцов-свидетелей композиционного материала, имитирующих стенку лонжерона (Рисунки 4.3 и 4.4) с заданным конструктивным пакетом армирования представленном в Главе 3.

Численное моделирование выполнено в Abaqus/Explicit с применением пользовательской подпрограммы VUMAT, разработанной для представления нелинейного отклика композита в условиях сложного напряжённно-деформированного состояния. В её основе лежит оригинальный гибридный критерий разрушения, объединяющий деформационный и напряжённный подходы, чем обеспечено более точное прогнозирование инициации и развития повреждений по сравнению с классическими моделями.

Подпрограмма позволяет корректно учитывать анизотропию материала на уровне конечных элементов и воспроизводить эволюцию повреждений при динамическом и многокомпонентном нагружении, характерном для авиационных конструкций.

Предложенная методология, объединившая послойное моделирование, межслоевое когезионное взаимодействие и пользовательский критерий разрушения, обеспечила комплексное описание внутри- и межслоевого поведения композита с учетом процессов расслоения. Учет механизмов деламации признан критически важным для наномодифицированных систем вследствие существенного влияния углеродных нанотрубок на межфазную адгезию.

Данная расчётная стратегия формирует основу для последующего детального геометрического представления моделей, граничных условий, свойств материалов и критериев разрушения, представленных в следующих подразделах.

За валидационный базис принят спектр испытаний по стандартам ASTM D2344/ГОСТ Р 57745 и ASTM D3039/ГОСТ Р 56785.

Образец на растяжение ASTM D3039/ГОСТ Р 56785 смоделирован послойно, аналогично модели изгиба. Зоны захватов выделены отдельно и связаны с Reference Points через многоточечные связи типа RBE2. К данным точкам приложены граничные условия: заданное перемещение с одной стороны и жёсткая заделка – с другой. Именно с референсных точек снимаются реакции и кинематические данные для последующего анализа.

Модель построена на элементах типа C3D8R. Общее число узлов – 407 932, элементов – 195 007 (Рисунок 4.3).

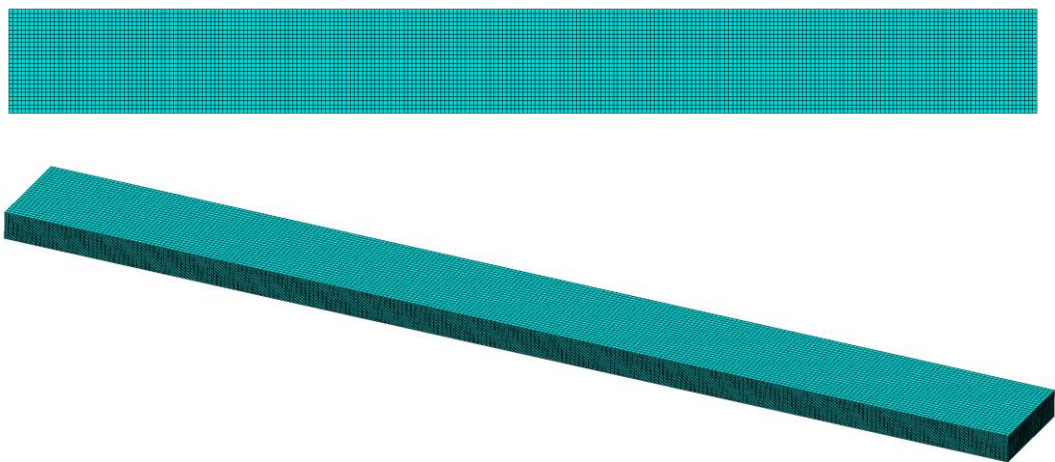


Рисунок 4.3 – Макроскопическая CAE-модель элементарного образца для виртуальных испытаний на сдвиг (ASTM D3039/ГОСТ Р 56785)

Образец испытания на изгиб по стандарту ASTM D2344/ГОСТ Р 57745 с использованием послойного подхода: каждый слой композитного пакета задан отдельно с учётом реальной схемы укладки волокон. Межслойное взаимодействие представлено когезионным контактом с критериями разрушения. Нагружение реализовано через заданное перемещение верхнего опорного цилиндра, тогда как два нижних цилиндра полностью закреплены во всех степенях свободы. Силовые реакции, снимаемые с нижних опор, использованы для последующего сравнительного анализа и расчёта прочностных характеристик.

Модель построена на элементах типа C3D8R с редуцированной интеграцией. Общее число узлов – 156 209, конечных элементов – 76 134 (Рисунок 4.4).

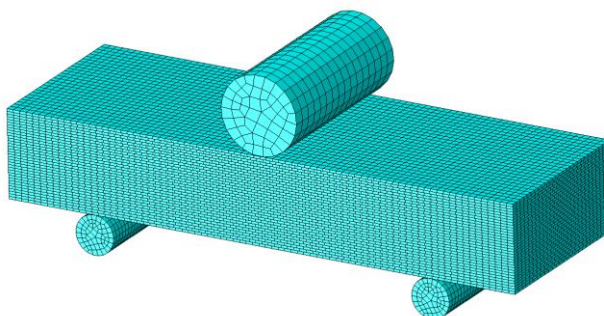


Рисунок 4.4 – Макроскопическая CAE-модель элементарного образца для виртуальных испытаний на растяжение (ASTM D2344/ГОСТ Р 57745)

Параллельно с вычислительным экспериментом проведены натурные физические испытания полноразмерных образцов исследуемого углепластика, отформованных с аналогичной схемой укладки и модифицированных углеродными нанотрубками [150] (Рисунки 4.5 и 4.6).

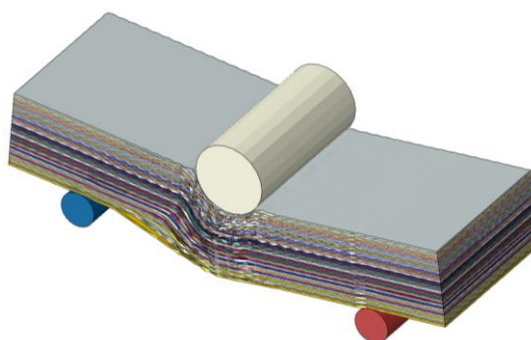


Рисунок 4.5 – Натурный элементарный образец композиционного материала после испытаний на сдвиг по стандарту ASTM D2344/ГОСТ Р 57745

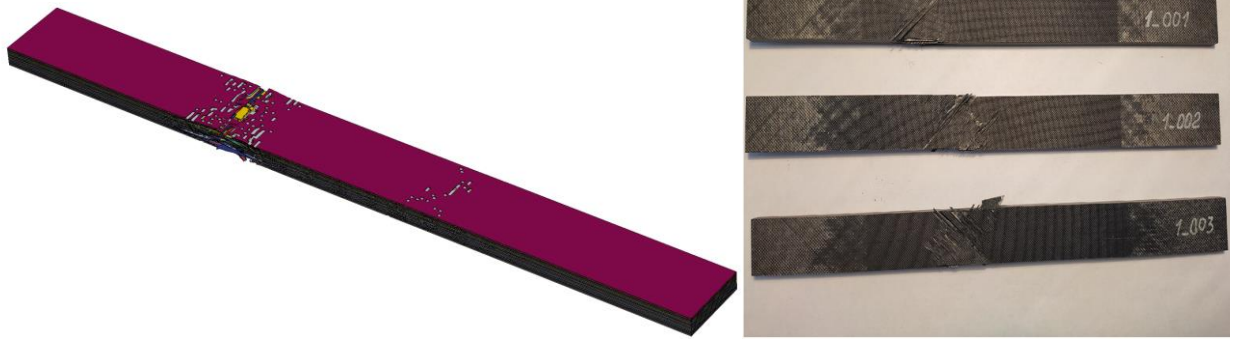


Рисунок 4.6 – Натурный элементарный образец композиционного материала после испытаний на одноосное сдвиг по стандарту ASTM D3039/ГОСТ Р 56785

Сопоставление результатов численного моделирования макрообразцов с данными физических испытаний продемонстрировало высокую степень сходимости как по показателям эффективной жесткости, так и по предельным разрушающим нагрузкам. Отклонение расчетных значений от экспериментальных находилось в пределах допустимой инженерной [148] (Рисунки 4.7 и 4.8).

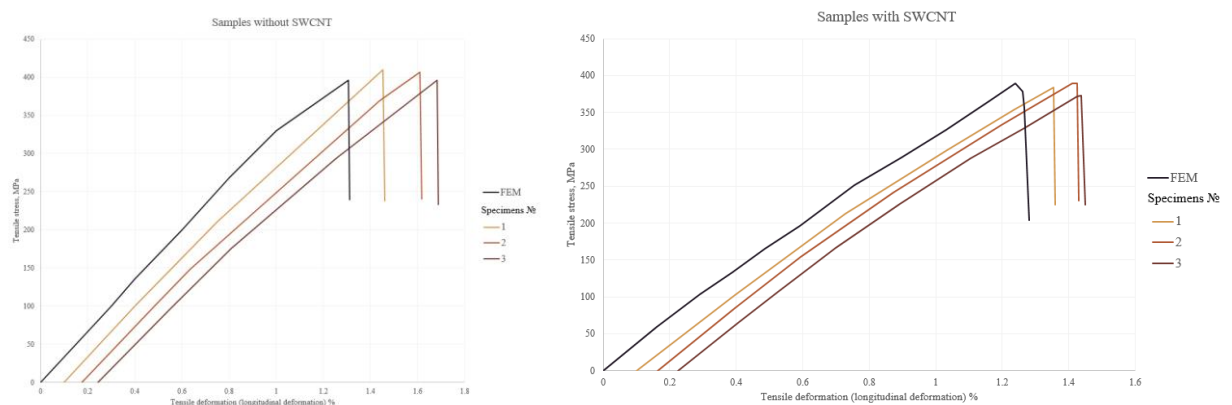


Рисунок 4.7 – Сравнительная диаграмма расчетных и экспериментальных данных при испытаниях по стандарту ASTM D3039/ГОСТ Р 56785

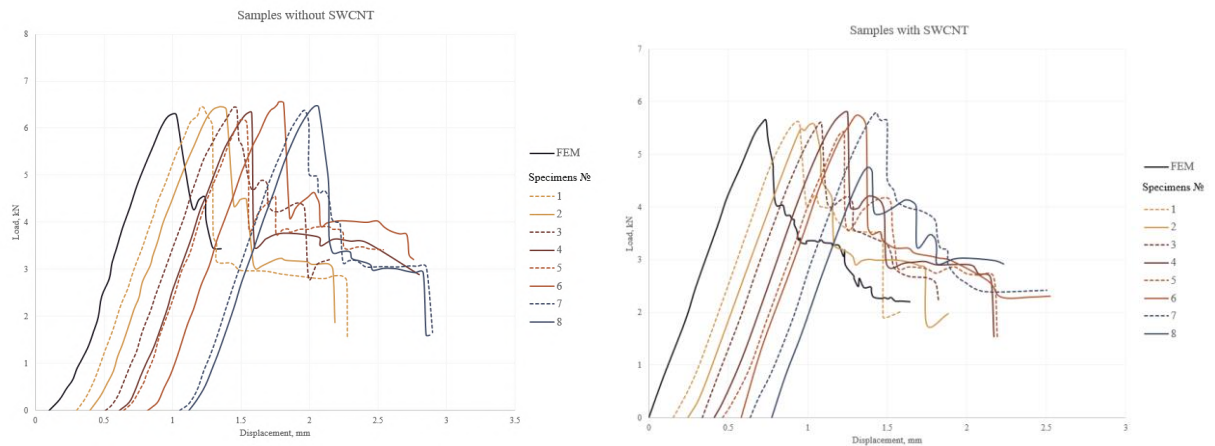


Рисунок 4.8 – Сравнительная диаграмма расчетных и экспериментальных данных при испытаниях по стандарту ASTM D2344/ГОСТ Р 57745

4.3 Испытания по определению деградации жесткости при действии циклической нагрузки

Для определения влияния наночастиц на усталостную деградацию жесткости ПКМ проведены испытания элементарных образцов с конструктивной укладкой. Предварительно испытаны образцы на статическую прочность для определения уровня нагружения в циклограмме.

Образцы с конструктивной укладкой, имитирующие стенку лонжерона, представленной на Рисунке 4.9. Выборка состоит из трех образцов без ОУНТ и трех образцов с ОУНТ. Номинальная геометрия образцов соответствует стандартным из ASTM D3479/ГОСТ Р33845-2016: 250 мм * 25 мм.

ID	Material	Thickness	Primary Angle
33	UNT	0.200	-45.0
32	UNT	0.200	45.0
31	UNT	0.200	-45.0
30	UNT	0.200	90.0
29	UNT	0.200	45.0
28	UNT	0.200	0.0
27	UNT	0.200	45.0
26	UNT	0.200	90.0
25	UNT	0.200	-45.0
24	UNT	0.200	45.0
23	UNT	0.200	-45.0
22	UNT	0.200	-45.0
21	UNT	0.200	45.0
20	UNT	0.200	-45.0
19	UNT	0.200	90.0
18	UNT	0.200	45.0
17	UNT	0.200	0.0
16	UNT	0.200	45.0
15	UNT	0.200	90.0
14	UNT	0.200	-45.0
13	UNT	0.200	45.0
12	UNT	0.200	-45.0
11	UNT	0.200	-45.0
10	UNT	0.200	45.0
9	UNT	0.200	-45.0
8	UNT	0.200	90.0
7	UNT	0.200	45.0
6	UNT	0.200	0.0
5	UNT	0.200	45.0
4	UNT	0.200	90.0
3	UNT	0.200	-45.0
2	UNT	0.200	45.0
1	UNT	0.200	-45.0

Рисунок 4.9 – Последовательность укладки пакета образцов из ПКМ

Испытания усталостной прочности проведены на сервогидравлической машине для механических испытаний SUNS-890-500, представленной на Рисунке 4.10 с установленным образцом и системой Корреляции Цифровых Изображений.



Рисунок 4.10 – Испытательная машина для механических испытаний с системой Корреляции Цифровых Изображений

Частота нагружения 5 Гц, коэффициент асимметрии $R=0,05$, уровень нагрузки $F_{max}=50\%$. База испытаний 50000 циклов при контроле нагрузки.

Определение изменения модуля упругости по циклам проведено с помощью системы Корреляции Цифровых Изображений (КЦИ), путем введения в базу испытаний циклы со статическим нагружением. Статический цикл реализован со скоростью 2 мм/мин с контролем нагрузки. Точки для измерения модуля: 0, 300, 600, 1000, 3000, 6000, 10000, 20000, 50000. Концентрация съемок увеличена на начальных периодах испытания, тогда как ближе к середине интервал растет. Такой выбор связано с характером поведения композиционных материалов при действии циклической нагрузки. Первые циклы являются самыми разрушительными, наблюдается резкое падение жесткости материала, что отражается на кривой зависимости модуля от циклов. Схема программы испытаний с циклами со статическим нагружением представлена на Рисунке 4.11.

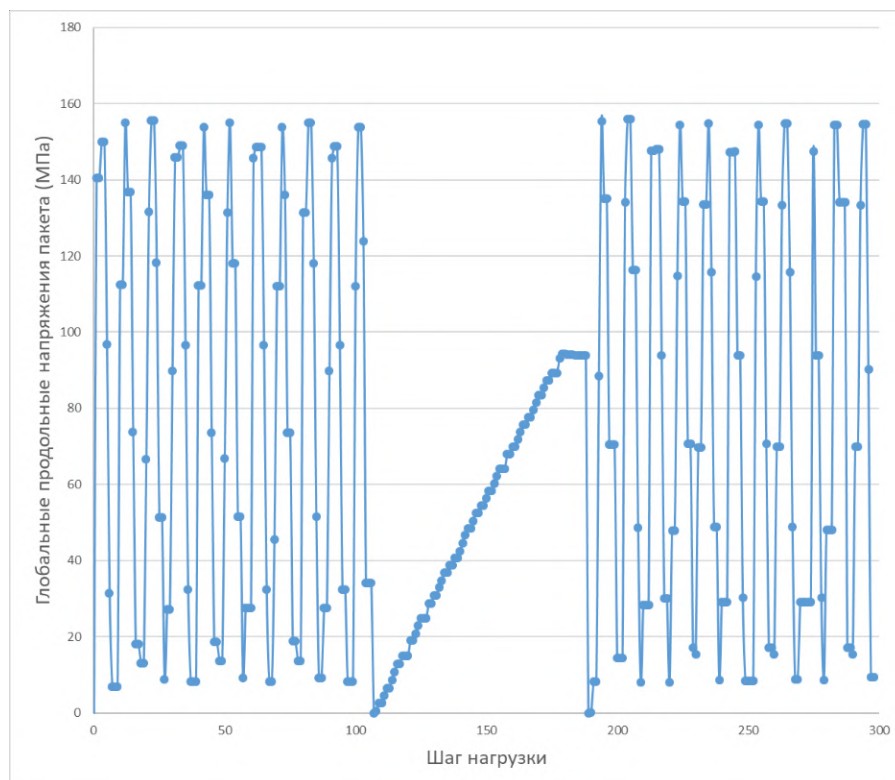


Рисунок 4.11 – Интервал программы испытаний с циклом для измерения модуля упругости

Измерение модуля проводилось на циклах со статическим нагружением, путем набора кадров с образцом. Предварительно на образцы нанесено спекл-изображения путем мелкодисперсного напыления матовой краски белого и черного цвета. Система КЦИ проводит измерение деформаций в регионе интереса со спекл-изображением путем изменения расстояния между узлами элементов предварительно заданной сетки первого и текущего изображений. Пример образца со спекл-изображением, снятый с камеры системы КЦИ представлен на Рисунке 4.12.

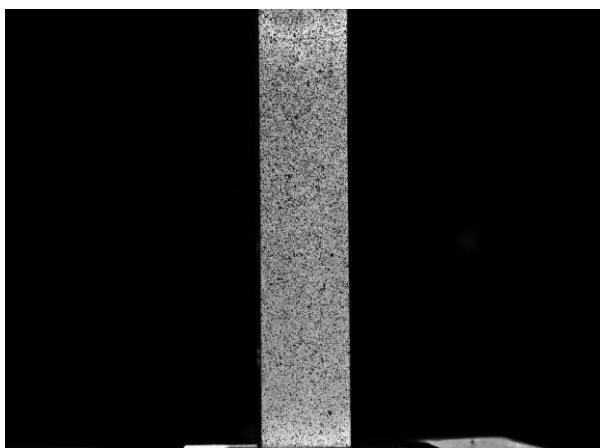


Рисунок 4.12 – Регион интереса образцов из ПКМ в оснастке машины, снятый с системы КЦИ

Для измерения глобальных деформаций пакета, а не локальных деформаций внешнего слоя, использован режим видео-экстензометра. Благодаря оптическому методу контроля деформаций, ошибки от контактного, связанные с вероятностью отцепления креплений экстензометра, сведены к минимуму. Таким методом контроля не вносится влияние податливости машины, т.к. перемещения снимаются напрямую с образца.

Модуль упругости пакета для каждого цикла со статическим нагружением, рассчитан по стандарту ASTM D3039/ГОСТ Р 56785-2015 через глобальные напряжения и деформации. Глобальные напряжения рассчитаны через среднее значение площади поперечного сечения каждого образца и нагрузки, снятой с датчика силы машины.

В результате проведения усталостных испытаний образцов из ПКМ получены кривые деградации жесткости пакетов, представленные на Рисунках 4.13-4.14 черные точки - результаты испытаний, красная кривая – аппроксимация степенной функцией для случая с наночастицами и без наночастиц.

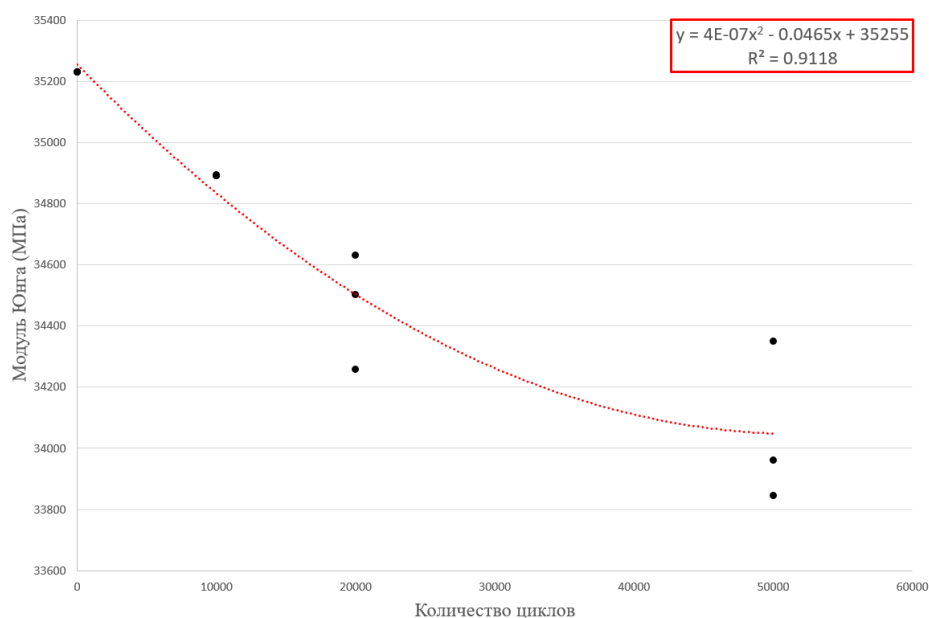


Рисунок 4.13 – Зависимость Модуля Юнга от циклов для образцов из ПКМ с наночастицами

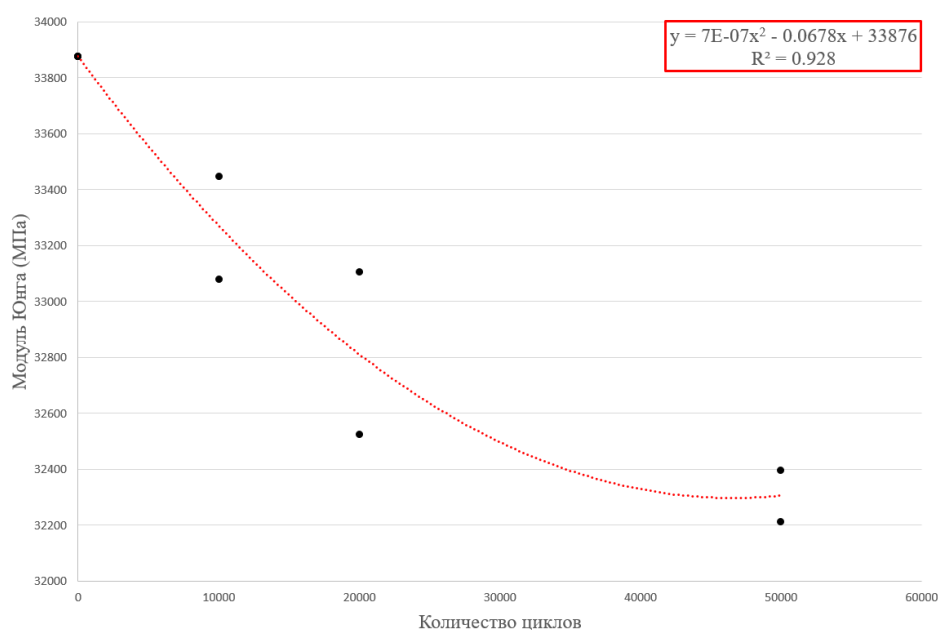


Рисунок 4.14 – Зависимость Модуля Юнга от циклов для образцов из ПКМ без наночастиц

Качество аппроксимации оценено по коэффициенту детерминации *R-square*. Значения коэффициента варьируется в интервале [0,1], где 1 – идеальная аппроксимация, 0 – отсутствие сходимости. Последующие результаты численного моделирования сравнены с данными кривыми. Кривые деградации жесткости у образцов с УНТ для базы испытаний 50000 циклов находятся выше, чем у образцов без УНТ на 40 %, что говорит о росте усталостной долговечности на аналогичное число. Полученные ранее результаты по S-N кривым для образцов свидетелей, подтверждаются и по характеристике остаточной жесткости.

4.4 Расчетное повторение усталостных испытаний

Численное моделирование усталостных испытаний ПКМ заключено в выполнении ряда этапов построения и подготовки модели объекта испытаний и калибровки параметров материала, для корректного поведения материала при приложении циклической нагрузки и получения адекватных результатов. К таким этапам относятся:

— Обработка результатов испытаний в виде измеренных модулей на определенных циклах по соответствующему уровню нагружения, аппроксимация полученных точек построенными кривыми деградации жесткости и использование данных значений в качестве параметра первого уровня валидации модели материала;

— Определение момента разрушения объектов испытаний и использование данных значений в качестве параметра второго уровня валидации модели материала;

— Построение конечно-элементной модели в специализированном ПО с геометрическими параметрами и укладкой объекта испытаний;

— Приложение граничных условий к конечно-элементной модели, соответствующих закреплению объекта испытаний;

— Проведение опорного-статического расчета на уровне нагружения, соответствующего $F_{max} = 50 \%$ из испытаний;

- Задание коэффициентов модели усталостной деградации жесткости материала и циклограммы нагружения;
- Проведение расчета усталостной прочности и обработка результатов.

4.4.1 Математическая постановка задачи расчета опорного-статического случая и общие принципы моделирования

Моделирование объектов испытаний проведено в ПО Simcenter 3D компании Siemens PLM, предназначенного для инженерного анализа с решателем SAMCEF в статической линейной постановке ACEF. Данный выбор ПО сделан ввиду того, что Simcenter 3D поддерживает подмодуль Specialist durability, предназначенный для расчетов усталостной прочности металло-композитных конструкций.

Формирование пространственной конечно-элементной модели реализовано методом вытягивания плоской сетки в соответствии с заданной схемой армирования ламината. На первичном этапе построена двумерная геометрия с габаритами, идентичными натурному объекту испытаний. Затем сгенерирована базовая сетка с размером конечного элемента, соответствующим верифицированным моделям статического нагружения. После интеграции параметров укладки осуществлен переход к трехмерной расчетной постановке. Общий вид итоговой структуры представлен на Рисунке 4.15.

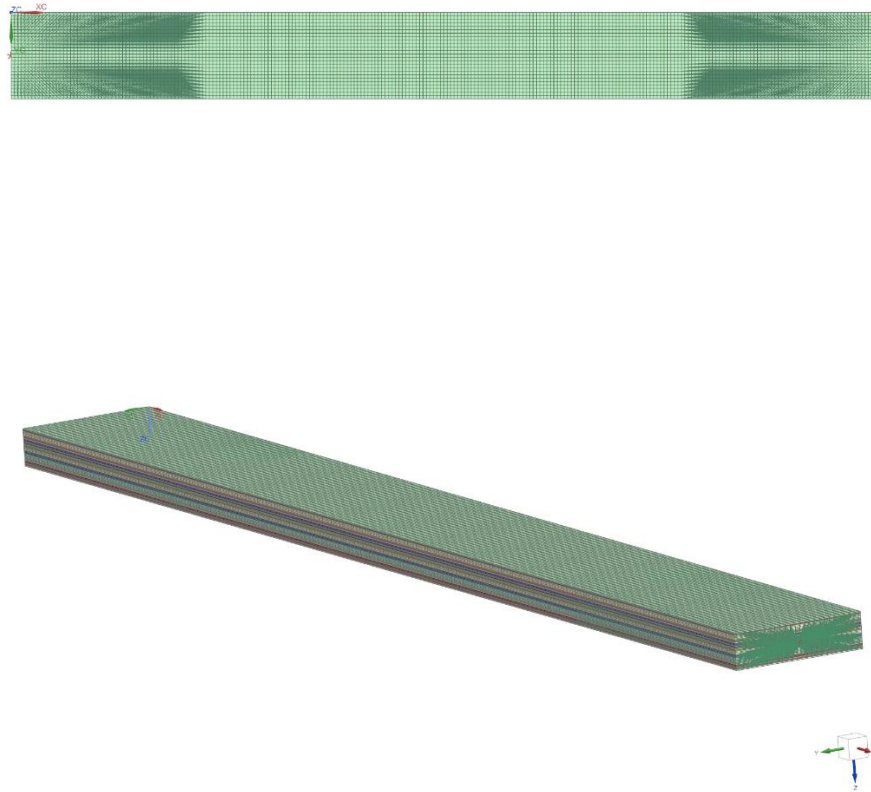


Рисунок 4.15 – Макроскопическая САЕ-модель элементарного образца с конструктивной укладкой для виртуальных испытаний на циклическое растяжение (ASTM D3479/ГОСТ Р33845-2016)

Тип элемента Solid [T8] – 8-узловой гексаэдрические элементы с неполным интегрированием. Принцип работы данного типа элементов аналогичен, представленному в Главе 4.1.1. Итоговая размерность модели 206 250 элементов и 221 884 узлов.

Граничные условия соответствуют закреплению валидированных по статическим испытаниям конечно-элементных моделей. Данное решение принято для единообразия постановки задач численного моделирования и устранению возможных ошибок от закрепления при расчете усталостной прочности. В испытаниях статической и усталостной прочности граничные условия аналогичны.

4.4.2 Математическая постановка задачи расчета усталостной прочности

Расчет усталостной прочности ПКМ проведен в подмодуле Specialist durability с типом анализа Van Paeregem. Данный тип анализа работает на основе модели остаточной жесткости, относящейся к группе феноменологических моделей континуальной механики разрушения. Фундаментом данной модели является предположение о изменении жесткости слоистых полимерных композиционных материалов при длительном воздействии постоянных или переменных циклических нагрузок. Приведенное выше предположение подтверждено испытаниями и изложено в разработанных Бельгийским ученым Wim Van Paeregem уравнениях, которые и вошли в основу предложенной модели.

Деградация жесткости ПКМ при приложении циклической нагрузки связана с накоплением повреждений в матрице и перераспределением напряжений между слоями и армирующими волокнами с последующей потерей несущей способности. Модель Van Paeregem является послойной, т.е. данная модель рассматривает в ламинате каждый слой и падение жесткости слоя по соответствующей Моде. Характер потери жесткости описывается кривой, представленной на Рисунке 4.16.

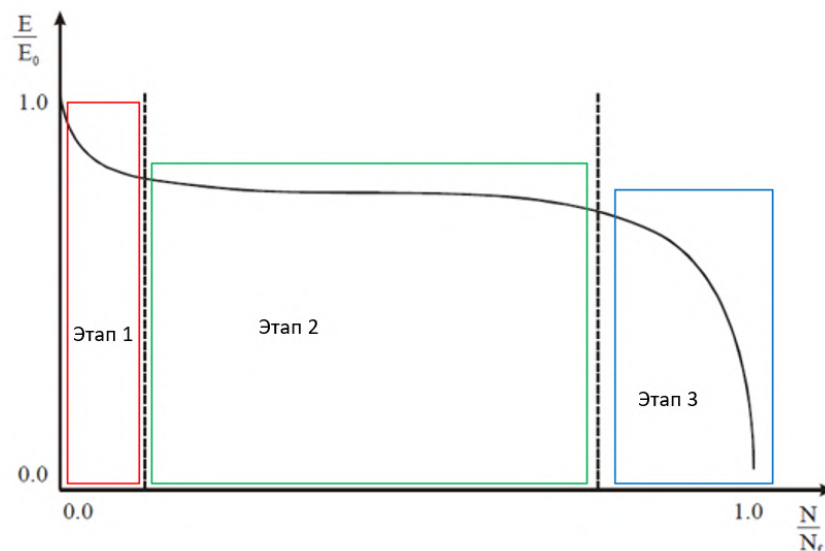


Рисунок 4.16 – Кривая деградации жесткости полимерного композиционного материала

— К 1-му этапу относится стадия инициирования повреждения, в которой происходит резкое уменьшение жесткости на 2-10 %, связанное с растрескиванием матрицы в поперечном направлении от приложения нагрузки;

— Ко 2-му этапу относится стадия постепенной потери жесткости на 1-5 %, связанное с развитием краевых расслоений и трещин вдоль волокон;

— К 3-му этапу относится стадия с резким падением жесткости, которое в итоге приводит к разрушению материала, что связано с разрывом волокон.

Для представления всех этапов деградации жесткости ПКМ в расчетном уравнении модели выделены слагаемые, каждый из которых отвечает за аппроксимацию кривой своего этапа. Основной вид расчетного уравнения кривой деградации жесткости слоя представлен ниже:

$$\frac{dD}{dN} = c_1 * \Sigma * \exp\left(-\frac{c_2 * D}{\sqrt{\Sigma}}\right) + c_3 * D * \Sigma^2 [1 + \exp(c_5(\Sigma - c_4))] \quad (4.5)$$

Так как модель усталостной деградации жесткости является послойной, расчетные уравнения отличаются в зависимости от направления армирования. Основное расчетное уравнение (4.56) разделено на Моды по растяжению, сжатию вдоль и поперек волокна и сдвигу в плоскости, как представлено ниже:

При $\sigma_{11} \geq 0$:

$$\frac{dD_{11}}{dN} = c_{1,11} * \Sigma_{11} * \exp\left(-\frac{c_{2,11} * D_{11}}{\sqrt{\Sigma_{11}}}\right) + c_{3,11} * D_{11} * \Sigma_{11}^2 [1 + \exp(c_{5,11}(\Sigma_{11} - c_{4,11}))] \quad (4.6)$$

При $\sigma_{11} < 0$:

$$\begin{aligned} \frac{dD_{11}}{dN} = & [c_{1,11} * \Sigma_{11} * \exp\left(-\frac{c_{2,11} * D_{11}}{\sqrt{\Sigma_{11}}}\right)]^3 + \\ & + c_{3,11} * D_{11} * \Sigma_{11}^2 [1 + \exp(c_{5,11}(\Sigma_{11} - c_{4,11}))] \end{aligned} \quad (4.7)$$

При $\sigma_{22} \geq 0$:

$$\begin{aligned} \frac{dD_{22}}{dN} = & c_{1,22} * (1 + D_{12}^2) * \Sigma_{22} * \exp\left(-\frac{c_{2,22} * D_{22}}{(1 + D_{12}^2) * \sqrt{\Sigma_{22}}}\right) + \\ & c_{3,22} * D_{22} * \Sigma_{22}^2 [1 + \exp(c_{5,22}(\Sigma_{22} - c_{4,22}))] \end{aligned} \quad (4.8)$$

При $\sigma_{22} < 0$:

$$\frac{dD_{22}}{dN} = [c_{1,22} * (1 + D_{12}^2) * \Sigma_{22} * \exp(-\frac{c_{2,22} * D_{22}}{(1 + D_{12}^2) * \sqrt{\Sigma_{22}}})]^3 +$$

$$c_{3,22} * D_{22} * \Sigma_{22}^2 [1 + \exp(\frac{c_{5,22}}{3} (\Sigma_{22} - c_{4,22}))]$$
(4.9)

При $\tau_{12} \geq 0$:

$$\frac{dD_{12}}{dN} = c_{1,12} * (1 + D_{12}^2) * \Sigma_{12} * \exp(-\frac{c_{2,12} * D_{12}}{(1 + D_{12}^2) * \sqrt{\Sigma_{12}}}) +$$

$$c_{3,12} * D_{12} * \Sigma_{12}^2 [1 + \exp(\frac{c_{5,12}}{3} (\Sigma_{12} - c_{4,12}))]$$
(4.10)

где D_{11} , D_{22} и D_{12} - параметры деградации жесткости по направлению вдоль, поперек армирования и сдвигу.

$c_{i,jk}$ - константы материала по соответствующему направлению.

Σ_{jk} - индексы разрушения материала по соответствующему направлению.

$$\Sigma_{11} = \frac{\sigma_{11}}{\frac{1-D}{X}} = \begin{cases} X = X_T, \text{если } \sigma_{11} \geq 0 \\ X = X_C, \text{если } \sigma_{11} < 0 \end{cases}$$
(4.11)

$$\Sigma_{22} = \frac{\sigma_{22}}{\frac{1-D}{Y}} = \begin{cases} Y = Y_T, \text{если } \sigma_{22} \geq 0 \\ Y = Y_C, \text{если } \sigma_{22} < 0 \end{cases}$$
(4.12)

$$\Sigma_{12} = \frac{\tau_{12}}{\frac{1-D}{S_{12}}}$$
(4.13)

X_T , X_C , Y_T , Y_C , S_{12} - статические пределы прочности материала по растяжению и сжатию вдоль и поперек волокна и сдвигу.

σ_{11} , σ_{22} , τ_{12} - напряжения, возникающие в элементе вдоль, поперек направлению армирования и по сдвигу.

4.4.3 Алгоритм работы подмодуля расчета усталостной прочности и настройка параметров решателя

Расчет усталостной прочности ПКМ по модели остаточной жесткости Van Paeregem проходит в несколько этапов:

- После расчета опорного-статического случая формируется циклограмма нагружения для масштабирования напряженно-деформированного состояния элементов модели по пикам и впадинам каждого цикла;
- Определение пороговых значений пересчета опорного-статического случая для обновления напряженно-деформированного состояния модели при снижении модуля;
- Определение локальной зоны модели для расчета усталостной прочности, при необходимости пренебречь краевыми эффектами или концентраторами напряжений;
- Проведение расчета усталостной прочности модели и вывод результатов.

Результатом расчета усталостной прочности является параметр деградации жесткости D и увеличение напряжений по соответствующему направлению армирования слоя.

Циклограмма задается по максимальному и минимальному значению нормализованных напряжений в интервале $[0,1]$. При коэффициенте асимметрии цикла $R=0,05$ и нагрузке в модели $F_{max}=60\%$, циклограмма состоит из 50000 циклов, соответствующих базе испытаний, при максимальном значении 1 и минимальном 0,05.

Константы материала по каждому слою используются модельные, отражающие характер поведения материала при действии циклической нагрузки, различие между образцами с наночастицами и без наночастиц заключается в снижении статического предела прочности и повышении статического модуля в соответствии с Таблицей 3.20.

4.4.4 Результаты расчета усталостной прочности ПКМ

В итоге проведения расчетов “стандартных” образцов из ПКМ и модифицированных наночастицами получены кривые деградации жесткости и оценена корреляция с результатами испытаний. По модельным константам усталостной прочности материала и вариации статических свойств получены характеристики деградации жесткости, хорошо коррелирующие с результатами испытаний. На Рисунке 4.17 представлены кривые деградации жесткости, полученные численным моделированием (красные точки и линия – результаты испытаний и кривая деградации жесткости образцов из ПКМ с наночастицами, зеленые точки и линия - результаты испытаний и кривая деградации жесткости образцов из ПКМ без наночастиц соответственно).

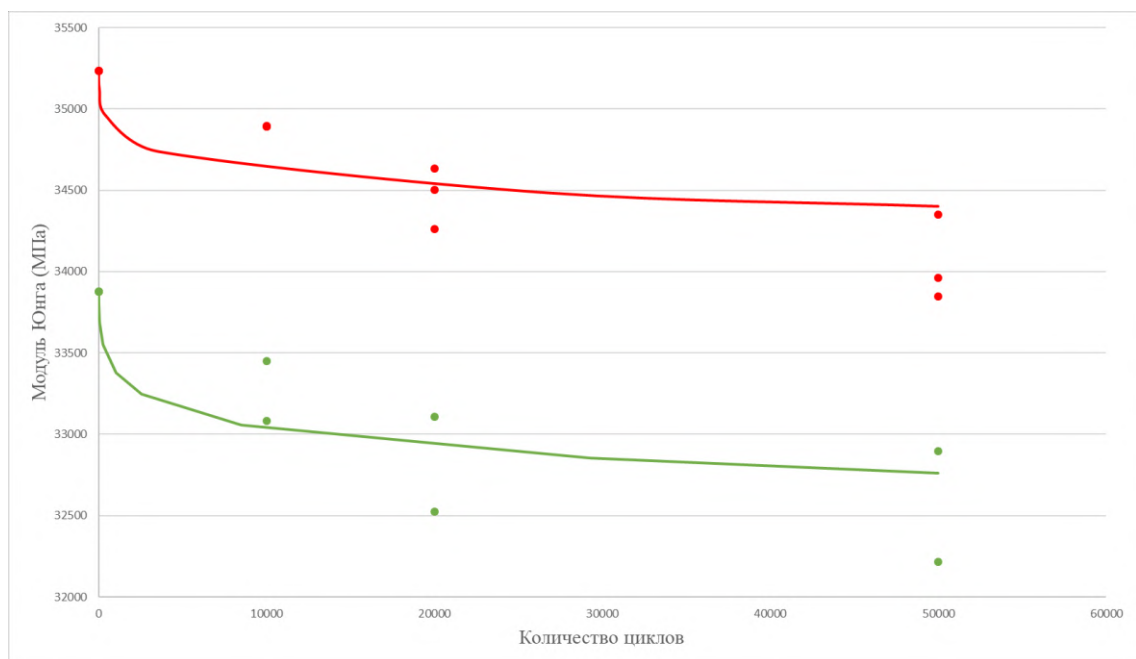


Рисунок 4.17 – Зависимость Модуля Юнга от циклов для образцов из ПКМ без наночастиц

Верхняя граница кривых – исходный Модуль Упругости вырос на 3,9 %, что согласуется с результатами предыдущих испытаний. Параметр деградации жесткости на момент прохождения базы испытаний 50000 циклов у образцов из

ПКМ с наночастицами вырос до 0,02353, что аналогично падению жесткости на 2,35 %. У образцов без наночастиц данный параметр на аналогичной базе испытаний составляет 0,033 – 3,3 %. Сопротивление деградации жесткости увеличилось на 40,2 % для образцов из ПКМ, модифицированными наночастицами. Ошибка между численным моделированием и испытаниями на 50000 циклах составляет 0,1 % для образцов с наночастицами и 0,4 % для образцов без наночастиц.

4.5 Определение усталостной прочности конструктивно-подобного образца из ПКМ по валидированным коэффициентам модели остаточной жесткости

Для отработки представленного метода и оценки влияния модифицированной матрицы на усталостную прочность авиационных изделий из ПКМ, необходимо затронуть уровень конструктивно-подобных образцов экспериментально-расчетной пирамиды исследований. Для решения данной задачи в качестве объекта исследования выбран передний лонжерон отъемной части крыла широкофюзеляжного дальнемагистрального самолета. В конструкции лонжерона данного самолета широко используются полимерные композиционные материалы со смешанными укладками. Выбор лонжерона в рамках исследования обусловлен кессонной конструктивно-силовой схемой крыла, в которой данный силовой элемент воспринимает до 40 % изгибающего момента. Ввиду действия перерезывающей силы стенки лонжерона работают на сдвиг, который регулируется поперечно-армированными укладками типа $[+45^\circ]$ и матрицей. Модифицированная матрица способна улучшить сопротивление деградации жесткости и увеличить усталостную прочность.

Конечно-элементная модель строится на базе аналогичного валидационным расчетам образцов из ПКМ ПО – Simcenter 3D. Модель состоит из оболочечных прямоугольных четырехузловых 2Д элементов типа Mindlin Shell [T29] с размером 77 мм. Размерность конечно-элементной модели составляет 4666 элементов и 4985 узлов. Общий вид конечно-элементной модели представлен на Рисунке 4.18.

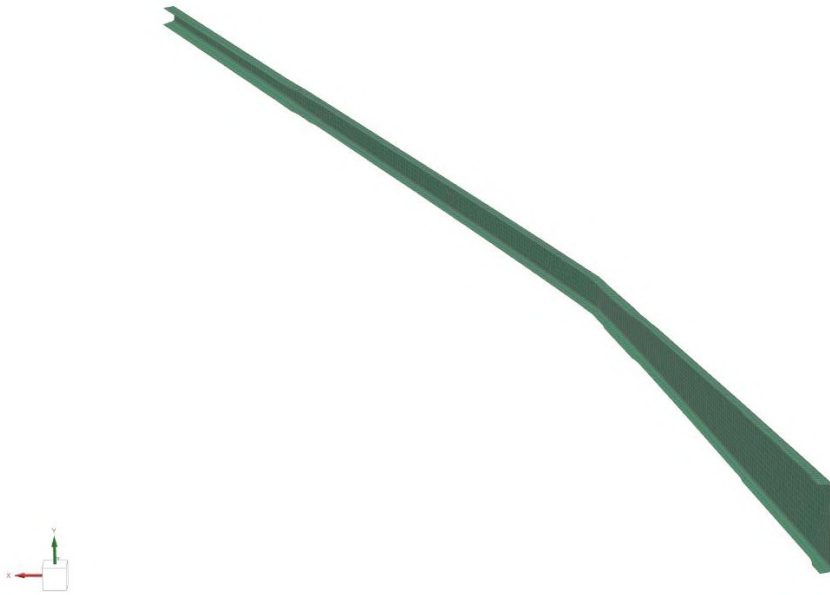


Рисунок 4.18 – Общий вид конечно-элементной модели лонжерона

Для сокращения требований к численной мощности, конечно-элементная модель лонжерона усечена в зоне законцовки крыла. Укладки, используемые в конструкции выбранной зоны лонжерона, преимущественно “мягкие” с преобладанием углов армирования $[+/-45^\circ]$.

Для симуляции нагружения обособленного лонжерона, аналогичного ему в составе крыла, проведено глобально-локальное моделирование. Поэтому с глобальной модели крыла, сняты узловые перемещения и вращения по всем степеням свободы и перенесены в усеченную локальную модель. Перемещения и вращения с глобальной модели являются граничными условиями для локальной. Численное моделирование проведено в линейной статической постановке. Результаты расчета опорного-статического случая представлены на Рисунках 4.19 - 4.22 в виде сравнения суммарных перемещений и вращений глобальной и локальной моделей.

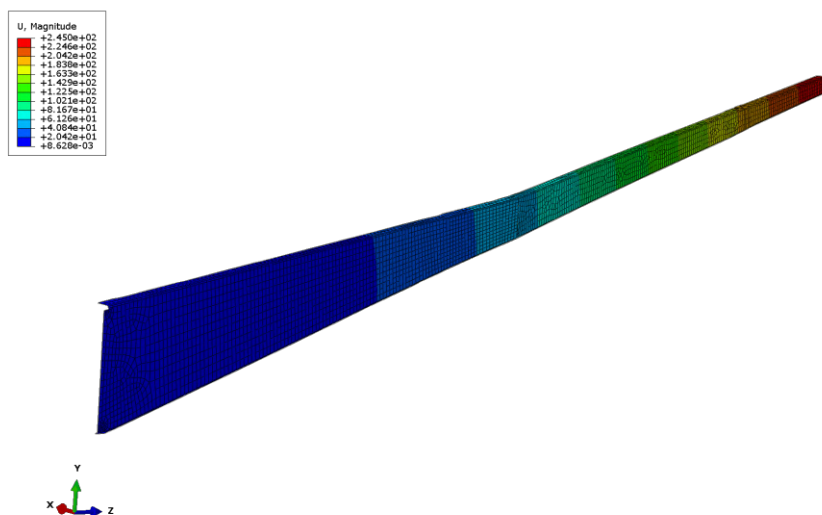


Рисунок 4.19 – Суммарные перемещения лонжерона в глобальной постановке

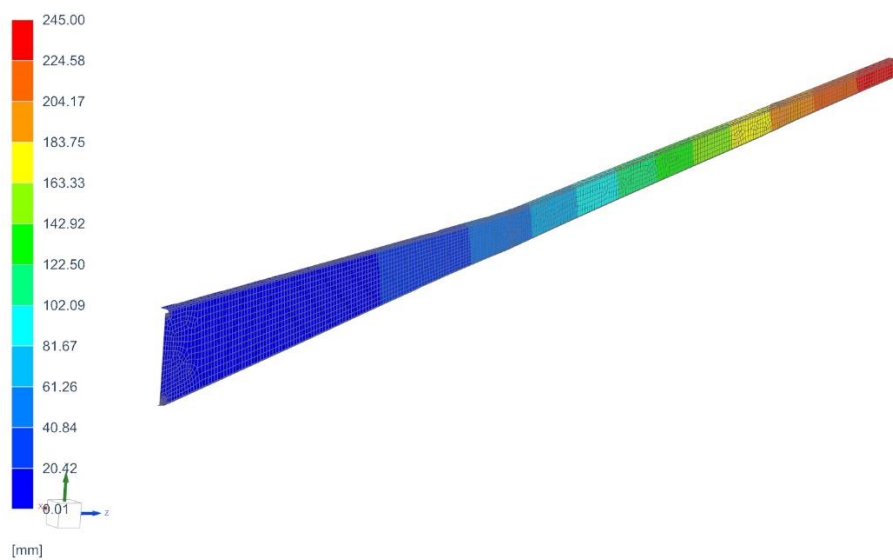


Рисунок 4.20 – Суммарные перемещения лонжерона в локальной постановке

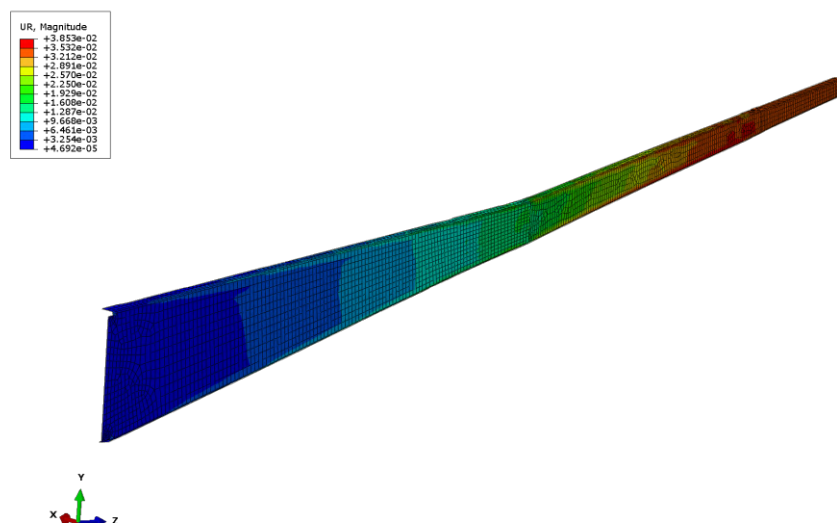


Рисунок 4.21 – Суммарные вращения лонжерона в глобальной постановке

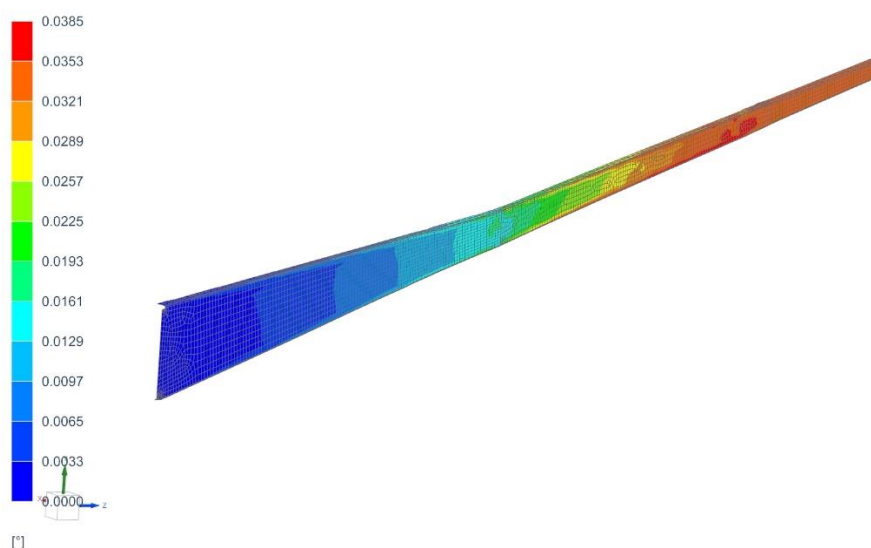


Рисунок 4.22 – Суммарные вращения лонжерона в локальной постановке

Максимальная ошибка переноса перемещений и вращений с глобальной модели в локальную составляет $<1\%$. Локальная модель лонжерона качественно и количественно повторяет нагруженное состояние в составе крыла. После верификации глобально-локального моделирования, проведен расчет лонжерона на усталостную прочность по модели остаточной жесткости.

Циклограмма состоит из квазислучайной программы TWIST с превалирующим растяжением, имитирующей последовательность нагрузок во время полета. Пример циклограммы приведен на Рисунке 4.23, где по оси OY отложены нормализованные по максимальному значению нагрузки из опорного-статического случая, а по OX – пик цикла.

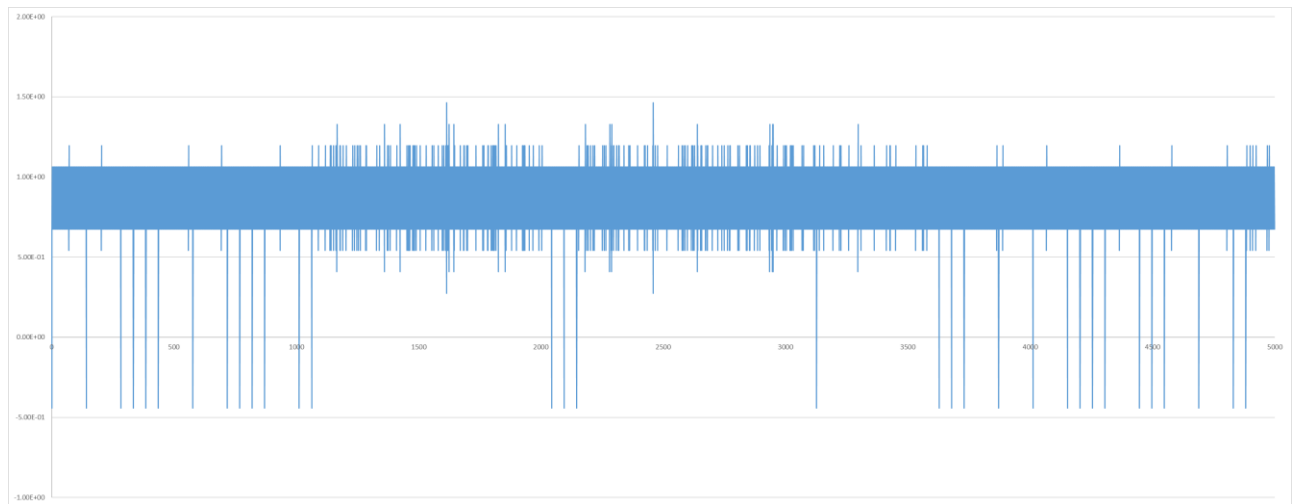


Рисунок 4.23 – Квазислучайная циклограмма нагружения TWIST

Программа состоит из 5000 циклов случайной амплитудного и среднего значения при опорном-статическом случае, соответствующем типу полета A1. Данная программа повторяется 10 раз для аналогичного условия испытания образцов из ПКМ.

Для оценки усталостной прочности использована конечно-элементная модель лонжерона с двумя материалами с наночастицами и без наночастиц, со свойствами валидированными на уровне элементарных образцов с конструктивными укладками экспериментально-расчетной пирамиды исследований. Результаты прохождения программы испытаний TWIST приведены на Рисунках 4.24-4.29 в формате максимальной деградации жесткости слоев лонжерона с наночастицами и без наночастиц в продольном, поперечном и сдвиговом направлениях.

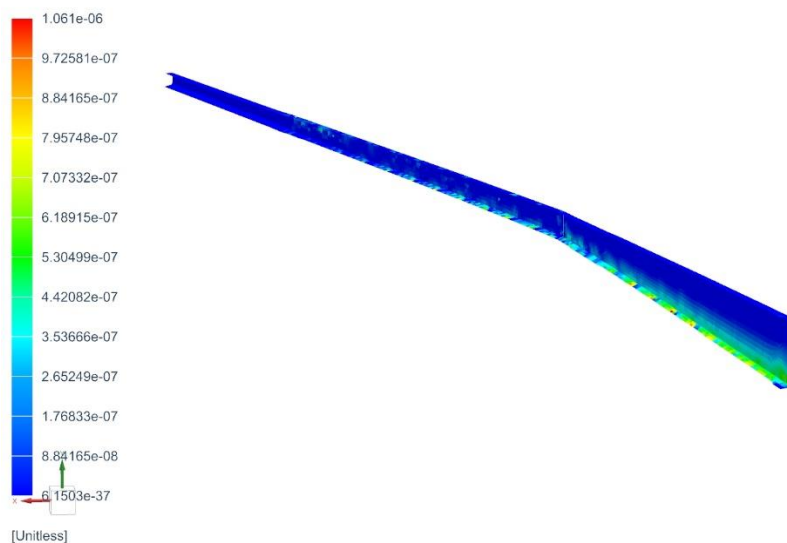


Рисунок 4.24 – Распределение полей деградации жесткости в продольном направлении слоя D_{11} у лонжерона без наночастиц

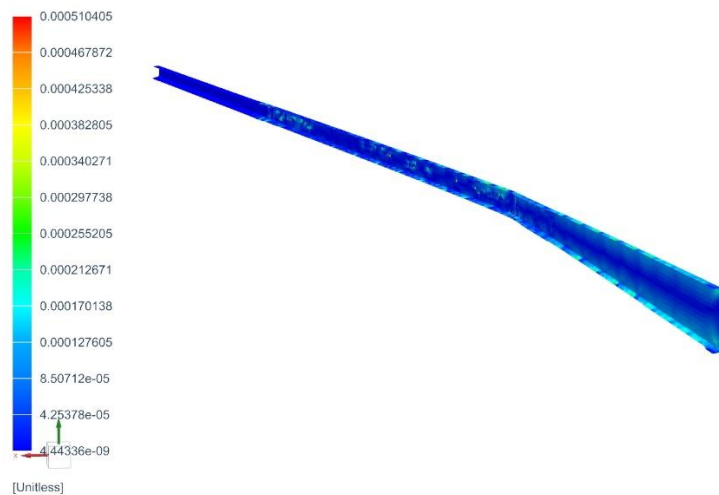


Рисунок 4.25 – Распределение полей деградации жесткости в сдвиговом направлении слоя D_{12} у лонжерона без наночастиц

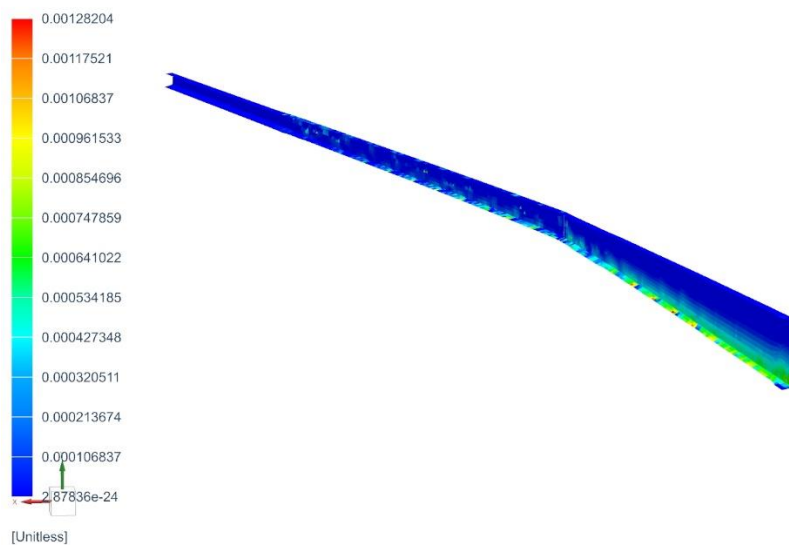


Рисунок 4.26 – Распределение полей деградации жесткости в поперечном направлении слоя D_{22} у лонжерона без наночастиц

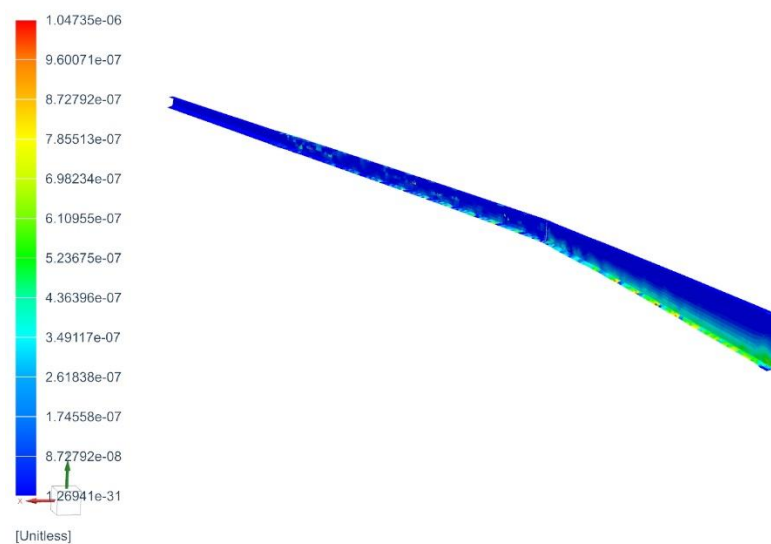


Рисунок 4.27 – Распределение полей деградации жесткости в продольном направлении слоя D_{11} у лонжерона с наночастицами

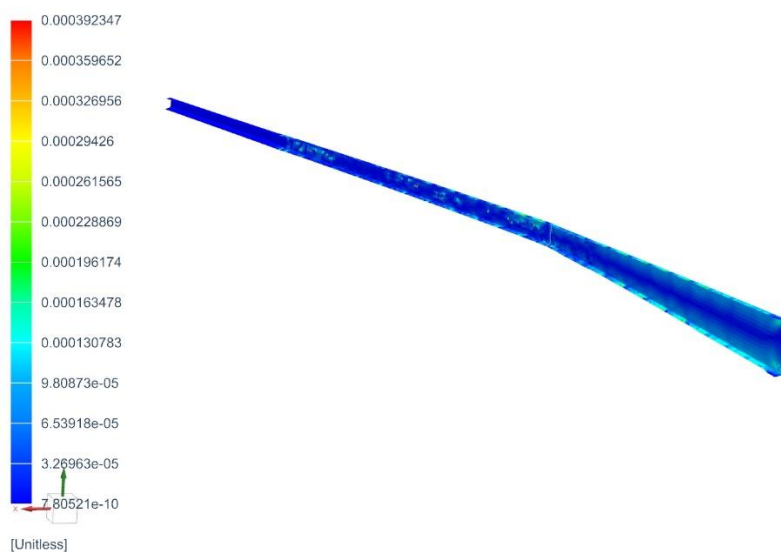


Рисунок 4.28 – Распределение полей деградации жесткости в сдвиговом направлении слоя D_{12} у лонжерона с наночастицами

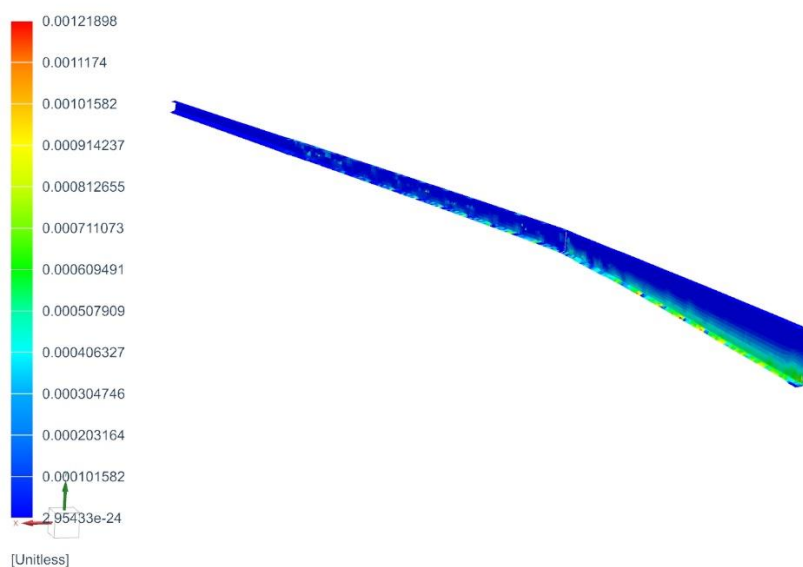


Рисунок 4.29 – Распределение полей деградации жесткости в поперечном направлении слоя D_{22} у лонжерона с наночастицами

Значения максимальной деградация жесткости по слоям лонжерона с наночастицами и без наночастиц представлены в Таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Максимальная деградация жесткости у слоев ламината лонжерона с наночастицами и без наночастиц

Ориентация слоя	Лонжерон без наночастиц	Лонжерон с наночастицами
0°	0,0001 %	0,0001 %
45°	0,051 %	0,04 %
90°	0,129 %	0,122 %

В результате численного моделирования циклического нагружения лонжерона с наночастицами и без наночастиц по программе испытаний TWIST с превалирующим растяжением, получены значения деградации жесткости по слоям. Распределения полей деградации жесткости не изменились ввиду низкой нагрузки и масштабирования нагрузки в циклограмме, качественное сравнение не дало положительных результатов. Количественно же результаты моделирования показали увеличение сопротивления деградации жесткости на 1 - 25 %. Ввиду превалирующего количества слоев с армированием $[+45^\circ]$, увеличение модуля матрицы путем модифицирования наночастицами положительно повлияло на усталостную прочность ламинатов в конструкции. За счет увеличения модуля матрицы возможен рост предела усталостной деградации жесткости ПКМ. В результате данного эффекта возможно повышение локального сопротивления усталости в ответственных зонах конструкции.

4.6 Заключение по Главе 4

Разработан и программно реализован комплекс иерархических конечно-элементных моделей, позволяющий проводить сквозной расчет НДС авиационных конструкций из наномодифицированных ПКМ.

Проведена верификация расчетного метода путем виртуального повторения статических и усталостных испытаний образцов-свидетелей. Высокая степень сходимости результатов – погрешность по предельным нагрузкам не превышает 5 %, что подтверждает адекватность разработанных моделей и возможность использования данного метода для проектирования реальных агрегатов.

Выполнен прогнозный расчет несущей способности стенки лонжерона крыла. Показано, что применение разработанной методики моделирования позволяет обоснованно подтвердить увеличение эксплуатационного ресурса элемента конструкции на 42,4 % при сохранении весового совершенства за счет оптимизации распределения наномодифицированной фазы в зонах концентрации напряжений.

Заключение

Разработан метод обеспечения прочности элементов конструкции крыла самолета из полимерных композиционных материалов с модифицированной матрицей.

Новые результаты, полученные в диссертационной работе, состоят в следующем:

1. Разработана технология наномодификации эпоксидного связующего углеродными нанотрубками и проведена верификация макромеханических параметров как гомогенного континуума. Установлено, что введение массового содержания нанотрубок 0,05 % обеспечило повышение максимального напряжения при сжатии на 18,4 % (до 159,74 МПа) и прочности на сдвиг на 29,9 % (до 68,80 МПа) при сохранении технологической пористости на уровне 0,85 %.
2. Проведены экспериментальные исследования статической прочности и усталостной долговечности образцов-свидетелей с применением системы корреляции цифровых изображений для фиксации деградации жесткости. Зафиксирован рост ресурса модифицированных конструкций на 42,4 % в условиях многоциклового усталости – увеличение среднего числа циклов до разрушения с 24 941 до 35 526 при уровне нагружения 60 %.
3. Количественно определены закономерности роста плотности трансверсальных трещин и взаимосвязи процессов накопления повреждений с изменением макроскопической жесткости пакета. Посредством рентгеновской компьютерной томографии доказано снижение темпов образования микротрещин в слоях с ориентацией 90° за счет активизации механизмов мостикового связывания.
4. Создана иерархическая система многоуровневых конечно-элементных моделей нано–микро–макро, учитывающая морфологию наноармирования и кривизну ОУНТ. Внедрен оригинальный алгоритм идентификации упругих характеристик фаз in-situ на основе решения обратной задачи методами метаэвристической оптимизации.

5. Разработана методика расчетного повторения усталостных испытаний и реализовано численное моделирование циклического нагружения по программе TWIST для оценки темпов деградации жесткости модифицированных конструкций. Количественно определено снижение скорости потери жесткости слоистого композита на 1–25 % в зависимости от схемы армирования.
6. Выполнен сравнительный расчетный анализ несущей способности и спрогнозирован ресурс стенки лонжерона крыла с учетом выявленных эффектов. Подтверждено преимущество применения наномодифицированных ПКМ для повышения эксплуатационной долговечности первично-нагруженных агрегатов планера.

Перспективы дальнейшей разработки темы

- Адаптация разработанного многомасштабного метода для прогнозирования усталостной долговечности высоконагруженных авиационных конструкций на основе термопластичных матриц – полиэфирэфиркетона;
- Экстраполяция созданного расчетно-экспериментального метода на оценку усталостной долговечности гибридных клеемеханических стыков наномодифицированных панелей кессона крыла.
- Изучение синергетического воздействия циклических нагрузок и агрессивных внешних сред – термо-влажностное старение/экстремальные температуры на прочностные характеристики ПКМ, модифицированных УНТ, для уточнения коэффициентов надежности в широком диапазоне условий эксплуатации ЛА.

Список литературы

1. Kassapoglou C. Design and Analysis of Composite Structures: With Applications to Aerospace Structures. 2nd ed. – John Wiley & Sons, Ltd., 2013. – 320 p.
2. Saienko, N., Younis, B., Miroshnikov, V. (2025). Exploring the Impact of Technological Defects on Polymer Composites in the Aerospace Industry. In: Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering - 2024. Synergetic Engineering. V. 2. - Springer. - https://doi.org/10.1007/978-3-031-94852-7_49.
3. Углеродные волокна / Под ред. Симамуры С. – М.: Мир, 1987. – 304 с.
4. Кудрявцев Г.И., Варшавский В.Я., Щетинин А.М., Казаков М.Е. Армирующие химические волокна для композиционных материалов. – М.: Химия, 1992. – 236 с.
5. Гуняев Г.М. Структура и свойства полимерных волокнистых композитов. – М.: Наука, 1981.
6. Gunjaev, G.M. (1995). In: Shalin, R.E. (eds) Polymer matrix composites. - Chapman & Hall, London. - P. 92–129.
7. Gibson R.F. Principles of Composite Material Mechanics. 4th ed. – CRC Press, 2016. – 683 p.
8. Mazlan N., Sapuan S.M., Ilyas R.A. (Eds.). Advanced Composites in Aerospace Engineering Applications. – Springer, 2022. – 518 p.
9. Parveez B., Kittur M.I., Badruddin I.A., Kamangar S., Hussien M., Umarfarooq M.A. Scientific advancements in composite materials for aircraft applications: a review // Polymers. – 2022. – V. 14. – № 22. – P. 5007.
10. Lu B., Wang N. The Boeing 787 dreamliner designing an aircraft for the future // Journal of Young Investigators. – 2010. – V. 4026. – P. 34.
11. Kesarwani S. Polymer Composites in Aviation Sector // International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT). – 2017. – V. 6. – № 6. – P. 518–525.
12. Степанова Л.Н., Рамазанов И.С., Кабанов С.И., Чернова В.В. Акустико-эмиссионная локация дефектов аналитическим и табличным способами при статическом нагружении композиционного кессона крыла самолета // Дефектоскопия. – 2026. – № 1. – С. 4–15. DOI: 10.14489/td.2026.01.pp.004-015.

13. Advanced Composite Materials for Aerospace Applications // ROJESR. – 2024. – P. 1–10.
14. Vasiliev V.V., Morozov E.V. Advanced Mechanics of Composite Materials and Structures. 4th ed. – Elsevier, 2018. – 868 p.
15. Veldman S.L., Kortbeek P., Wolcken P.C., Herrmann R., Kos J., Villegas I.F. Development of a multifunctional fuselage demonstrator // Aerospace Europe Conference 2020. – Bordeaux, France, 2020.
16. Hiken A. The evolution of the composite fuselage: a manufacturing perspective // International Journal of Aerospace. – 2017. – V. 10. – № 2. – P. 77–91.
17. Barbero E.J. Introduction to Composite Materials Design. 3rd ed. – CRC Press, 2017. – 562 p.
18. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор) // Авиационные материалы и технологии. – 2023. – № 2 (71). – С. 122–144. DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144.
19. Бунаков В.А., Головкин Г.С., Машинская Г.П. и др. Армированные пластики / Под ред. Г.С. Головкина, В.И. Семенова. – М.: Изд-во МАИ, 1997. – 404 с.
20. Михайлин Ю.А. Волокнистые полимерные композиционные материалы в технике // Научные основы и технологии. – СПб., 2013. – 720 с.
21. Pogosyan M.A., Nazarov E.V., Bolshikh A.A., Shramko K.C. Aircraft composite structures integrated approach: A review // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – V. 1925. – № 1. – 012005.
22. Гуняев Г.М., Каблов Е.Н., Алексагин В.М. Модифицирование конструкционных углепластиков углеродными наночастицами // Российский химический журнал. – 2010. – Т. 54. – № 1. – С. 5–11.
23. Ананьева Е.С., Маркин В.Б. Технология и эффективность модифицирования углепластиков углеродными наночастицами // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т. 8. – № 2. – С. 90–94.

24. Gaurav A., Singh K.K. Fatigue Behavior of FRP Composites and CNT-Embedded FRP Composites: A Review // *Polymer Composites*. – 2018. – V. 39. – № 6. – P. 1785–1808. DOI: 10.1002/pc.24177.
25. Vasiliev V.V., Morozov E.V. *Advanced Mechanics of Composite Materials*. – Elsevier, 2007. – 504 p.
26. Gao X. Mode I Fatigue of Fibre Reinforced Polymeric Composites: A Review // *Polymers*. – 2022. – V. 14. – № 21. – P. 4558. DOI: 10.3390/polym14214558.
27. Abbasi S., Ladani R.B., Wang C.H., Mouritz A.P. Improving the delamination fatigue resistance of composites by 3D woven metal and composite Z-filaments // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2021. – V. 147. – 106440. DOI: 10.1016/j.compositesa.2021.106440.
28. Steguschter G., Pingkarawat K., Wendland B., Mouritz A.P. Experimental determination of the mode I delamination fracture and fatigue properties of thin 3D woven composites // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2016. – V. 84. – P. 308–315. DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.02.008.
29. Chang P., Mouritz A.P., Cox B.N. Flexural properties of z-pinned laminates // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2007. – V. 38. – № 2. – P. 244–251.
30. Steeves C.A., Fleck N.A. In-plane properties of composite laminates with through-thickness pin reinforcement // *International Journal of Solids and Structures*. – 2006. – V. 43. – № 10. – P. 3197–3212.
31. Borrego L.P., Costa J.D.M., Ferreira J.A.M., Silva H. Fatigue behaviour of glass fibre reinforced epoxy composites enhanced with nanoparticles // *Composites Part B: Engineering*. – 2014. – V. 62. – P. 65–72. DOI: 10.1016/j.compositesb.2014.02.016.
32. Grimmer C.S., Dharan C.K.H. High-cycle fatigue life extension of glass fiber/polymer composites with carbon nanotubes // *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* – 2009. – V. 24. – № 2. – P. 167–173. DOI: 10.1007/s11595-009-2167-4.

33. Genedy M., Daghash S., Soliman E., Taha M.M.R. Improving fatigue performance of GFRP composite using carbon nanotubes // *Fibers*. – 2015. – V. 3. – № 1. – P. 13–29. DOI: 10.3390/fib3010013.
34. Boroujeni A.Y., Al-Haik M. Carbon nanotube-Carbon fiber reinforced polymer composites with extended fatigue life // *Composites Part B: Engineering*. – 2019. – V. 164. – P. 537–545. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.11.056.
35. Lourie O., Wagner H.D. Evaluation of Young's Modulus of Carbon Nanotubes by Micro-Raman Spectroscopy // *Journal of Materials Research*. – 1998. – V. 13. – № 9. – P. 2418–2422.
36. Wang S., Liang Z., Liu T. et al. Effective amino-functionalization of carbon nanotubes for reinforcing epoxy polymer composites // *Nanotechnology*. – 2006. – V. 17. – № 6. – P. 1551–1557.
37. Tseng C.H., Wang C.C., Chen C.Y. Functionalizing carbon nanotubes by plasma modification for the preparation of covalent-integrated epoxy composites // *Chemistry of Materials*. – 2007. – V. 19. – № 2. – P. 308–315.
38. Fiedler B., Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Nolte M.C.M., Schulte K. Fundamental aspects of nano-reinforced composites // *Composites Science and Technology*. – 2006. – V. 66. – № 16. – P. 3115–3125.
39. Havlin S., Bunde A. Percolation II // *Fractals and disordered systems*. – Springer, Berlin, Heidelberg, 1991. – P. 97–150.
40. Fisher F.T., Bradshaw R.D., Brinson L.C. Fiber waviness in nanotube-reinforced polymer composites—I: Modulus predictions using effective nanotube properties // *Composites Science and Technology*. – 2003. – V. 63. – № 11. – P. 1689–1703.
41. Awasthi K., Srivastava A., Srivastava O.N. // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2005. – V. 5. – P. 1616–1636.
42. Monthioux M. // *Carbon*. – 2002. – V. 40. – P. 1809–1823.
43. Thostenson E.T., Ren Z.F., Chou T.-W. Polymer Nanocomposites Containing Carbon Nanotubes // *Composites Science and Technology*. – 2006. – V. 66. – № 15. – P. 2406–2415.

44. Ruoff R.S., Lorents D.C. Mechanical and thermal properties of carbon nanotubes // Carbon. – 1995. – V. 33. – P. 925.
45. Wong E.W., Sheehan P.E., Lieber C.M. Nanobeam mechanics: elasticity, strength, and toughness of nanorods and nanotubes // Science. – 1997. – V. 277. – P. 1971.
46. Sinnott S.B., Shederjva O.A., White C.T., Brenner D.W. Mechanical properties of nanotubule fibers and composites determined from theoretical calculations and simulations // Carbon. – 1998. – V. 36. – P. 1.
47. Iijima S., Ichihashi T. Erratum: single-shell carbon nanotubes of 1-nm diameter // Nature. – 1993. – V. 364. – P. 737.
48. Iijima S. Helical microtubules of graphitic carbon // Nature. – 1991. – V. 354. – P. 56–58.
49. Dresselhaus M.S., Dresselhaus G., Eklund P.C. Science of Fullerenes and Carbon Nanotubes. – Academic Press, San Diego, 1995.
50. Mordkovich V.Z., Baxendale M., Yoshimura S., Chang R.P.H. Intercalation into carbon nanotubes // Carbon. – 1996. – V. 34. – P. 1301–1303.
51. Treacy M.M.J., Ebbesen T.W., Gibson J.M. Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes // Nature. – 1996. – V. 381. – P. 678–680.
52. Kroto H.W., Heath J.R., O'Brien S.C., Curl R.F., Smalley R.E. C₆₀: buckminsterfullerene // Nature. – 1985. – V. 318. – P. 162–163.
53. Collins P.G., Avouris P. Nanotubes for electronics // Sci. Am. – 2000. – V. 283. – P. 62–69.
54. Fan S., Chapline M.G., Franklin N.R., Tomblor T.W., Cassell A.M., Dai H. Self-oriented regular arrays of carbon nanotubes and their field emission properties // Science. – 1999. – V. 283. – P. 512–514.
55. Wong S.S., Joselevich E., Woolley A.T., Cheung C.L., Lieber C.M. Covalently functionalized nanotubes as nanometre-sized probes in chemistry and biology // Nature. – 1998. – V. 394. – P. 52.
56. Rueckes T., Kim K., Joselevich E., Tseng G.Y., Cheung C.L., Lieber C.M. Carbon nanotube-based nonvolatile random access memory for molecular computing // Science. – 2000. – V. 289. – P. 94–97.

57. Yao Z., Postma H.W.C., Balents L., Dekker C. Carbon nanotube intramolecular junctions // *Nature*. – 1999. – V. 402. – P. 273–276.
58. Nardelli M.B., Yakobson B.I., Bernholc J. Brittle and ductile behavior in carbon nanotubes // *Phys. Rev. Lett.* – 1998. – V. 81. – P. 4656–4659.
59. Liu Y.J., Chen X.L. Evaluations of the effective material properties of carbon nanotube-based composites using a nanoscale representative volume element // *Mechanics of Materials*. – 2003. – V. 35. – № 1-2. – P. 69–81. DOI: 10.1016/S0167-6636(02)00200-4.
60. Hasnain M.S. et al. Classification of carbon nanotubes // *Carbon Nanotubes for Targeted Drug Delivery*. – 2019. – P. 11–15.
61. Karimi M. et al. Carbon nanotubes: properties and classification. – Morgan & Claypool Publishers, 2017. – P. 1–2.
62. Forro L. et al. Electronic and mechanical properties of carbon nanotubes // *Science and Application of Nanotubes*. – 2002. – P. 297–320.
63. Wang N., Li G.D., Tang Z.K. // *Chem. Phys. Lett.* – 2001. – V. 339. – P. 47.
64. Zheng L.X., O'Connell M.J., Doorn S.K., Liao X.Z., Zhao Y.H., Akhadow E.A., Hoffbauer M.A., Roop B.J., Jia Q.X., Dye R.C., Peterson D.E., Huang S.M., Liu J., Zhu Y.T. // *Nat. Mater.* – 2004. – V. 3. – P. 673–676.
65. Moniruzzaman M., Du F., Romero N., Winey K.I. Increased flexural modulus and strength in SWNT/epoxy composites by a new fabrication method // *Polymer*. – 2006. – V. 47. – № 1. – P. 281–287. DOI: 10.1016/j.polymer.2005.11.011.
66. Wang Z., Liang Z., Wang B., Zhang C., Kramer L. Processing and property investigation of single-walled carbon nanotube (SWNT) buckypaper/epoxy resin matrix nanocomposites // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. – 2004. – V. 35. – № 10. – P. 1225–1232.
67. Ali Z., Yaqoob S., Yu J., D'Amore A. Critical review on the characterization, preparation, and enhanced mechanical, thermal, and electrical properties of carbon nanotubes and their hybrid filler polymer composites for various applications // *Composites Part C: Open Access*. – 2024. – V. 13. – 100434. DOI: 10.1016/j.coco.2024.100434.

68. Сухно И.В., Бузько В.Ю. Углеродные нанотрубки. Часть 1. Высокотехнологичные приложения. – КубГУ. Краснодар, 2008. – 55 с.
69. Haque A., Ramasetty A. Theoretical study of stress transfer in carbon nanotube reinforced polymer matrix composites // *Composite Structures*. – 2005. – V. 71. – № 1. – P. 68–77.
70. Li Y., Liu J., Wang Y. et al. Bioinspired Spinosum Capacitive Pressure Sensor Based on CNT/PDMS Nanocomposites for Broad Range and High Sensitivity // *Nanomaterials*. – 2022. – V. 12. – № 19. – P. 3265. DOI: 10.3390/nano12193265.
71. Шевченко В.Г. Основы физики полимерных композиционных материалов. – М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2010.
72. Yu M.-F., Files B.S., Arepalli S. et al. Tensile Loading of Ropes of Single Wall Carbon Nanotubes and Their Mechanical Properties // *Physical Review Letters*. – 2000. – V. 84. – № 24. – P. 5552–5555.
73. Yu M., Lourie O., Dyer M. et al. Strength and Breaking Mechanism of Multiwalled Carbon Nanotubes Under Tensile Load // *Science*. – 2000. – V. 287. – № 5453. – P. 637–640.
74. Krishnan A., Dujardin E., Ebbesen T. et al. Young's Modulus of Single-Walled Nanotubes // *Physical Review B*. – 1998. – V. 58. – № 20. – P. 14013–14019.
75. Siochi E.J., Harrison J.S. Structural nanocomposites for aerospace applications // *MRS Bulletin*. – 2015. – V. 40. – № 10. – P. 788–797.
76. Walters D., Ericson L., Casavant M. et al. Elastic Strain of Freely Suspended Single-Wall Carbon Nanotube Ropes // *Applied Physics Letters*. – 1999. – V. 74. – № 25. – P. 3803–3805.
77. Cumings J., Zettl A. Low-friction nanoscale linear bearing realized from multiwall carbon nanotubes // *Science*. – 2000. – V. 289. – № 5479. – P. 602–604.
78. Pegel S., Pötschke P., Petzold G. et al. Dispersion, agglomeration, and network formation of multi walled carbon nanotubes in polycarbonate melts // *Polymer*. – 2008. – V. 49. – № 4. – P. 974–984.
79. Новоковский Е.А., Ананьева Е.С. Особенности реализации технологического процесса модификации эпоксидных компаундов углеродными нанотрубками

- и ультрадисперсными частицами // Ползуновский вестник. – 2016. – № 1. – С. 102.
80. Хрульков А.В., Душин М.И., Попов Ю.О. и др. Исследования и разработка автоклавных и безавтоклавных технологий формования ПКМ // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 292–301.
81. Панина Н.Н., Ким М.А., Гуревич Я.М. и др. Связующие для безавтоклавного формования изделий из полимерных композиционных материалов // Клеи. Герметики. Технологии. – 2013. – № 10. – С. 27–35.
82. Lee S.M. Reference Book for Composites Technology. – USA: Technomic Publishing AG, 1989. – 331 p.
83. Campbell F.C. Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials. – Elsevier Ltd, 2006. – 593 p.
84. Фионов А.С., Юрков Г.Ю., Колесов В.В. и др. Композиционный материал на основе железосодержащих наночастиц для применения в задачах электромагнитной совместимости // Радиотехника и электроника. – 2012. – Т. 57. – № 5. – С. 597–608.
85. Юрков Г.Ю., Фионов А.С., Кокшаров Ю.А. и др. Электрофизические и магнитные свойства наноматериалов, содержащих наночастицы железа или кобальта // Неорганические материалы. – 2007. – Т. 43. – № 8. – С. 936–947.
86. Фионов А.С., Юрков Г.Ю., Колесов В.В. и др. Поглотители электромагнитных волн на основе железо- и кобальтсодержащих наночастиц // Перспективные материалы. – 2008. – № 6. – С. 192–196.
87. Garcia E.J., Wardle B.L., Hart A.J. et al. Fabrication and multifunctional properties of a hybrid laminate with aligned carbon nanotubes grown in situ // Composites Science and Technology. – 2008. – V. 68. – № 9. – P. 2034–2041.
88. Gofny F.H., Wichmann M.H.G., Köpke U. et al. Carbon nanotube reinforced epoxy-composites: enhanced stiffness and fracture toughness at low nanotube content // Composites Science and Technology. – 2004. – V. 64. – № 15. – P. 2363–2371.

89. Thostenson E.T., Chou T.-W. Processing-structure-multi-functional property relationship in carbon nanotube/epoxy composites // *Carbon*. – 2006. – V. 44. – № 14. – P. 3022–3029.
90. Ma A.W.K., Mackley M.R., Chinesta F. The microstructure and rheology of carbon nanotube suspensions // *International Journal of Material Forming*. – 2008. – V. 1. – № 2. – P. 75–81.
91. Липатов Ю.С. Межфазные явления в полимерах. – Киев: Наукова думка, 1980. – 257 с.
92. Manson J.A., Sperling L.H. Полимерные смеси и композиты. – М.: Химия, 1979. – 440 с.
93. Arash B., Wang Q., Varadan V.K. Mechanical properties of carbon nanotube/polymer composites // *Scientific Reports*. – 2014. – V. 4. – Article 6479. DOI: 10.1038/srep06479.
94. Xiao K.Q., Zhang L.C., Zarudi I. Mechanical and rheological properties of carbon nanotube-reinforced polyethylene composites // *Composites Science and Technology*. – 2007. – V. 67. – № 2. – P. 177–182.
95. Siochi E.J., Working D.C. Melt processing of SWCNT-polyimide nanocomposite fibers // *Composites Part B: Engineering*. – 2004. – V. 35. – № 5. – P. 395–400.
96. Zhu Y., Bakis C.E., Adair J.H. Effects of carbon nanofiller functionalization and distribution on interlaminar fracture toughness of multi-scale reinforced polymer composites // *Carbon*. – 2012. – V. 50. – № 3. – P. 1316–1331.
97. Almuhammadi K., Alfano Y., Yang G. et al. Analysis of interlaminar fracture toughness and damage mechanisms in composite laminates reinforced with sprayed multi-walled carbon nanotubes // *Materials & Design*. – 2014. – V. 53. – P. 921–927.
98. Ozdemir N.G., Zhang T., Aspin I. et al. Toughening of carbon fibre reinforced polymer composites with rubber nano particles for advanced industrial applications // *eXPRESS Polymer Letters*. – 2016. – V. 10. – № 5. – P. 406–418.

99. Bekyarova E., Thostenson E.T., Yu A. et al. Functionalized single-walled carbon nanotubes for carbon fiber-epoxy composites // The Journal of Physical Chemistry C. – 2007. – V. 111. – № 48. – P. 17865–17871.
100. Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Fiedler B. et al. Influence of nano-modification on the mechanical and electrical properties of conventional fibre-reinforced composites // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2005. – V. 36. – № 11. – P. 1525–1535.
101. Yokozeki T., Iwahori Y., Ishiwata S. et al. Mechanical properties of CFRP laminates manufactured from unidirectional prepregs using CSCNT-dispersed epoxy // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2007. – V. 38. – № 10. – P. 2121–2130.
102. Morokov E.S., Shershak P.V., Burkov M.V., Zhiltsova I.V. Influence of CNT filler in polymer matrix on impact damage propagation in the volume of carbon fiber laminates // Polymers. – 2025. – V. 17. – № 7. – P. 891. DOI: 10.3390/polym17070891.
103. Manjunatha G., Nagesh S.N., George R. Effect of Dispersion and Improper Bonding of Nanofiller Polymer Composites // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2021.
104. ASTM D5528-01. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. – West Conshohocken: ASTM International, 2001.
105. ГОСТ Р 56815-2015. Композиты полимерные. Метод определения удельной работы расслоения в условиях отрыва GIC. – Введ. 2016-07-01. – М.: Стандартинформ, 2016. – 20 с.
106. ГОСТ 33685-2015. Композиты полимерные. Метод определения удельной работы расслоения в условиях сдвига GIIC. – Введ. 2016-07-01. – М.: Стандартинформ, 2016. – 20 с.
107. ASTM D7905-14. Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. – West Conshohocken: ASTM International, 2014.

108. Davis D.C., Whelan B.D. An experimental study of interlaminar shear fracture toughness of a nanotube reinforced composite // *Composites Part B: Engineering*. – 2011. – Т. 42. – № 1. – С. 105–116.
109. Ashrafi B., Guan V., Mirjalili Y. и др. Enhancement of mechanical performance of epoxy/carbon fiber laminate composites using single-walled carbon nanotubes // *Composites Science and Technology*. – 2011. – Т. 71. – № 13. – С. 1569–1578.
110. Kuwata M. Mechanisms of interlaminar fracture toughness using non-woven veils as interleaf materials : дис. ... к. наук. Queen Mary, University of London, School of Engineering and Materials Science, Department of Materials, 2010. – 57 с.
111. Masters J.E. Correlation of impact and delamination resistance in interleaved laminates // *Proceedings of the 6th ICCM/2nd ECCM*. – London: UK, 1987. – Р. 3.96–3.107.
112. Деев И.С., Каблов Е.Н., Кобец Л.П., Чурсова Л.В. Исследование методом сканирующей электронной микроскопии деформации микрофазовой структуры полимерных матриц при механическом нагружении // *Труды ВИАМ*. – 2016. – № 8. – С. 3–12. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-3-12.
113. Lau K.T., Lu M., Lam C.K. и др. // *Composites Sci. Technol.* – 2005. – Vol. 65. – Р. 719.
114. Кондрашов С.В. Эпоксидные композиционные материалы с углеродными нанотрубками: диссертация доктора технических наук: 05.16.09. — Москва, 2019. — 309 с.
115. Deev I.S., Kobec L.P. Mikrostruktura jepoksidnyh matric [Microstructure epoxy matrix] // *Mehanika kompozitnyh materialov*. – 1986. – №1. – S. 3–8.
116. Deev I.S., Kobec L.P. Fraktografija jepoksidnyh polimerov [Fractography epoxy resins] // *Vysokomolekuljarnye soedinenija. Ser. A*. – 1996. – Т. 38. – №4. – S. 627–633.
117. Deev I.S., Kobec L.P. Issledovanie mikrostruktury i mikropolej deformacij v polimernyh kompozitah metodom rastrovoj jelektronnoj mikroskopii // *Zavodskaja laboratorija. Diagnostika materialov*. – 1999. – Т. 65. – №4. – S. 27–34.

118. Barbero E.J. Finite Element Analysis of Composite Materials using Abaqus. — CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, FL, 2013. — 413 p.
119. Odegard G.M., Gates T.S., Nicholson L.M., Wise K.E. Equivalent-continuum modeling of nano-structured materials // Composites Science and Technology. — 2002. — Vol. 62. — P. 1869–1880.
120. Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.
121. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.
122. Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.
123. ГОСТ Р 57745-2017. Композиты полимерные. Определение предела прочности при межслойном сдвиге ламинатов методом короткой балки. — Введ. 2018-02-01. — Москва: Стандартинформ, 2017. — 11 с.
124. ГОСТ Р 56785-2015. Композиты полимерные. Метод испытания на растяжение плоских образцов. — Введ. 2017-01-01. — Москва: Стандартинформ, 2016. — 19 с.
125. ГОСТ Р 57143-2016. Композиты полимерные. Метод испытания на усталость при циклическом растяжении. — Введ. 2017-06-01. — Москва: Стандартинформ, 2016. — 15 с.
126. Многослойные углеродные нанотрубки. — Текст : электронный // Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН : [сайт]. — URL: https://www.catalysis.ru/block/index.php?ID=3&SECTION_ID=1513 (дата обращения: 26.04.2026).
127. Abaqus Theory Guide. Version 2016. — Dassault Systèmes Simulia Corp., Providence, RI, USA.

128. Васильев В.В. Механика конструкций из композиционных материалов. — М.: Машиностроение, 1988. — 272 с.
129. Hill R. The elastic behavior of a crystalline aggregate // *Proceedings of the Physical Society. Section A.* — 1952. — Vol. 65. — P. 349.
130. Mandel J. Plasticité classique et viscoplasticité // *CISM International Centre for Mechanical Sciences. Courses and Lectures, No. 97.* — Springer, Vienna-New York, 1971. — 187 p. DOI: 10.1007/978-3-211-81148-1.
131. Alsaadi M., Erklig A., Bulut M. (2017). Mixed-mode I/III fracture toughness of polymer matrix composites toughened with waste particles // *Science and Engineering of Composite Materials.* — 2017. — V. 24(5). — P. 679-689. <https://doi.org/10.1515/secm-2016-0326>.
132. Cha J., Jun G.H., Park J.K., Kim J.C., Ryu H.J., Hong S.H. (2017). Improvement of modulus, strength and fracture toughness of CNT/Epoxy nanocomposites through the functionalization of carbon nanotubes // *Composites Part B: Engineering.* — 2017. — V. 129. — P. 213-223. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.07.070>.
133. De Farias M.A., Coelho L.A.F., Pezzin S.H. (2015). Hybrid Nanocomposites Based on Epoxy/silsesquioxanes Matrices Reinforced with Multi-walled Carbon Nanotubes // *Materials Research.* — 2015. — V. 18(5). — P. 1024-1032. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.019115>.
134. Hsieh T.H., Kinloch A.J., Taylor A.C., Kinloch I.A. (2011). The effect of carbon nanotubes on the fracture toughness and fatigue performance of a thermosetting epoxy polymer // *Journal of Materials Science.* — 2011. — V. 46(23). — P. 7521-7533. <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5724-0>.
135. Thostenson E.T., Chou T.W. Aligned multi-walled carbon nanotube-reinforced composites: processing and mechanical characterization // *Journal of Physics D: Applied Physics.* — 2002. — V. 35. — № 16. — P. L77–L80. DOI: 10.1088/0022-3727/35/16/103.
136. Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Fiedler B., Schulte K. Carbon nanotube-reinforced epoxy-composites: enhancement of adhesion and structural efficiency // *Composites*

- Science and Technology. – 2005. – V. 65. – № 15-16. – P. 2300–2313. DOI: 10.1016/j.compscitech.2005.04.021.
137. Kim M., Park Y.B., Okoli O.I., Zeng C. Processing and mechanical properties of epoxy nanocomposites reinforced with functionalized carbon nanotubes // Polymer. – 2009. – V. 50. – № 14. – P. 3405–3411. DOI: 10.1016/j.polymer.2009.04.020.
 138. Quaresimin M., Schulte K., Zappalorto M., Chandrasekaran S. Toughening mechanisms in polymer nanocomposites: From experiments to modelling // Composites Science and Technology. – 2016. – V. 123. – P. 1-13. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2015.11.027>.
 139. Negi A., Bhardwaj G., Saini J.S., Khanna K., Godara R.K. Analysis of CNT reinforced polymer nanocomposite plate in the presence of discontinuities using XFEM // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2019. – V. 103. – 102292. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2019.102292>.
 140. Torquato S. Random Heterogeneous Materials: Microstructure and Macroscopic Properties. – New York: Springer-Verlag, 2002. – 701 p. DOI: 10.1007/978-1-4757-6355-3.
 141. Sanchez-Palencia E. Non-Homogeneous Media and Vibration Theory. – Berlin: Springer-Verlag, 1980. – 398 p. DOI: 10.1007/3-540-10000-8.
 142. Davendra D., Zelinka I. Self-organizing migrating algorithm. Methodology and implementation // Studies in Computational Intelligence. – Springer, Cham, 2016. – Vol. 626. – 289 p. DOI: 10.1007/978-3-319-28161-2.
 143. Пантелеев А.В., Скавинская Д.В. Метаэвристические стратегии и алгоритмы глобальной оптимизации. - Факториал, 2023. – 564 с.
 144. Panteleev A.V., Rakitianskii V.M. Application of the modified self-organizing migration algorithm MSOMA in optimal open-loop control problems // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 1925. – Id 012017.
 145. Пантелеев А.В., Ракитянский В.М. Разработка модифицированного самоорганизующегося миграционного алгоритма оптимизации (MSOMA) // Моделирование и анализ данных. – 2020. – № 2. – С. 62–73.

146. Cabrera Barbero J. "Thermal-Fatigue and Thermo-Mechanical Equivalence for Transverse Cracking Evolution in Laminated Composites" (2018). Graduate Theses, Dissertations, and Problem Reports. 3715.
147. Турбин Н.В., Трифонов Р.Д., Ковтунов С.С. Моделирование смятия композитного материала методами вычислительной микромеханики // Механика композитных материалов. – 2022. – Т. 58. – № 3. – С. 515–528. DOI: 10.1007/s11029-022-10041-3.
148. Llorca J., Gonzalez C., Molina-Aldareguia J.M. et al. Multiscale modeling of composite materials: a roadmap towards virtual testing // Advanced Materials. – 2011. – Vol. 23. – P. 5130-5147.
149. Sun Q., Zhou G., Meng Z. et al. Failure criteria of unidirectional carbon fiber reinforced polymer composites informed by a computational micromechanics model // Composites Science and Technology. – 2019. – Vol. 172. – P. 59-81.
150. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов на их основе // Труды ВИАМ. – 2016.
151. Alian A.R., Kundalwal S.I., Meguid S.A. Multiscale modeling of carbon nanotube epoxy composites // Polymer. – 2015. – Vol. 70. – P. 149-160.
152. Romanov V.S., Lomov S.V., Verpoest I., Gorbatikh L. Modelling evidence of stress concentration mitigation at the micro-scale in polymer composites by the addition of carbon nanotubes // Carbon. – 2015. – Vol. 82. – P. 184-194.
153. Kanouté P., Boso D.P., Chaboche J.L., Schrefler B.A. Multiscale methods for composites: a review // Archives of Computational Methods in Engineering. – 2009. – Vol. 16. – No. 1. – P. 31-75.
154. Thostenson E.T., Ren Z., Chou T.W. Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composites: a review // Composites Science and Technology. – 2001. – Vol. 61. – No. 13. – P. 1899-1912.
155. Зиновьев П.А., Смердов А.А. Основы физики и механики композиционных материалов. — М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006.

156. Carlsson L.A., Adams D.F., Pipes R.B. Experimental Characterization of Advanced Composite Materials. 4th ed. – CRC Press, 2014.
157. Babaytsev, A.V., Kalyagin, M.Y., Rabinskiy, L.N. Defect Development in Multilayer Composites under Static Loads // Russian Engineering Research. – 2024. – V. 44(1). – pp. 112–115.
158. Ковтунов С.С., Торопылина Е.Ю., Родин Н.А. Оценка влияния нанотрубок на механические характеристики углепластика с конструктивной укладкой // Конструкции из композиционных материалов. – 2026. – № 2. – С.62–70. DOI: 10.52190/2073-2562_20.
159. Ковтунов С.С., Грибцов Д.Д., Куделя Т.М. Расчетно-экспериментальное исследование влияния модификации композиционных материалов наночастицами на механические характеристики на примере укладки лонжерона дальнемагистрального самолета гражданской авиации // Конструкции из композиционных материалов. – 2026. – № 2. – С. 56–61. DOI: 10.52190/2073-2562_2026_2_56.
160. Ковтунов С.С., Турбин Н.В., Клыков П.П., Торопылина Е.Ю. Численный метод моделирования полимерной матрицы, модифицированной одностенными углеродными нанотрубками // Вестник машиностроения. – 2024. – Т. 103. – № 12. – С.991–994. DOI: 10.36652/0042-4633-2024-103-12-991-994.
161. Пантелеев А.В., Ковтунов С.С., Ракитянский В.М. Моделирование и анализ данных. – 2023. – Том 13. – № 2. – С. 123-141. DOI: <https://doi.org/10.17759/mda.2023130207>.
162. Turbin, N., Kovtunov, S. (2023). Simulation of Tensile Test for Laminate Made of CFRP. Role of Different Parameters that Influence the Failure Mode Type. In: Jing, Z., Zhan, X., Damaren, C. (eds) Proceedings of the International Conference on Aerospace System Science and Engineering 2022. – ICASSE 2022. – Lecture Notes in Electrical Engineering, vol 1020. – Springer, Singapore. – https://doi.org/10.1007/978-981-99-0651-2_5.

163. Utiabaeva, A., Kovtunov, S., Turbin, N. (2023). Estimation of Strength Properties of Glass Fiber-Reinforced Plastics with Initial Fibre Waviness. In: Jing, Z., Zhan, X., Damaren, C. (eds) Proceedings of the International Conference on Aerospace System Science and Engineering 2022. ICASSE 2022. Lecture Notes in Electrical Engineering, vol 1020. – Springer, Singapore. – https://doi.org/10.1007/978-981-99-0651-2_9.
164. Kovtunov, S.S., Nasonov, F.A. (2023). Investigation of the Mechanical Characteristics of the Modified PCM for Use in the Aerospace Industry. In: Strelets, D.Y., Korsun, O.N. (eds) Recent Developments in High-Speed Transport. Springer Aerospace Technology. - Springer, Singapore. – https://doi.org/10.1007/978-981-19-9010-6_17.
165. Лупачев Д.К., Ковтунов С.С. Программа генерации циклограммы TWIST // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ RU № 2023682104, 23.10.2023 г.
166. Ковтунов С.С. Методика моделирования полимерной матрицы модифицированной ОУНТ вычислительными методами / Ковтунов С.С., Утябаева А.Р., Шрамко К.К., Лупачев Д.К., Дубинец А.О. // В книге: Авиация и космонавтика. тезисы 21ой международной конференции. Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет). Москва: Изд-во «Перо», 22 ноября 2022 г. – С. 456-458. – URL: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=50102260>.
167. Ковтунов С.С. Разработка материала ПКМ со сверхмалой концентрацией ОУНТ с целью повышения усталостных характеристик для применения в сверхзвуковом пассажирском самолете нового поколения / Ковтунов С.С., Насонов Ф.А. // В книге: Скоростной транспорт будущего: перспективы, проблемы, решения. тезисы 1-ой Международной научно-технической конференции. Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет). Москва, 2022. – С. 56-58. – URL: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=49563024>.

168. Ковтунов С.С. Исследование применения в авиакосмической промышленности полимерного нанокompозита на основе УНТ, армированного углеродными однонаправленными волокнами // В книге: Гагаринские чтения – 2022. Сборник тезисов работ международной молодёжной научной конференции XLVIII. Москва, 12 апреля 2022 г. Москва: Изд-во «Перо» С. 529-531. – URL: <https://gagarin.mai.ru/files/2022/abstracts2022.pdf>.
169. Ковтунов С.С. Исследование возможностей модифицирования матриц полимерных углепластиков углеродными наночастицами для применения в конструкциях перспективных гражданских самолетов // В сборнике: XXV Туполевские чтения (школа молодых ученых). Международная молодёжная научная конференция, посвященная 60-летию со дня осуществления Первого полета человека в космическое пространство и 90-летию Казанского национального исследовательского технического университета им. А.Н. Туполева-КАИ. Материалы конференции. Сборник докладов. В 6-ти томах. Казань, 10 ноября 2021. С. 421-423. – URL: <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=48162823>.
170. Ковтунов С.С. Оценка прочности полимерного композиционного материала с учётом технологических дефектов при помощи вычислительной микромеханики / Ковтунов С.С., Утябаева А.Р., Грох Ю.А., Турбин Н.В. // В книге: II-я Международная конференция «Композитные материалы и конструкции». Тезисы. 16 ноября 2021 г. – Москва: Изд-во «Перо», 2021. – С. 15. – URL: <https://composite.mai.ru/files/KMKabstracts2021.pdf>.

Приложение

Акты внедрения результатов диссертационной работы

УТВЕРЖДАЮ
 Генеральный директор
 АО «ИНУМИТ»
 _____ А.В. Кепман
 «22» июня 2026г.



АКТ

О внедрении результатов диссертационной работы Ковтунова Сергея Сергеевича на соискание учёной степени кандидата технических наук на тему «Метод обеспечения прочности элементов конструкции крыла самолета из полимерных композиционных материалов с модифицированной матрицей»

Комиссия в составе:

Эрдни Михайлович Эрдни-Горяев (Председатель комиссии) – Заведующий лабораторией связующих и технологий формования,

Олег Сергеевич Морозов (член комиссии) – Заведующий лабораторией высокотемпературных композиционных материалов

подтверждает, что результаты диссертационной работы Ковтунова Сергея Сергеевича были использованы при анализе усталостной прочности и расширении базы эксплуатационных характеристик полимерного связующего Т-26 для перспективных авиационных конструкций.

Председатель комиссии



Э.М. Эрдни-Горяев

Члены комиссии



О.С. Морозов

МИНОБРАЗОВАНИЯ РОССИИ

Федеральное государственное автономное
образовательное
учреждение высшего образования
«Новосибирский национальный
исследовательский государственный
университет»
(Новосибирский государственный
университет, НГУ)

ул. Пирогова, д. 1, Новосибирск, 630090
Тел. (383) 363-40-00. Факс (383) 330-42-80
Адрес в интернете: //www.nsu.ru
E-mail: rector@nsu.ru

01 ИЮЛ 2026 № 2930/150
О практическом применении результатов
диссертационной работы Ковтунова С.С.

Ректору Московского авиационного
института (национального
исследовательского университета),
академику РАН
М.А. Погосяну

Копия: диссертационный совет
24.2.327.09

Глубокоуважаемый Михаил Асланович!

Настоящим письмом подтверждаем, что научно-методические подходы, развитые в диссертационном исследовании С.С. Ковтунова «Метод обеспечения прочности элементов конструкции крыла самолета из полимерных композиционных материалов с модифицированной матрицей», были использованы в Центре НТИ по новым функциональным материалам Новосибирского государственного университета для оценки влияния многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) на физико-механические свойства и усталостную прочность полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе эпоксидного связующего Т26 и имеют высокую практическую значимость.

Особо отмечаем, что предложенные С.С. Ковтуновым технологические решения по модификации эпоксидного связующего позволили обеспечить высокую степень диспергирования МУНТ в матрице и достичь комплексного повышения прочностных характеристик конечного материала.

Выражаем надежду на дальнейшее сотрудничество в области разработки новых современных материалов для авиационной промышленности.

Ректор НГУ



Д.В. Пышный

Исп.: директор ЦНФМ Козлов Д.В.,
эл. адрес: d.kozlov@g.nsu.ru,
тел.: +7 913 901 6233

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель директора по разработке
 Филиала ПАО «Яковлев» -
 «Региональные самолеты»

А.В. Кубасов

«24» августа 2026г.



АКТ

О внедрении результатов диссертационной работы Ковтунова Сергея Сергеевича на соискание учёной степени кандидата технических наук на тему «Метод обеспечения прочности элементов конструкции крыла самолета из полимерных композиционных материалов с модифицированной матрицей»

Комиссия в составе:

Антошкин Павел Сергеевич (Председатель комиссии) –
 Заместитель главного конструктора - начальник отдела
 главного конструктора ФРС,

Кланцова Кристина Сергеевна (Член комиссии) –
 Начальник НИО технологического сопровождения
 проектов,

Митрофанов Олег Владимирович (Член комиссии) –
 Заместитель начальника НИО прочности - заместитель
 Главного конструктора по прочности.

подтверждает, что результаты диссертационной работы Ковтунова Сергея Сергеевича были использованы при расчетах усталостной прочности и оценке долговечности элементов конструкций из полимерных композиционных материалов в рамках проектирования перспективного широкофюзеляжного магистрального самолета.

Председатель комиссии

Антошкин П.С.

Члены комиссии

Кланцова К.С.

Члены комиссии

Митрофанов О.В.