

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ НАУКИ
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МЕХАНИКИ ИМ. А.Ю. ИШЛИНСКОГО
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

Буковский Павел Олегович

**ТЕОРЕТИКО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ
ФРИКЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ
КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

1.1.8. Механика деформируемого твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
д.ф.-м.н., академик РАН
Горячева Ирина Георгиевна

Москва 2023

Оглавление

Введение	5
1 Углерод-углеродные композитные материалы и их применение в конструкциях авиационных тормозных систем	5
2 Процесс производства тормозных дисков из углерод-углеродного композитного материала	9
3 Результаты проведенных ранее исследований трибологических свойств углерод-углеродных композитных материалов различной структуры	13
4 Способы оценки механических и прочностных свойств углеродных волокон и жгутов волокон и технологические методы модификации волокон, влияющие на изменение этих характеристик	17
5 Существующие расчетные и экспериментальные методы оценки механических и прочностных свойств углерод-углеродных композитов ..	19
6 Методы оценки усталостной прочности углерод-углеродного композитного материала	21
 Глава 1. Экспериментальное исследование коэффициента трения и формирования фрикционной пленки в условиях скольжения углерод-углеродных композитов по поверхности образца из того же материала.....	 38
1.1 Постановка эксперимента	38
1.1.1 Исследуемые материалы	38
1.1.2 Методика проведения эксперимента	41
1.1.3 Методика исследования структуры поверхности и приповерхностных слоев материалов в процессе испытаний	48
1.2 Результаты экспериментов.....	49
1.2.1 Анализ зависимости коэффициента трения от нагрузки и скорости скольжения	49

1.2.2	Анализ формирования фрикционной пленки на поверхности трения	56
1.3	Выводы по главе 1.....	57
Глава 2. Экспериментальное исследование коэффициента трения между углеродными волокнами в заданных диапазонах изменения нагрузки и температуры 58		
2.1	Постановка эксперимента	58
2.1.1	Исследуемые материалы	58
2.1.2	Методика проведения эксперимента	59
2.1.3	Методика микроскопических исследований.....	61
2.2	Результаты экспериментальных исследований	63
2.2.1	Анализ поверхности и шероховатости углеродных волокон до и после трибологических испытаний	63
2.2.2	Анализ зависимости коэффициента трения от нагрузки и объемной температуры	66
2.3	Выводы по главе 2.....	68
Глава 3. Экспериментальное исследование коэффициента трения и интенсивности изнашивания углерод-углеродных композитных материалов при высоких температурах в бескислородной среде..... 70		
3.1	Постановка эксперимента	70
3.1.1	Исследуемые материалы	70
3.1.2	Методика проведения эксперимента	71
3.1.3	Методика исследования структуры поверхности и приповерхностных слоев материалов в процессе испытаний	74
3.2	Результаты экспериментов.....	75
3.2.1	Анализ зависимости коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры в контакте от нагрузочно-скоростных параметров.....	75
3.2.2	Анализ формирования фрикционной пленки на поверхности трения	86

3.3 Выводы по главе 3.....	89
Глава 4. Теоретико-экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения углерод-углеродного композитного материала	91
4.1 Экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения подповерхностных слоев углеродных композитов	91
4.1.1 Исследуемые материалы	91
4.1.2 Методика проведения эксперимента	92
4.1.3 Методика определения толщины разрушившегося слоя композита... ..	92
4.2 Результаты экспериментов на контактно-усталостное разрушение.....	94
4.2.1 Результаты трибологических испытаний	94
4.2.2 Анализ глубины зарождения контактно-усталостных повреждений от характеристик контактного взаимодействия	96
4.3 Моделирование контактно-усталостного разрушения подповерхностных слоев углеродных композитов	97
4.3.1 Расчет осредненного модуля упругости композитного материала	98
4.3.2 Расчет контактных и внутренних напряжений в композите	99
4.3.3 Расчет и анализ глубины зарождения контактно-усталостных повреждения для исследованных композитов	101
4.4 Сопоставление теоретических и экспериментальных расчетов	102
4.6 Расчет показателя степени в функции скорости накопления усталостных повреждений на основе проведенных теоретико-экспериментальных исследований	108
4.6 Выводы по главе 4.....	109
Заключение.....	111
Список используемых источников.....	113
Список рисунков	131
Список таблиц.....	134

Введение

1 Углерод-углеродные композитные материалы и их применение в конструкциях авиационных тормозных систем

С 1960-х годов идет активное развитие промышленных технологий получения и синтезирования углеродных волокон, что послужило началом разработки композитных материалов на их основе, таких как углепластики, углерод-карбид-кремниевые и углерод-углеродные композиты, а также послужило началу математического моделирования проходящих в них процессах.

Процесс производства углеродных волокон включает в себя высокотемпературную обработку (карбонизацию или графитацию) органических волокон. Карбонизация осуществляется в диапазоне температур 900...2000°C при этом содержание углерода должно быть в пределах 80-99%, а графитация проводится при температурах до 3000°C с содержанием углерода выше 99%. Для получения углеродного волокна наиболее высокого качества карбонизация или графитация проводятся одновременно с их вытягиванием на выходе, что способствует улучшению структуры и повышению их механических свойств [1-5].

Углерод-углеродный композитный материал (УУКМ) состоит из углеродного армирующего каркаса и матрицы из графитоподобных структур. Армирующий каркас может быть в виде дискретных волокон, непрерывных нитей или жгутов, тканей с различным плетением, объемных каркасных структур. Волокна в каркасе могут располагаться хаотично, одно-, двух- и трех- направленно, принципиальные схемы расположения волокон представлены на рисунке 1. Углеродная матрица является связующим, соединяющим в одно целое армирующий каркас в композите, что позволяет ему лучше воспринимать различные внешние нагрузки. В основном матрица состоит из коксовых остатков карбонизованных или графитированных каменноугольных пеков, синтетических смол или пиролитического углерода.

УУКМ применяются во многих отраслях промышленности. На их основе изготавливают оболочки головных обтекателей, обтекатели ступеней, приборные рамы и воздуховоды ракет-носителей, силовые профили для космических спутников, теплозащитные покрытия для космических аппаратов, тормозные диски и т.д. Эти материалы хорошо себя зарекомендовали благодаря их меньшему весу по сравнению с металлическими или керамическими материалами, более низкой плотностью (в диапазоне 1,6-2,0 г/см³), высокой прочностью при повышенных температурах, низким коэффициентом линейного расширения, высоким коэффициентом теплопроводности, высокой стойкостью к тепловому удару. Их высокая работоспособность имеет место при температурах вплоть до 3000°С.

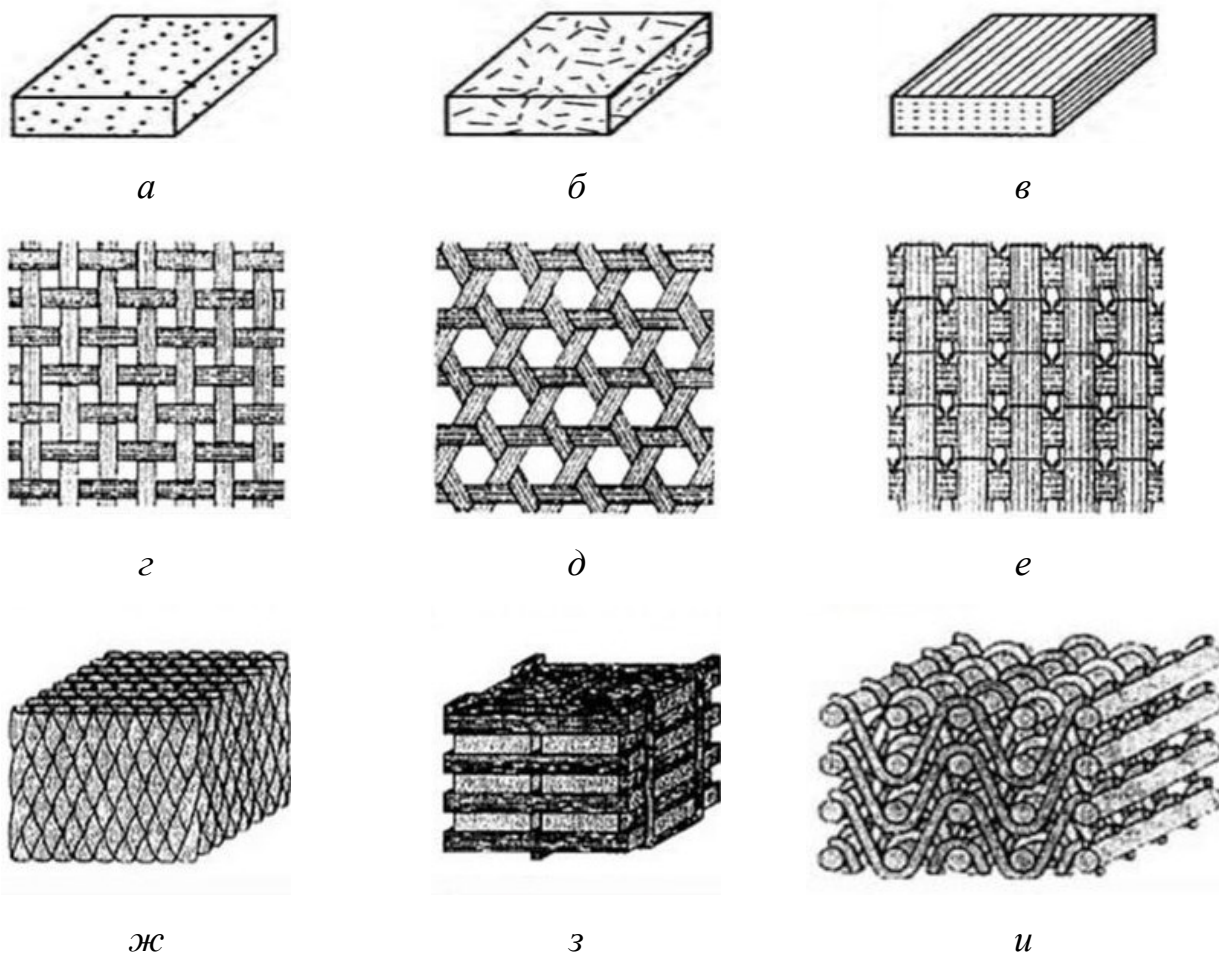


Рисунок 1 – Расположения волокон в композите, где *а, б* – хаотичное армирование; *в* – однонаправленное армирование; *г, д, е* – двунаправленная ткань; *ж, з, и* – трехнаправленное армирование

Начиная с 70-х годов в мировом авиастроении осуществлялся переход от металлических и металлокерамических тормозных дисков к фрикционным дискам из УУКМ. Причиной таких изменений послужила ограниченность эксплуатационных температур металлокерамики и сталей. Экономия на эксплуатационных расходах образуется за счет более низких затрат на топливо и меньшей потребности в материально-техническом обслуживании, необходимость которого возникает при использовании металлов из-за их усталости и коррозии [6]. Применение тормозных дисков из УУКМ также позволяет снизить вес конструкции, в результате чего уменьшается расход топлива и увеличивается маневренность воздушных судов [7-9]. Тормозные диски должны обеспечивать необходимый тормозной момент, достаточный для эффективного торможения самолета при различных условиях его эксплуатации (маневрировании, торможении на ВПП и т.д.), при этом не разрушаться при возникающих механических нагрузках, а также служить теплоизолятором, способным предохранить от перегрева остальные элементы шасси.

Первым производителем тормозных дисков из УУКМ стала компания Dunlop, в 1973 году эти диски впервые были установлены на серийную модель самолета. Сейчас практически все коммерческие самолеты, производимые фирмами Boeing, Airbus, Sukhoi Superjet и т.д., комплектуются тормозными дисками из УУКМ [10,11], а также военные самолеты, такие как американские F-14, F-15, F-16 и F-18, французский Mirage 2000, Российские МиГ, СУ [12-14]. До сегодняшних дней проделан колоссальный объем исследований в области фрикционных УУКМ, что позволило снизить стоимость их производства и улучшить эксплуатационные характеристики.

На сегодняшний день множество мировых стран (США, Франция, Корея, Китай) занимаются разработкой тормозных дисков, а также проведением их экспериментальных испытаний. Следует отметить, что между крупными производителями фрикционных тормозных дисков из УУКМ наблюдается высокая конкуренция. В России также ведутся разработки тормозных дисков из УУКМ, можно выделить несколько компаний: АО «НИИГрафит», в котором был

разработан серийно применяющийся в отечественном авиастроении УУКМ марки «Гермар»; ОАО «Композит», в котором разработан УУКМ марки «Арголон». Основными производителями тормозных дисков в России является АК «Рубин» и ЗАО «НПО Авиауглерод».

К авиационным тормозным дискам предъявляются требования не только в части функционирования и безопасности, но и в части повышения коммерческих характеристик самолета. Тормозная система самолета должна обеспечивать полную остановку самолета при всех скоростях торможения, эксплуатируемых массах воздушного транспортного средства и при всех допустимых состояниях взлетно-посадочной полосы. В коммерческом же отношении элементы тормозной системы должны иметь длительный эксплуатационный ресурс, приемлемые характеристики для обеспечения непрерывной эксплуатации самолета с минимальным промежутком времени между посадкой и последующим вылетом. Сейчас ведущие зарубежные производители УУКМ разработали новые композитные материалы, обладающие ресурсом свыше 4500 циклов «взлет-посадка». Серийно выпускаемые в России УУКМ заметно уступают зарубежным аналогам по своим ресурсным характеристикам [14,15]. Причиной этому является комплекс факторов, среди которых можно отметить отсутствие производства углеродных волокон необходимого качества и, как следствие, необходимость закупки импортных волокон, длительность научных разработок. При производстве УУКМ возникают некоторые проблемы, связанные с неравномерной укладкой волокон, т.к. большинство композитов являются хаотично армированные, из-за чего даже в одной партии могут отличаться их физико-механические и прочностные свойства.

В настоящее время развитие авиационной техники идет по пути увеличения массы и посадочных скоростей самолетов. Это увеличение приводит к возрастанию эксплуатационных нагрузок на большее количество узлов самолетов и, в первую очередь, на тормозные системы. Наиболее важным путем повышения работоспособности тормозных систем, в частности увеличения ресурса тормозных дисков, является разработка новых и усовершенствование уже имеющихся

тормозных дисков из УУКМ. Эта проблема требует проведения научных исследований фрикционных характеристик УУКМ, что позволит оптимизировать их производство, а также получить новые данные об их поведении при различных условиях взаимодействия.

2 Процесс производства тормозных дисков из углерод-углеродного композитного материала

Процесс производства углерод-углеродного композитного материала включает создание армирующего каркаса из углеродного волокна и добавление в армирующий каркас матрицы с последующим уплотнением заготовки путем проведения процесса карбонизации или графитации с целью придания необходимых физико-механических свойств. Этот процесс является общим при производстве любых УУКМ. Можно отметить три основных этапа производства УУКМ.

Первый этап заключается в выборе схемы армирования (см. рисунок 1) и создание на его основе каркаса. Фрикционные УУКМ обычно представляют собой композиты, содержащие углеродные волокна, которые в основном располагаются параллельно поверхностям трения. Для их изготовления применяются углеродные волокна из вискозы или полиакрилонитрила (ПАН). В таблице 1 представлены основные характеристики этих волокон [2,16]. Зачастую при производстве тормозных дисков из УУКМ используют высокопрочные или высокомодульные ПАН волокна, обладающие хорошими физико-механическими и тепловыми характеристиками, а также вследствие их низкой стоимости.

Углеродные тормозные диски армируют не только волокнами различной длины, но и тканями с различной структурой или войлоками, изготовленными на основе углеродных волокон. В основном применяют армированные однонаправленные или двунаправленные каркасы [17]. Существуют два основных способа получения заготовок: первый – сшивание углеродными нитями, второй –

прессование волокон жидкой матрицей (смола или каменноугольный пек) с последующей термообработкой.

Таблица 1 – Физико-механические характеристики углеродных волокон

Параметр	Полиакрилонитрил (ПАН)		Вискоза	
	Высокопрочный	Высокомодульный	С низкой прочностью и жесткостью	С высокой прочностью и жесткостью
Прочность при растяжении, ГПа	3,1	2,4	0,62	2,2
Модуль упругости при растяжении, ГПа	230	390	41	393
Плотность ρ , г/см ³	1,73	1,81	1,53	1,66
Диаметр волокон, мкм	7	6,5	8,5	6,5
Удлинение при разрыве, %	1,3	0,6	1,5	0,6
Содержание углерода, %	92	99,4	98,8	99,9
Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·с)	2,1	70	38	122

На втором этапе производства армирующий каркас подвергается уплотнению с целью придания необходимых прочностных и механических свойств. Уплотнение заготовок производится путем пропитки газообразными или жидкими органическими веществами, которые при обжиге дают наименьшую

усадку, имеют большой выход кокса, а также обладают достаточной адгезией к углеродным волокнам.

Сейчас наиболее эффективными способами образования матрицы являются следующие: метод химического осаждения из газовой фазы (метод CVD), метод химической инфильтрации паров (метод CVI) и метод жидкофазного насыщения.

При первых двух (CVD и CVI) методах уплотнения используются газообразные углеводороды, в потоке которых выдерживают заготовки. При типичном CVD заготовка подвергается воздействию одного или нескольких летучих реагентов, которые взаимодействуют с заготовкой и/или разлагаются в ней. Как правило, в качестве реагентов используются либо газы, либо твердые или жидкие вещества, или соединения, имеющее достаточно высокое давление газов при невысоких температурах. Зачастую вместе с формированием осадка образуются побочные продукты, которые удаляются потоками газа через реакционную камеру. Широкое распространение метода CVD в исследовательской практике и в производстве произошло благодаря его относительной аппаратурной простоте и безопасности, технологичности и высокому качеству изделий. Рост слоев на каркасе происходит в результате необратимых реакций газообразных исходных веществ.

При CVI методе матричный материал проникает в тело заготовки с помощью реактивных газов при повышенной температуре. При CVI способе волокнистая заготовка поддерживается на пористой металлической пластине, через которую при повышенной температуре пропускается смесь газа-носителя и матричного материала. Инфильтрация (пропитывание заготовки) происходит в реакторе, который соединен с установкой для очистки, где газ и остаточный материал матрицы подвергаются химической очистке для их повторного использования. Волокнистая заготовка подвергается химической реакции при высокой температуре с матричным материалом, в результате чего матрица проникает в волокна или щели заготовки. По мере протекания реакции между поверхностью волокна и матрицей образуется покрытие из матричного материала, при этом

диаметр волокна уменьшается. Непрореагировавшие реактивы вместе с газами выходят из реактора через выпускную систему и передаются на систему очистки.

Процесс газофазного осаждения является весьма длительным и требующим создания сложного оборудования. Для достижения предельной (максимально возможной) плотности (как правило, немного большей $1,7 \text{ г/см}^3$) требуется уплотнение в течение нескольких месяцев. Также процесс чувствителен к изменениям температуры, давления и скорости продувки. Все эти факторы значительно повышают стоимость получаемой продукции. Однако следует отметить получаемый высокий комплекс свойств материала, изготовленного подобным методом: его высокая плотность, а также высокие модуль упругости и предел прочности, и возможность повторного уплотнения материалов с дефектами. Получаемые описанным способом материалы на основе углеродного войлока с так называемой пироуглеродной матрицей широко распространены за рубежом.

В России разработана и внедрена своя оригинальная технология изготовления тормозных дисков из фрикционного УУКМ, которая основана на жидкофазной пропитке волокнистого каркаса [18] органическими связующими с преобразованием последнего в углерод при высоких давлениях и температурах. Преимуществом разработанной технологии является возможность получения композита с повышенным уровнем плотности в сравнении с другими технологиями получения УУКМ, а также высокими и стабильными при различных внешних условиях эксплуатации фрикционными характеристиками [19], высокой прочностью и иными достоинствами.

Последней, третий этап изготовления тормозных дисков из УУКМ является финишная термообработка заготовки. Она происходит при температурах, превышающих максимальную эксплуатационную ($T \approx 2000 - 3000^\circ\text{C}$). Благодаря этой термической обработке заготовка приобретает свои максимальные эксплуатационные характеристики.

3 Результаты проведенных ранее исследований трибологических свойств углерод-углеродных композитных материалов различной структуры

Использование углерод-углеродного композитного материала в качестве тормозных дисков, работающих в условиях повышенных температур, обуславливает необходимость экспериментальных исследований трибологических свойств этих материалов.

На сегодняшний день проведено достаточно много исследований, посвященных изучению характеристик трения и изнашивания углеродных композитов. Эти исследования проводились в следующих направлениях: влияние ориентации волокон на механизмы трения и износа [20], текстуры поверхности [21], изучение фрикционной пленки и ее характеристик [22], влияние вибрации на износ [23,24], влияние смазки [25,26].

Как правило у УУКМ в условиях повышения контактных давлений существуют два трибологических режима [27,28]: режим низкого износа (1 этап), который связан с низким коэффициентом трения и образованием фрикционной смазочной пленки; режим высокого износа (2 этап), который связан с быстрым распадом графита в облако пыли, так называемый эффект «пыление», сопровождаемым высоким коэффициентом трения. Некоторые исследователи объясняют изменение коэффициента трения наличием газовой среды в области контактного взаимодействия [29,30]. При исследованиях на воздухе также наблюдается характерное для УУКМ поведение [31], т.е. низкое трение – высокое трение. Другие исследования связали переходный этап (от низкого к высокому трению) с изменением температуры в контакте [32-34]. Чен и Джу (Chen and Ju) показали, что увеличение скорости скольжения уменьшает первую стадию трения [35]. Розельман и Табор (Roselman and Tabor) объяснили переходный этап наличием сил сцепления между двумя противоположными поверхностями при трении [36]. Гоудер (Gouider) предположил, что переходный этап обусловлен отрывом частиц с поверхности композитов [37]. В работах [38,39] на основе показаний масс-спектрометра, непосредственно соединенного с трибометром,

авторы установили, что переходный этап совпадает с внезапным и сильным выделением CO_2 и потреблением O_2 . Другие авторы описывали явление перехода как комбинацию множества эффектов, таких как подповерхностное усталостное повреждение, износ поверхностной фрикционной пленки, агломерация частиц износа и изменение свойств материала [40].

В режиме «пылевого» износа характерным является наличие высокого коэффициента трения $\mu \approx 0,5 \dots 1,0$, а также высокая скорость износа [29,30,41]. В работах [42,43] показано, что присутствие влаги (воды) или органических паров в окружающей среде предотвращает образование пылевого износа, в результате чего коэффициент трения имеет стабильное и низкое значение.

Кислород также оказывает влияние на предотвращение «пыления», но является менее эффективным [44]. Однако при достаточно высоких температурах кислород доставляет некоторые проблемы в виде окисления, из-за которого возрастает скорость изнашивания. Согласно Чангу и Руснаку (Chang and Rusnak) [45] по меньшей мере 60% общей потери веса УУКМ в процессе трения происходит из-за термического окисления. Как и в случае с чистым графитом, считается, что углеродный композит на воздухе начинает окисляться при температуре около 400°C [46]. По мере увеличения температуры на контакте окисление становится более интенсивным [47,48]. Исследования Бакоса (Bacos) [49], показывают, что процесс окисления при высоких температурах затрагивает только поверхностные слои композита. Это означает, что процесс окисления приводит к усадке композита из-за потери углерода с его поверхности. В этом случае окисление вызывает образование трещин в матрице, а также на границе раздела «волокно-матрица». В работе [50] показано, что скорость (интенсивность) окисления матрицы выше по сравнению с окислением волокна.

Были предложены следующие рекомендации [51] по защите УУКМ от окисления: 1) вводить в состав или наносить покрытия таких материалов, как оксиды, карбиды, нитриты, бориды, силициды и их различные соединения; 2) использовать термостойкие покрытия на основе керамик; 3) закрывать конструкции из УУКМ от контакта с кислородом, например, устанавливая

защитные пластины и т.д. Однако из-за разницы в параметрах термического расширения покрытия и углеродного композита может произойти растрескивание поверхности композита с последующим его окислением через образовавшиеся дефекты.

На трибологические свойства тормозных дисков из УУКМ влияет и влажность окружающей среды. При достаточно низкой посадочной энергии, определяемой скоростью торможения и массой воздушного судна, влияние влажности довольно велико, т.к. объемная температура тормозных дисков не достигает необходимых значений для полного испарения влаги. В условиях торможения с высокой посадочной энергией влажность уже оказывает меньшее влияние, т.к. композиты нагреваются настолько, что происходит быстрое испарение адсорбируемых веществ. Авторами работы [52] были проведены эксперименты по влиянию влажности на коэффициент трения и износ при различных показателях влажности в окружающей среде. Ими было установлено, что при низких скоростях торможения износ увеличивается с ростом влажности и достигает максимума при 50% влажности. Поскольку влага оказывает смазочный эффект, до ее полного испарения коэффициент трения при испытаниях на воздухе был на низком уровне $\mu \approx 0,1$, а после ее полного испарения быстро стабилизировался до величины $\mu \approx 0,3$.

Аваши и Вуд (Awasthi and Wood) [11] связали механизм износа углеродного композита с образованием фрикционной пленки. В процессе трения в тонком поверхностном слое материала на микронеровностях происходят многократно повторяющиеся циклы деформации и пропахивания, которые приводят к образованию частиц износа. При деформации контактирующих поверхностей, а также уплотнении частиц износа на поверхности трения происходит формирование тонкой пленки трения [53]. Кроме того, частицы износа трансформируются в чешуйки и уплотняются (компостируются), что впоследствии способствует циклическому формированию пленки на поверхности трения. Пленка трения на поверхности контакта способствует снижению среднего значения коэффициента трения и скорости износа, а также повышению устойчивости торможения [54].

Часть разрушенной пленки уносится с поверхности трения, образуя частицы износа [55,56]. Баланс между образованием и разрушением фрикционной пленки зависит от условий торможения и физико-механических свойств композита и оказывает существенное влияние на трибологические свойства УУКМ.

Авторы работ [57-59] сравнили трибологические характеристики шести различных углерод-углеродных композитов. Ими было отмечено, что на начальном этапе скольжения (этап 1) коэффициент трения имел низкое значение $\mu = 0,1 \dots 0,2$. Во время перехода с первого на второй этап первоначально сформированная тонкая гладкая смазочная пленка внезапно разрушалась и превращалась в толстый слой порошкообразного износа, что приводило к резкому повышению коэффициента трения до $\mu = 0,5 \dots 0,9$. В работе [60] изучали трибологическое поведение при торможении УУКМ на основе ПАН волокон при различных внутренних структурах композита. Ими было обнаружено, что образцы с хорошо отполированной поверхностью (в результате трения) демонстрировали низкие значения коэффициента трения.

Исследование скорости износа и коэффициента трения УУКМ, полученных методом химической инфильтрации паром и имеющих различную ориентацию волокон к поверхности трения, проводилось в работе [61]. Установлено, что ориентация волокон, параллельная изнашиваемой поверхности, способствует образованию фрикционных пленок за счет деформации сдвига графитовых оболочек CVI вокруг волокон. Кончики волокон, появляющиеся на изнашиваемой поверхности, препятствуют образованию пленки трения при низких скоростях скольжения. Авторами сделано предположение, что твердые частицы, образованные в результате разрушения кончиков волокон, вспахивают (разрушают) пленку трения, что увеличивает скорость износа композита. Шин с соавторами (Shin et al.) [62] обнаружили, что коэффициент трения и скорость износа уменьшаются с увеличением температуры графитации углеродных волокон, которыми армирована матрица, влекущим за собой изменение свойств рассеивания тепла внутри композитов.

Озкан и Филип (Ozcan and Filip) [63] изучили механизмы трения и износа двух- и трех- направленных углеродных композитов (см. рисунок 1); результаты показали, что пленка трения, образующаяся при торможении, является основным механизмом, влияющим на скорость износа материала. Также ими было установлено, что фрикционная пленка у двух направленного композита имеет квазикристаллическую структуру, в то время как на поверхности трех направленного композита образуется полностью аморфная пленка.

Теплопроводность углерода в очень большой степени зависит от совершенства его кристаллической решетки. В УУКМ теплопроводность является сложной функцией природы и условий обработки компонентов – углеродного волокна и матрицы, их количественных соотношений, вида армирования, характера распределения волокон в матрице и т.д.

Тормозной диск из УУКМ, как правило, представляет собой двумерно-армированный композит с высокой степенью анизотропии. Теплопроводность такого композита очень сильно различается в перпендикулярном и параллельном к поверхности трения направлениях. Трибологические свойства имеют прямую взаимосвязь с поверхностными температурами, на которые оказывает влияние теплопроводность. Наиболее приближенным к изотропному материалу в плане теплопроводности является композитный материал на основе коротких дискретных волокон [14].

4 Способы оценки механических и прочностных свойств углеродных волокон и жгутов волокон и технологические методы модификации волокон, влияющие на изменение этих характеристик

С целью повышения жесткости и прочности УУКМ в настоящее время ведутся интенсивные работы по созданию высокомодульных и высокопрочных углеродных волокон [64,65]. При этом наиболее широко распространенным методом оценки прочностных свойств является испытание на растяжение [66], в

котором используется одновременно большое количество волокон, объединенных в жгут. В работе [67] разработан способ закрепления жгута из углеродных волокон в захватах разрывной установки, а в [68] авторы провели исследование по растяжению углеродных волокон, результаты которого показали – прочность волокна в жгуте зависит от концентрации поверхностных дефектов. Следует отметить, что одним из направлений современного производства углеродных волокон является модификация их поверхности [69,70], которая приводит как к повышению их прочностных свойств, так и к улучшению адгезии волокна не только к матрице композита, но и между отдельными волокнами, что в совокупности позволяет улучшить прочностные свойства УУКМ.

В работе [71] исследовано влияние обработки волокон плазмой и азотной кислотой на их механические свойства и сделан вывод, что такая обработка волокна приводит к увеличению его прочности. Применение высокочастотного разряда [72] в процессе обработки кислородной и аммиачной плазмой углеродного волокна позволило улучшить сцепление между углеродным волокном и матрицей композита. В работе [73] показано, что механические свойства углеродных волокон улучшаются после их плазменной обработки в воздушной и инертной среде. В результате наблюдается рост предела прочности композита, что объясняется улучшением адгезионных взаимодействий между углеродным волокном и матрицей. Авторами научного исследования [74] изучено влияние плазменной обработки углеродного волокна на трибологические свойства изготавливаемых композитов на основе тканей. В частности, установлено, что на поверхности волокон, обработанных плазмой, образуются карбонильные функциональные группы, способствующие уменьшению коэффициента трения и скорости износа в сравнении с необработанными волокнами. Проведенные исследования [71-74] показывают, что модифицирование волокон приводит к улучшению физико-механических характеристик УУКМ.

5 Существующие расчетные и экспериментальные методы оценки механических и прочностных свойств углерод-углеродных композитов

Проведены значительные исследования по моделированию механического поведения композитов при нагружении. Распространенным методом является использование конечно-элементного анализа для описания поведения композитов [75-78]. Его преимуществом является не только получение глобальных свойств композита, но и анализ их зависимости от микроструктуры композита. Различные модели УУКМ представлены в работах [79-83]. Пиат (Piat) [84,85] разработал модель для прогнозирования упругого поведения двумерных структурированных композитов. В качестве исходных данных для этой модели была использована трехмерная микроструктура поверхности, которая была получена при помощи рентгеновской компьютерной томографии.

Ванг и др. (Wang et al.) разработали конечно-элементную модель для исследования поведения при прогрессирующем повреждении композитов на основе ткани с саржевым плетением, подвергнутых осевому [86] и неосевому [87] нагружению; ими были выбраны репрезентативные объемные элементы микромасштабного и мезомасштабного уровней, чтобы получить эффективные свойства жгутов волокон и механизмы разрушения в масштабе компонентов жгута. Для проверки предложенной модели ими были проведены экспериментальные испытания на растяжение и сжатие. Борковский с соавторами (Borkowski et al.) [88] создали многомасштабную структуру углеродного композита, с учетом дефектов, возникающих при производстве УУКМ (образование трещин на границе раздела волокно-матрица, неравномерное армирование и т.д.), разработанная модель предоставила важную информацию о термическом, упругом поведении и повреждении композитов.

Большинство экспериментальных исследований с трехмерными углерод-углеродными композитными материалами (см. рисунок 1) проводятся при температуре окружающей среды ($T = 23^{\circ}\text{C}$). В некоторых применениях композитный материал подвергается экстремальным температурным колебаниям,

и высокие температуры значительно влияют на его механические свойства. Экспериментальные кривые нагружения–разгрузки показывают, что зависимость жесткости и порогового значения напряжения от температуры может быть нелинейной. Таким образом, необходимо учитывать связь повреждения и температуры для написания определяющих соотношений; при этом упругая деформация зависит не только от истории нагружения, но и от текущей температуры.

Большое количество исследований посвящено изучению процесса финишной термообработки (карбонизации) углерод-углеродных композитов. Прежде всего, эти исследования связаны с изучением протекающих при такой термообработке химических реакций [89-91]. Ряд исследований посвящен моделированию эволюции напряжений и повреждений во время термообработки. Авторами работ [92,93] предложена модель пористых материалов для анализа изменения объемной доли матрицы, углеродных волокон в процессе термообработки и анализа на основе разработанной модели эффективных механических свойств, термической деформации с учетом химической усадки и внутренних напряжений. В [94,95] экспериментально, с использованием методов термомикроскопии и акустической эмиссии, определены различные типы трещин, которые возникают в процессе карбонизации. Авторы отметили, что образование трещин вызвано высокой усадкой матрицы. Ким с соавторами (Kim et al.) [96,97] создали модель для прогнозирования напряжений и перемещений с использованием двумерного метода конечных элементов. В их модели свойства композитов были получены с помощью микромеханической модели, предложенной Богетти (Bogetti) [98]; а прогноз ухудшения механических свойств материала сделан на основе анализа изменения экспериментально измеренной плотности распределения трещин в материале. Анализ влияния внутренних дефектов на механические свойства углерод-углеродных композитных материалов проведен в [99,100].

6 Методы оценки усталостной прочности углерод-углеродного композитного материала

Испытания на усталость УУКМ показывают аномальное увеличение остаточной прочности в композитах после воздействия определенных циклических нагрузок, что обозначается как «усталостное упрочнение» [101-103]. Хан и др. (Han et al.) [104] сообщили, что остаточная прочность на разрыв углеродных композитов улучшилась после циклических нагрузок. Гото и др. (Goto et al.) [105] также обнаружили, что при усталостной деформации ниже предела усталости остаточная прочность слоистых углерод-углеродных композитов повышается, и они приписали это повышение повреждению на границе раздела волокно-матрица. Танабе с соавторами (Tanabe et al.) [106] сообщили о значительном увеличении остаточной прочности в углерод-углеродных композитах при циклическом изгибе даже при соотношении напряжений 0,9. Недавно сообщалось о подобных явлениях также для углеродных композитов с керамической матрицей [107]. Авторы работы [108] обнаружили, что предел прочности при растяжении углеродных композитов с керамической матрицей увеличился, и критическая деформация композитов при разрушении также увеличивается после воздействия определенных циклических нагрузок. Между тем, Ли с соавторами (Li et al.) [109] сообщили, что прочность трехнаправленных углеродных композитов (см. рисунок 1, *ж*, *з*, *и*) с керамической матрицей повышается в результате их незначительных циклических нагружений за счет снижения модуля упругости.

Математические модели усталостного поведения углерод-углеродных композитов практически отсутствуют, в то время как многомасштабные модели накопления усталостных повреждений (от наномеханики до полномасштабных испытаний) полимерных волокнистых композитов достаточно хорошо зарекомендовали себя [110,111]. Связь между микроструктурными изменениями и механическим поведением натуральных образцов УУКМ остается неясной. На основе экспериментальных наблюдений было предложено несколько возможных интерпретаций усталостного упрочнения. Рейфсиндер и др. (Reifsnider et al.) [112]

положили, что повреждение, соседствующее с дефектом, способствует уменьшению концентрации напряжений вокруг дефекта. Фанг и др. (Fang et al.) [113] предположили, что такое повреждение может привести к более равномерному напряженному состоянию волокон в композитах с дополнительным армированием перпендикулярными волокнами. Авторы работы [108] объяснили, что усталостное упрочнение двумерно армированных композитов (см. рисунок 1, *г*, *д*, *е*) было вызвано медленным ростом трещин и обширным расслоением волокна / матрицы во время усталостных испытаний. Ли с соавторами (Li et al.) [102] объяснили повышение прочности синергетическим эффектом растрескивания матрицы и межфазной деградацией в углеродных композитах. Несмотря на интерес к изучению внутренних механизмов, усталостного упрочнения и разупрочнения материалов, целостной модели усталостного разрушения УУКМ к настоящему времени не существует. Результатов проведенных исследований недостаточно для рационального прогнозирования усталостного поведения этих композитов и создания практической модели усталостного разрушения углерод-углеродных композитов.

В отличие от однородных материалов, в композитах даже видимые трещины не могут привести к окончательному разрушению композитов [114]. До сих пор отсутствует четкое определение и количественная оценка повреждений внутри углеродных композитов [114,115]. Как признано предыдущими исследованиями, циклические нагрузки в основном приводят к разрушению границы раздела волокно-матрица и трещинам матрицы в углерод-углеродных композитах [101,105,108,113].

Как правило, углерод-углеродные композиты имеют значительные повреждения в виде матричных и межфазных трещин, пустот (пор) и искажения (искривления) пучков волокон и т.д. [116-119]. Эти повреждения возникают в композитах в процессе производства из-за усадки матрицы и высоких термических напряжений, возникающих из-за несоответствия между коэффициентами теплового расширения жгута и матрицы. Анализ структуры композитов в полном масштабе с учетом неоднородности и дефектов в композитах является

дорогостоящим и сложным для дальнейшего использования при решении конкретных задач. Поэтому в большинстве аналитических исследований структура композита считается однородной в масштабе длины конструкции и неоднородной на микроуровне. Эквивалентные свойства композита на макроуровне определяются из анализа элементарной ячейки. Элементарная ячейка представляет собой повторяющийся или периодический элемент объема композита, который может воспроизводить всю композитную структуру путем сдвига или отражения. Систематическая реализация анализа элементарных ячеек с асимптотической гомогенизацией и периодическими граничными условиями выполнена Рао и др. (Rao et al.) [120,121]. В работе [120] выполнено моделирование нагружения композита в котором авторы учли эффекты повреждения из-за температуры обработки композита путем моделирования границ раздела пучок волокон/матрица углерод-углеродных композитов с помощью когезионных элементов и ухудшения свойств матрицы с использованием функции изотропного повреждения. Межфазные свойства, такие как напряжение ослабления и скорость разрушения для когезионного взаимодействия между границами раздела пучок / матрица, были взяты из литературы [122].

Существующие в углерод-углеродных композитах повреждения в виде дефектов (таких как пустоты и искажение пучков), можно учитывать непосредственно при численном моделировании, получая конечно элементную сетку по рентгеновским томографическим изображениям. Этот подход успешно применяется в биомеханике, при анализе поврежденности композитов с металлической матрицей, пен и цементной пасты [123-125]. Али и др. (Ali et al.) [126] построили модель испытания на растяжение плоского тканного углерод-углеродного композита путем реконструкции элементарной ячейки на основе изображений, которая затем была проанализирована с использованием метода конечных элементов. Механические свойства материала, необходимые для расчетов, были определены с помощью теста наноиндентирования. Шарма и др. (Sharma et al.) [119] на основе этого подхода изучили влияние изменения микроструктуры на механические свойства углерод-углеродного композита,

использовав реконструкцию элементной сетки в виде рентгеновских томографических изображений и асимптотическую гомогенизацию с периодическим граничным условием для определения механических свойств.

Подход к оценке ориентации волокон в композитах с короткими волокнами с использованием анализа 2D-изображений был предложен Млекушем (Mlekush) [127]. В работе [128] функция распределения ориентации волокон была показана как плотность на единичной сфере. При этом измерения ориентации волокон, основанные на анализе изображений, были представлены в виде графиков в полярных координатах [129]. Установлено, что полученная информация может быть использована для моделирования термомеханических свойств композита с учетом его структуры.

Из-за сложности архитектуры волокна распространенными являются подходы, основанные на механике повреждений. Они исходят из предпосылки, что изменения объемных модулей упругости измеряют степень повреждения [130,131]. Классическая теория изотропного повреждения [132,133], разработанная для металлических материалов и бетона, недостаточна для изучения композитных материалов. Повреждение композитов связано не с одним механизмом, а с несколькими, т.к. композиты являются высоко анизотропными материалами и проявляют неоднородность в зависимости от того, в каком направлении приложена нагрузка и являются ли микродефекты закрытыми или открытыми. Эти особенности учитываются в общем механическом подходе, предложенном Ладевезом (Ladeveze) [134-136] для описания механизмов повреждения и определяющих соотношений. На основании этого подхода разработаны инструменты и концепции для определения внутренних параметров повреждений, которые характеризуют состояние материала и получены модели для прогнозирования напряженно-деформированного состояния различных композитов [137,138]. Этот подход приводит к системам уравнений, которые могут быть включены в компьютерные коды конечных элементов для моделирования поведения конструкции, подверженной сложным нагрузкам. Существуют и другие

подходы к моделированию повреждения, основанные на механике повреждения [139-141].

Критерий прочности Хашина [142,143] включает в себя: критерии прочности волокон при растяжении и сжатии в направлении волокон; критерии прочности матрицы при растяжении и сжатии в трансверсальном направлении; критерии расслоения при растяжении и сжатии. Считается, что разрушение происходит, когда один из составляющих его критериев прочности достигает единицы. Критерий Хашина широко применяются к однонаправленным композитным материалам, таким как нетканые материалы, из-за простоты концепции и удобства использования. Режимы разрушения при растяжении волокна, сжатии волокна, растяжении матрицы и сжатии матрицы могут быть смоделированы численно, когда приведены свойства основного материала однонаправленного композита (для волокна: продольный и поперечный модуль упругости, модуль продольного и поперечного сдвига, продольный и поперечный коэффициент Пуассона; для матрицы: модуль сдвига, коэффициент Пуассона, модуль упругости, прочность на растяжение и сдвиг). Также следует отметить, что во многих публикациях критерии Хашина используются для прогнозирования возникновения повреждений в волокнистых композитах [144-146].

Циклическое нагружение углерод-углеродных композитов приводит к усталостному износу границы раздела волокно/матрица и к образованию трещин в матрице. Несмотря на широту экспериментальных работ по исследованию усталостного разрушения углерод-углеродных композитов не выделено доминирующего аспекта, ответственного за данный вид разрушения. Связь между микроструктурными изменениями и механическим поведением образцов углерод-углеродных композитов при испытании на усталостное разрушение также остается неясной. На сегодняшний день отсутствует практическая модель контактно-усталостного разрушения углерод-углеродного композитного материала.

Таким образом, в связи с заменой во многих технических устройствах металлических материалов на композитные, большое количество научных исследований в настоящее время уделяется разработке теоретических и

экспериментальных методов определения их механических и прочностных свойств, а также их функциональных характеристик в конкретных условиях эксплуатации. Применение таких материалов в трибосопряжениях требует дополнительных экспериментальных и теоретических исследований их трибологических характеристик при разных нагрузочно-скоростных условиях взаимодействия.

Актуальность темы. Углерод-углеродные композитные материалы имеют широкое применение в качестве материалов для тормозных дисков транспортных средств (в частности, в авиации), поскольку они обладают высокими физико-механическими, тепловыми и трибологическими свойствами. Важнейшим параметром авиационных тормозных дисков является их ресурс работы – количество полетов, в течение которых они сохраняют свою работоспособность. Сейчас в России происходит постепенный уход от использования зарубежных углеродных материалов для изготовления тормозных дисков в авиационной промышленности. В связи с этим происходит ускоренная разработка или модернизация (улучшение) уже имеющихся в нашей стране углерод-углеродных композитных материалов фрикционного назначения, которые по физико-механическим, тепловым и трибологическим свойствам не должны уступать зарубежным аналогам. Проведение натурных стендовых экспериментальных исследований сопровождается не только большой длительностью, но и их чрезвычайно высокой стоимостью. Поэтому возникает острая необходимость лабораторных испытаний на модельных образцах с целью выявления наилучших экземпляров для их дальнейшего исследования, в том числе на основе натурных и стендовых экспериментов, а также с целью изучения механизмов трения и изнашивания углерод-углеродных композитов разной структуры, определения влияния механических, геометрических и прочностных свойств отдельных структурных элементов и их расположения в матрице на величину коэффициента трения и характер разрушения поверхностных слоев материала при разных режимах фрикционного взаимодействия. Совместное использование результатов экспериментальных исследований и моделирования процессов, происходящих на

фрикционном контакте, дает возможность не только прогнозировать долговечность по износу рассматриваемой пары трения, но и сформулировать требования к свойствам структурных составляющих и характеру их размещения в матрице, которые обеспечат повышение износостойкости рассматриваемой пары трения при заданных условиях эксплуатации. Такие требования также помогут технологам в разработке новых более долговечных материалов для узлов трения, в том числе углерод-углеродных композитных материалов для авиационных тормозов.

Целью данной работы является:

- экспериментальное лабораторное исследование трибологических характеристик (коэффициент трения, скорость изнашивания) разрабатываемых нашей промышленностью фрикционных углерод-углеродных композитных материалов в условиях трения скольжения одноименных пар трения;
- изучение механизмов трения и изнашивания исследуемых материалов при различных нагрузочно-скоростных параметрах взаимодействия;
- моделирование контактно-усталостного разрушения подповерхностных слоев углеродных композитов в условиях циклически изменяющегося поля напряжений.

Для достижения намеченных целей были поставлены следующие **задачи**:

1. Разработать методику и провести экспериментальные исследования направленные на изучение влияния нагрузочно-скоростных параметров контактного взаимодействия и образующейся на поверхностях взаимодействующих тел пленки (третьего тела) на трибологические свойства (коэффициент трения, скорость изнашивания) углерод-углеродных композитных материалов при различных схемах испытаний (шарик/палец–диск, кольцо–кольцо).
2. Разработать оснастки (держатели) для жгутов (пучков) углеродных волокон и провести экспериментальные исследования по определению коэффициента трения между жгутами углеродных волокон на

микротрибометре УМТ-3 по схеме контакта перекрещивающиеся цилиндры.

3. Спроектировать и создать камеру для проведения экспериментальных исследований трибологических свойств углерод-углеродных композитов при высоких температурах, вызванных фрикционным разогревом. Камера должна исключить эффект окисления поверхностей композитов, а также экранировать измерительную часть трибометра от потоков тепла.
4. Провести экспериментальные исследования разрушения поверхностных слоев углерод-углеродных композитных материалов разной структуры, характеризуемой геометрическими размерами волокон, их прочностью и плотностью расположения в композите, в условиях циклического фрикционного взаимодействия по схеме шарик–диск.
5. Выполнить расчет внутренних напряжений и накопления контактно-усталостных повреждений в экспериментально исследуемых композитах, механические свойства которых описываются их осредненными модулями упругости, и провести сравнение с результатами проведенных экспериментов.
6. На основе моделирования и результатов экспериментальных исследований получить характеристики функции накопления поврежденности для исследуемых композитов с целью прогнозирования их контактно-усталостных разрушений в условиях произвольного циклически меняющегося распределения контактных напряжений.

Научная новизна работы состоит в следующем:

1. Предложены экспериментальные методики: определения коэффициента трения между пучками углеродных волокон по схеме контакта перекрещивающиеся цилиндры; определения трибологических свойств углерод-углеродных композитов в бескислородной среде, что позволило исключить окислительные реакции углерода при повышенных температурах.

2. Впервые экспериментально измерен коэффициент трения при взаимодействии двух перекрещивающихся пучков углеродных волокон, которые используются при армировании углерод-углеродных композитов, и построены зависимости коэффициента трения от объемной температуры и контактной нагрузки; в частных случаях показана их корреляция с аналогичными зависимостями для композитов в целом.
3. Для модельных образцов углерод-углеродных фрикционных композитов впервые проведены экспериментальные исследования по схеме кольцо–кольцо в бескислородной среде при высоких температурах (до $T = 1000^{\circ}\text{C}$), вызванных фрикционным разогревом. На основании математической обработки экспериментальных данных методом регрессионного анализа получены зависимости коэффициента трения и интенсивности изнашивания от скорости скольжения и нормальной нагрузки. Проведен анализ возникающей на контактирующих поверхностях пленки и фрикционного разогрева поверхности при разных нагрузочно-скоростных параметрах взаимодействия.
4. Получены аналитические зависимости для расчета глубины и времени зарождения контактно-усталостной трещины в исследуемых волокнистых углерод-углеродных композитах различной структуры в условиях их циклического нагружения.

Достоверность результатов обусловлена использованием при экспериментальных исследованиях современного высокоточного лабораторного оборудования, средств измерения, а также повторяемостью и воспроизводимостью результатов экспериментов. Эксперименты проведены с должным количеством испытаний с использованием статистических методов оценки погрешности измерения.

Теоретические результаты получены с использованием обоснованных математических моделей, вытекающих из постановки и решения контактной задачи теории упругости, их достоверность также подтверждается

удовлетворительным соответствием результатов моделирования с экспериментальными данными.

Практическая значимость работы заключается в том, что полученные экспериментальные зависимости коэффициента трения и интенсивности изнашивания от нагрузочно-скоростных параметров взаимодействия могут быть использованы для проектирования (усовершенствования) авиационных тормозных дисков, что существенно сократит число предварительных тестов, необходимых для оценки их фрикционных характеристик и долговечности по износу.

Экспериментально установлено, что армирование композитов карбонизованным волокном различной длины приводит к увеличению значения коэффициента трения.

Показано, что углеродные композиты с дополнительным перпендикулярным армированием вследствие лучшего отведения тепла от поверхности трения имеют низкий износ с сохранением высоких значений коэффициента трения.

Полученные зависимости для расчета контактно-усталостного разрушения исследуемых углерод-углеродных композитов применимы для прогнозирования их разрушения в условиях циклических нагружений в достаточно широком диапазоне нагрузочно-скоростных параметров.

Объектами исследования являлись хаотично армированные и структурированные углерод-углеродные композитные материалы, изготовленные по различным методикам (метод химического осаждения из паровой фазы и метод жидкофазной пропитки), а также коммерчески доступные углеродные волокна с различной степенью графитации и изготовленные по различным технологиям.

Методы исследования. Экспериментальные исследования проведены в лабораторных условиях с применением современных приборов и установок, таких как: трибометры UMT-2 (CETR, США) и UMT-3MT (CETR, США), оптический профилометр S neox (SensoFar, Испания), атомно-силовой микроскоп SmartSPM™ (AIST-NT, Россия), сканирующие электронные микроскопы Quanta 650 (FEI, США) и Tescan Vega 3 SBH (Tescan, Чехия), Рамановские спектрометры inVia Reflex (Renishaw, Великобритания) и inVia Qontor (Renishaw, Великобритания).

Температура вблизи поверхности образцов определялась с применением контактной термопары, которая обеспечивает минимальную ошибку ($\pm 2\%$).

Разработанные теоретические модели основаны на методах решения контактных задач теории упругости, методах осреднения механических характеристик неоднородных сред, методах расчета накопления контактно-усталостных повреждений в условиях циклического характера нагружений.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментально установленные зависимости коэффициента трения и интенсивности изнашивания от нагрузки и скорости в исследуемых диапазонах изменения нагрузочно-скоростных параметров при различных схемах контактного взаимодействия (палец-диск, кольцо-кольцо).
2. Экспериментальные методики определения коэффициента трения между пучками углеродных волокон по схеме контакта перекрещивающиеся цилиндры и определения трибологических свойств углерод-углеродных композитов в условиях их одноименного фрикционного взаимодействия в бескислородной среде (для исключения деградации углерода, вызванного его окислением).
3. Алгоритм расчета трибологических свойств (коэффициент трения и интенсивность изнашивания) углерод-углеродных композитных материалов, основанный на математической обработке экспериментальных данных методом регрессионного анализа.
4. Метод расчета внутренних напряжений и накопления контактно-усталостных повреждений в волокнистых углеродных композитах, механические свойства которых описываются осредненными модулями упругости.
5. Теоретико-экспериментальный метод расчета контактно-усталостных характеристик волокнистых углерод-углеродных композитных материалов.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались на 8 всероссийских и 4 международных научных конференциях:

1. VI Международная научная конференция «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении», Москва, Россия, 26-27 ноября 2019.
2. Научные чтения им. чл. – корр. РАН И.А. Одингса Механические свойства современных конструкционных материалов, Москва, Россия, 17-18 сентября 2020.
3. XV Всероссийская школа-конференция для молодых ученых «Проблемы механики: теория, эксперимент и новые технологии», Новосибирск, Россия, 25 февраля - 5 марта 2021.
4. Научная конференция «Ломоносовские чтения – 2021 (секция механики)», Москва, Россия, 20-26 апреля 2021.
5. XXVII Международный симпозиум «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г. Горшкова, Вятчи, Россия, 17-21 мая 2021.
6. 27-ая Всероссийская конференция по численным методам решения задач теории упругости и пластичности, посвященная 100-летию со дня рождения Н.Н. Яненко, Красноярск, Россия, 5-9 июля 2021.
7. Международный Симпозиум по Трибологии YarTribNord – 2021, Ярославль, Россия, 14-15 сентября 2021.
8. XI Всероссийская научная конференция с международным участием «Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред» им. И.Ф. Образцова и Ю.Г. Яновского, 23-25 ноября 2021.
9. 64-я Всероссийская научная конференция МФТИ, Москва, Россия, 29 ноября - 3 декабря 2021.
10. VII Международная научная конференция «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении», Москва, Россия, 14-16 декабря 2021.

11. Научная конференция «Ломоносовские чтения – 2022 (секция механики)», Москва, Россия, 18-22 апреля 2022.

12. Всероссийская конференция молодых ученых-механиков YSM-2022, Сочи, Россия, 4- 14 сентября 2022.

Научные исследования, проведенные в диссертационной работе, осуществлялись в рамках гранта РФФИ: 19-19-00548 «Моделирование и экспериментальное исследование изнашивания волокнистых фрикционных композитов».

Публикации. Основные результаты по теме диссертации изложены в работах [147-160], изданных в периодических научных изданиях, сборниках материалов и тезисов конференций. 4 статьи [147-150] напечатаны в периодических журналах, рекомендованных ВАК РФ и/или индексируемых в Web of Science, Scopus.

Основные публикации:

1. Буковский П. О., Морозов А. В., Кириченко А. Н. Влияние приработки на коэффициент трения углеродных композитных материалов авиационных тормозов // Трение и износ. – 2020. – Т. 41, № 4. – С. 448–456.
2. Буковский П. О., Горячева И. Г. Теоретико-экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения углерод-углеродных композитов // Трение и износ. – 2021. – Т. 42, № 5. – С. 539–551.
3. Морозов А. В., Буковский П. О., Голубков А. К. Влияние температуры и нагрузки на коэффициент трения между углеродными волокнами // Изв. РАН. МТТ. – 2022. № 3. – С. 32-39.
4. Буковский П. О., Морозов А. В., Кулаков В. В., Голубков А. К., Родионов Н. Б., Кириченко А. Н. Триботехнические свойства углерод-углеродных фрикционных композитов при высоких температурах // Трение и износ. – 2022. Т. 43, №5. – С. 491-501.

Личный вклад автора. Все эксперименты в работах [147-150] были проведены автором самостоятельно. В работах [147,149,150] постановка задач исследований проводилась совместно с А.В. Морозовым, но проведение

экспериментов, обработка и анализ их результатов осуществлялись лично автором. В работе [148] автором разработан алгоритм решения контактной задачи в условиях трения скольжения стального шарика по углеродному композиту, математическая постановка которой была предложена научным руководителем Горячевой И.Г. Все необходимые расчеты были проведены автором самостоятельно, полученные результаты обсуждались совместно с Горячевой И.Г. Для работы [149] совместно с А.В. Морозовым был изготовлен держатель углеродных волокон для проведения экспериментов на микротрибометре UMT-3 (CETR, США). Совместно с А.В. Морозовым была произведена модернизация лабораторного трибометра UMT-2 (CETR, США) для работы [150] с целью проведения высокотемпературных испытаний в бескислородной среде.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения и списка литературы. Полный объем диссертации составляет 134 страницы, включая 28 рисунков и 16 таблиц. Список литературы содержит 181 наименование.

Во введении обоснована актуальность экспериментальных исследований, проводимых в данной диссертационной работе, сформулированы основные цели и задачи работы, изложена научная новизна и практическая значимость исследования, описаны методы исследования и сформулированы результаты, выносимые на защиту. Также представлен обзор литературы, посвященный тематике данного исследования.

В первой главе проведены экспериментальные исследования коэффициента трения и формирования пленки в условиях скольжения углеродных композитов. Для исследований были выбраны три группы фрикционных материалов, различающихся своей внутренней структурой. Экспериментальные исследования проводились на лабораторном трибометре UMT-2 (CETR, США) по схеме контакта палец-диск по методике двухфакторного планированного эксперимента. Изучение пленки на дорожке трения проводилось методом Рамановской спектроскопии. Установлено, что образование на дорожке трения пленки из тонкого слоя частиц износа, представляющих собой разрушившиеся углеродные волокна приводит к

незначительному росту коэффициента трения, при фрикционном взаимодействии исследуемых углерод-углеродных композитных материалов.

Во второй главе проведено исследование влияния температуры и нагрузки на коэффициент трения между отдельными углеродными волокнами. Для исследований были выбраны две группы коммерчески доступных углеродных волокон. Экспериментальные исследования проводились на микротрибометре UMT-3 (CETR, США) по схеме контакта «перекрещивающиеся цилиндры». Для экспериментальных исследований был изготовлен специальный держатель для углеродных волокон, который позволяет надежно закреплять пучки волокон в постоянно натянутом состоянии. При помощи СЭМ и АСМ микроскопии изучалась поверхность углеродных волокон до и после трибологических испытаний. Проведенные трибологические эксперименты показали, что коэффициент трения зависит от природы и технологии изготовления углеродного волокна, а также его термической обработки, которая влияет как на адгезионные свойства, так и на шероховатость поверхности волокна. Уменьшение шероховатости поверхности исходного волокна с одновременным увеличением его адгезионных свойств является одним из путей повышения коэффициента трения между волокнами и, как следствие, ведет к повышению коэффициента трения между углерод-углеродными фрикционными композитами.

В третьей главе представлены исследования трибологических характеристик (коэффициент трения и интенсивность изнашивания) новых углерод-углеродных композитных материалов различной структуры при высоких температурах, вызванных фрикционным разогревом. Трибологические свойства определялись на лабораторном трибометре UMT-2 (CETR, США) по схеме контакта кольцо-кольцо ($K_{\text{сз}} = 1$) с использованием методики двухфакторного планированного эксперимента. Для экспериментальных исследований была произведена модернизация трибометра с целью проведения экспериментов в бескислородной среде для устранения горения и окисления образцов. Изучение пленки, образующейся на поверхности образцов в условиях фрикционного взаимодействия, приводилось методом Рамановской спектроскопии. Показано, что

температура на поверхности трения оказывает существенное влияние на коэффициент трения и интенсивность изнашивания материала, это связано с образованием пленки. При низких температурах ($T < 150^{\circ}\text{C}$) совместно с влагой на поверхности образуется тонкая смазочная пленка из-за которой наблюдаются низкие показатели трибологических свойств ($\mu \approx 0,1 \dots 0,15$ и $I_h \approx 6 \dots 12$ мкм/км). По мере увеличения температуры пленка начинает состоять только из частиц износа углеродного композита, которая равномерно покрывает всю поверхность трения. При достижении температуры равной полному испарению влаги из пор композита ($T \approx 250^{\circ}\text{C}$) происходит переходный этап, при котором ранее сформированная пленка резко разрушалась, сопровождаясь эффектом «пыления». Установлено, что пленка на дорожке трения может преимущественно состоять как из матрицы, так и из углеродного волокна.

Четвертая глава посвящена теоретико-экспериментальному исследованию контактно-усталостного разрушения углерод-углеродных композитных материалов в условиях их циклического нагружения. Для экспериментальных исследований были выбраны три группы углеродных композитных материалов, различающихся своей внутренней структурой. Экспериментальные исследования проводились на лабораторном трибометре UMT-2 (CETR, США) по схеме контакта стальной шарик-диск. Исследование поверхности разрушения после трибологических испытаний проводилось бесконтактным способом при помощи оптического профилометра S Neox (SensoFar, Испания). Выполнено моделирование на макроуровне процесса циклического нагружения композита и накопления в нем усталостных повреждений, на основании которого рассчитаны количество циклов до разрушения и глубина зарождения усталостной трещины. Проведено сравнение теоретических и экспериментальных результатов для всех исследуемых материалов, что позволило сделать выводы о влиянии характера нагружения и внутренней структуры рассмотренных материалов на разрушение их поверхностных слоев по усталостному механизму в условиях фрикционного взаимодействия, а также определить параметры функции накопления поврежденности на макроуровне.

В заключении кратко сформулированы основные результаты работы.

Автор выражает большую признательность научному руководителю академику РАН д.ф.-м.н. И.Г. Горячевой, а также к.т.н. А.В. Морозову и всем сотрудникам лаборатории трибологии ИПМех РАН за поддержку в проведении исследований.

Автор выражает благодарность коллективу ПАО АК «Рубин» и лично В.В. Кулакову и А.К. Голубкову за плодотворное сотрудничество и поддержку в изготовлении современных фрикционных углеродных композитов, а также А.Н. Кириченко за проведение Рамановской спектроскопии.

Глава 1. Экспериментальное исследование коэффициента трения и формирования фрикционной пленки в условиях скольжения углерод-углеродных композитов по поверхности образца из того же материала

1.1 Постановка эксперимента

1.1.1 Исследуемые материалы

Для испытаний на трение были взяты три группы образцов углеродных композитов с разной структурой. Первые две группы (УУКМ1 и УУКМ2) были изготовлены на основе хаотичного армирования пековой матрицы графитированными углеродными волокнами с термообработкой 2800°C. Третья группа (УУКМ3) образцов были изготовлены из композита на основе карбонизованного углеродного волокна с термообработкой 1400°C.

Материал первой и третьей группы был произведен по технологии карбонизации под давлением (ПКД). Волокна имели среднюю длину равную 20-40 мм, которые смешивались при помощи аэрометода. Первичное формирование матрицы проведено на низкотемпературном каменноугольном пеке, последующее формирование проведено на среднетемпературном пеке через 2 цикла ПКД до получения плотности не менее 1,83 г/см³. Финальная термическая обработка проходила при температуре 2000°C. По причине хрупкого разрушения графитированного волокна при аэродинамическом формовании и образовании мелкой фракции (менее 150 мкм) происходит автоматическое армирование межжгутовых пространств.

Материал второй группы произведен по технологии карбонизации АПАК – автоклавная пропитка, карбонизация при атмосферном давлении. В качестве армирующего элемента при изготовлении было использовано графитированное углеродное волокно, которое было разрезано на филаменты длиной 0,5 мм. Армирующий каркас формировался в процессе гидроосаждения дискретного

волокна, а матрица была сформирована на основе коксового остатка среднетемпературного пека через циклы «пропитка каменноугольным пеком – карбонизация при 900°C». Финальная термическая обработка проходила при температуре 2000°C в течение 1 часа.

Образцы были выполнены в виде колец диаметром наружным 75 мм, внутренним 53 мм и высотой 12 мм (рисунок 1.1). В качестве контртела был выбран хорошо изученный и серийно применяющийся в типовых авиационных тормозах УУКМ1. Контртело было выполнено в виде пальчика диаметром 5,8 мм и высотой 5 мм. Следует отметить, что контртело в форме пальчика было выбрано с целью определения зависимости коэффициента трения в широком диапазоне удельных нагрузок в стационарных условиях трения.

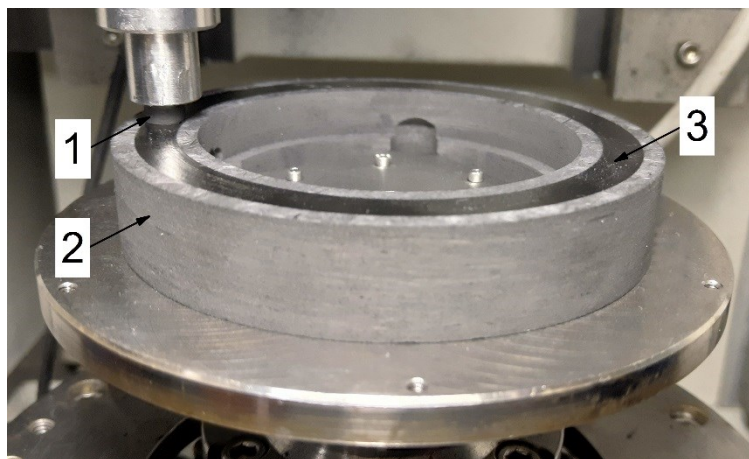


Рисунок 1.1 – Типичная фотография исследуемой пары трения: где 1 – углеродный палец, 2 – кольцевой образец, 3 – сформированная пленка трения

В таблице 1.1 приведены основные механические свойства всех исследуемых композитов.

Таблица 1.1 – Механические свойства исследуемых углеродных композитов

Материал	Плотность г/см ³	Предел прочности, МПа				Ударная вязкость кДж/м ²
		при изгибе	при сжатию	при растяжении	при сдвиге	
УУКМ1	1,83-1,85	100-130	130-150	32-35	8-10	10-14
УУКМ2	1,83-1,85	80-100	100-130	20-22	12-15	3-5
УУКМ3	1,80-1,83	120-140	150-170	29-32	8-12	9-13

На рисунке 1.2 представлены СЭМ фотографии микроstructures поверхностей трения перед трибологическими испытаниями для всех исследуемых УУКМ.

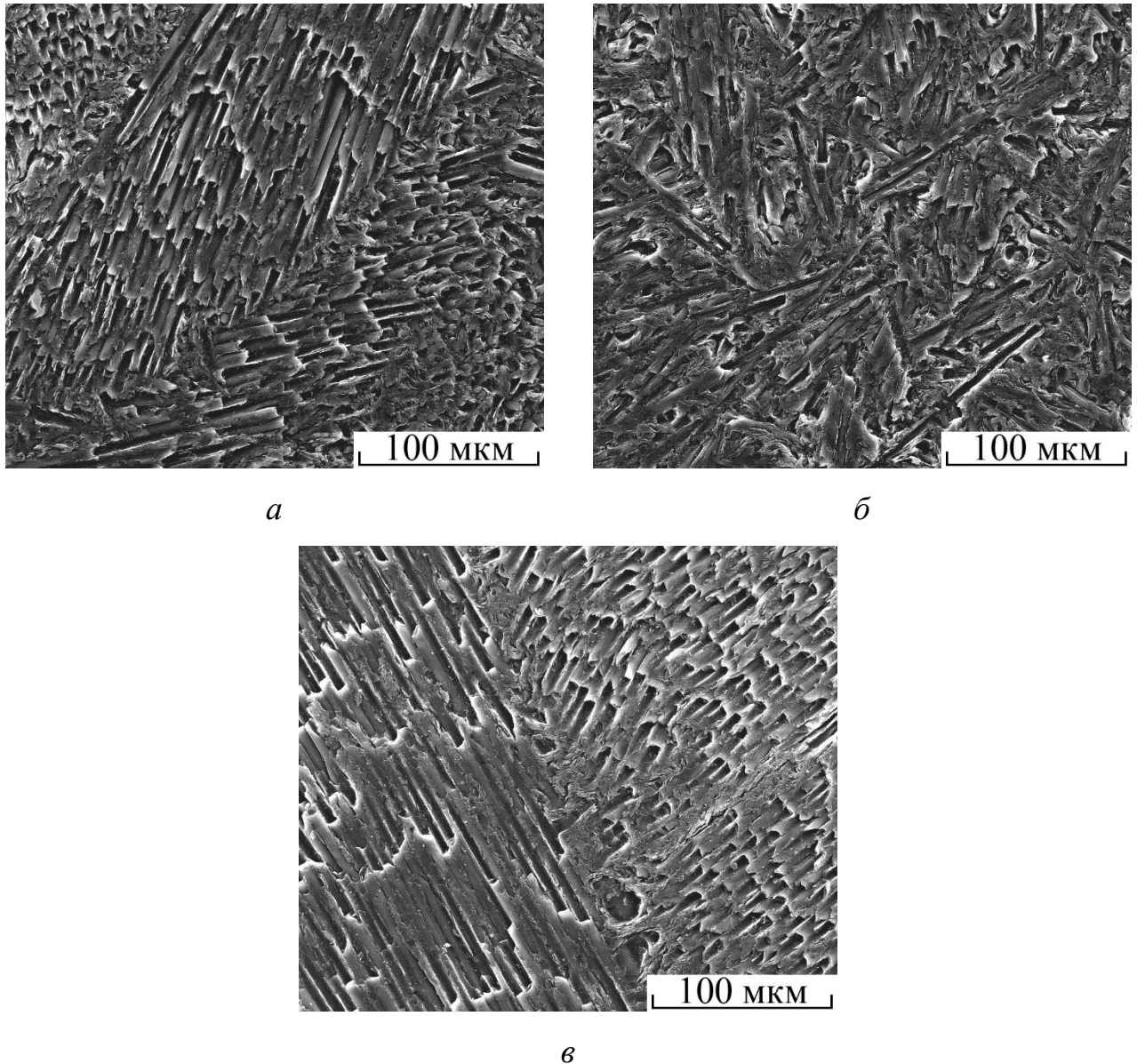


Рисунок 1.2 – СЭМ фотографии исследуемых образцов УУКМ1 (*a*), УУКМ2 (*б*), УУКМ3 (*в*)

Как видно из фотографий для образцов УУКМ1 (рисунок 1.2, *a*) и УУКМ3 (рисунок 1.2, *в*) волокна на поверхности трения находятся в большом количестве в виде жгутов, а для УУКМ2 (рисунок 1.2, *б*) волокна на поверхности преимущественно находятся в виде отдельных волокон.

1.1.2 Методика проведения эксперимента

Экспериментальное исследование проводилось на лабораторном трибометре УМТ-2 по схеме контакта палец–диск (рисунок 1.1) при температуре $T = 23^\circ\text{C}$ в диапазоне скоростей скольжения $V = 0,03-0,3$ м/с. Все эксперименты были проведены на пути трения, равном 200, 400 и 800 м. Испытание образцов первой и второй групп было проведено в диапазоне нормальных давлений P от 2 до 22 МПа. При высоких нормальных нагрузках 22 МПа (540 Н) поверхность образцов УУКМЗ быстро разрушалась, поэтому максимальная удельная нагрузка была уменьшена на 30 % и составляла $P = 16$ МПа (295 Н).

Перед началом проведения эксперимента все кольцевые образцы подвергались притирке на наждачной бумаге из карбида кремния с зернистостью 14-20 мкм с целью обеспечения одинаковой микрошероховатости и поверхности.

Испытания образцов проводилось в соответствии с методикой планированного факторного эксперимента (ПФЭ) [161,162], использование которой позволяет достаточно просто и эффективно количественно оценить все линейные эффекты факторов и их взаимодействия. Взаимодействие возникает в том случае, если эффект одного фактора зависит от уровня, на котором находится другой фактор. Искомую зависимость коэффициента трения находили на основе серий испытаний, выполненных в рамках ПФЭ, в котором пределы изменения удельной нагрузки и скорости скольжения задавали на двух уровнях (минимальном и максимальном).

Уравнение зависимости коэффициента трения μ от удельной нагрузки (номинального давления) P и скорости скольжения V определяли по результатам ПФЭ с вариацией двух факторов P и V на двух уровнях. Уравнение линейной регрессии представим в виде [161]:

$$\tilde{y} = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_1X_2, \quad (1.1)$$

где \tilde{y} – искомая функция оптимизации, b_0, b_1, b_2, b_3 – коэффициенты уравнения регрессии, X_1, X_2 – безразмерные факторы.

Для реализации ПФЭ необходимо последовательно выполнить следующие этапы:

1. произвести выбор параметров оптимизации и уровней их варьирования;
2. произвести кодирование факторов в безразмерные величины;
3. составить матрицу планирования эксперимента;
4. провести серии экспериментов для реализации плана эксперимента;
5. проверить однородность дисперсий параллельных (повторов) опытов и воспроизводимость (повторяемость) результатов;
6. произвести расчет коэффициентов уравнения регрессии и проверить их значимость;
7. проверить адекватность модели.

Кодирование факторов.

Выбрав параметры оптимизации, происходит их кодирование. Под кодированием факторов понимают перевод натуральных значений варьируемых факторов в кодовые безразмерные величины с целью построения стандартной матрицы планирования эксперимента.

Связь между кодированными переменными X_1, X_2 и P, V запишется в виде:

$$X_1 = \frac{P - \chi_{1,0}}{\Delta\chi_1}, \quad X_2 = \frac{V - \chi_{2,0}}{\Delta\chi_2}, \quad (1.2)$$

где $\chi_{1,0}, \chi_{2,0}$ – основные уровни варьирования нагрузки и скорости, соответственно; $\Delta\chi_1, \Delta\chi_2$ – полуинтервалы варьирования нагрузки и скорости, которые вычисляются следующим образом:

$$\Delta\chi_1 = \frac{\chi_{1,\max} - \chi_{1,\min}}{2}, \quad \Delta\chi_2 = \frac{\chi_{2,\max} - \chi_{2,\min}}{2}, \quad (1.3)$$

где $\chi_{i,\max}, \chi_{i,\min}$ – максимальный и минимальный уровень варьирования нагрузки ($i = 1$) и скорости ($i = 2$).

После кодирования верхний и нижний факторы принимают значения, соответственно, «+1» и «-1», основной уровень имеет значение «0». В качестве основного (нулевого) уровня принимается центр интервала, в котором планируется

проведение экспериментов. В таблице 1.2 представим результаты кодирования двух факторов: нормальной нагрузки P и скорости скольжения V .

Таблица 1.2 – Кодирование факторов

№ п/п	Уровень варьирования	Кодовое обозначение	P , МПа (F , Н)		V , м/с (n , об/мин)	
			χ_1	X_1	χ_2	X_2
1	Нижний	- 1	2 (49)	-1	0,03 (9)	-1
2	Верхний	+ 1	22 (540)	+1	0,3 (89)	+1
3	Основной	0	12 (295)	0	0,165 (49)	0
4	Полуинтервал	$\Delta\chi_i$	10 (245)	1	0,135 (40)	1

Матрица планирования эксперимента.

После кодирования факторов составляют таблицу, в которой строки соответствуют различным независимым опытам, а столбцы значениям факторов. Для удобства при расчетах коэффициентов модели в матрицу планирования вводят фиктивную независимую переменную X_0 , которая во всех опытах принимает только одно значение «+1», а также столбец взаимодействия факторов X_1X_2 и результаты опытов. В таблице 1.3 представлена матрица планирования эксперимента.

Таблица 1.3 – Матрица планирования с учетом взаимодействия факторов

№ опыта	X_0	X_1	X_2	$X_1 X_2$	y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	\bar{y}_i
1	+1	-1	-1	+1	y_{11}	y_{12}	y_{13}	y_1
2	+1	+1	-1	-1	y_{21}	y_{22}	y_{23}	y_2
3	+1	-1	+1	-1	y_{31}	y_{32}	y_{33}	y_3
4	+1	+1	+1	+1	y_{41}	y_{42}	y_{43}	y_4

Проведение экспериментов.

При проведении эксперимента для каждого сочетания факторов измеряют значения параметра оптимизации. Следует отметить, что результаты каждого опыта являются случайными величинами из-за погрешности измерений значений факторов, самого параметра оптимизации и влияния неучтенных факторов. Поэтому если воспроизвести несколько раз опыт при одних и тех же значениях

факторов, то каждый раз значение параметра оптимизации будет разным. Обычно стараются при каждом сочетании значений факторов провести несколько повторных опытов, которые называются параллельными. Дублирование позволяет проверить воспроизводимость эксперимента.

Проверка дисперсий повторов опытов и воспроизводимости эксперимента.

Проверка однородности дисперсии повторов опытов проводится с целью подтверждения нормального закона распределения ошибок отдельных экспериментов. В случае больших ошибок нельзя приступать к регрессионному анализу, а именно расчету коэффициентов регрессии, проверке их значимости и проверке адекватности математической модели экспериментальных данных.

Проверку однородности при одинаковом числе повторов опытов проводят с помощью критерия Кохрена (G -критерий). Определение дисперсий повторов опытов производят по следующей формуле:

$$S_i^2 = \frac{1}{r-1} \sum_{l=1}^r (y_{il} - \bar{y}_i)^2, \quad (1.4)$$

где $i = 1, 2, \dots, N$; N – количество опытов; r – число параллельных опытов; значения y_{il} , \bar{y}_i берутся из таблицы 1.3.

После определения дисперсий для всех опытов вычисляется отношение максимальной дисперсии к сумме всех дисперсий (критерий Кохрена):

$$G = \frac{S_{\max}^2}{\sum_{i=1}^N S_i^2}. \quad (1.5)$$

Затем полученное значение G из уравнения (1.5) необходимо сравнить с табличным значением критического отклонения G_T . Для определения значения G_T из таблиц, приведенных в [161,162], необходимо:

1. вычислить числа степеней свободы: $df_1 = r - 1$ и $df_2 = N$;
2. выбрать уровень значимости (обычно выбирают значение $\alpha = 0,05$);
3. по вычисленным значениям найти критическое отклонение G_T .

Если $G \leq G_T$, то дисперсия однородна. Если эта проверка дала отрицательный результат, то полученный эмпирический материал использовать для аппроксимации функции не рекомендуется. Тогда необходимо повторить эксперимент, при этом увеличив количество повторов для каждого опыта.

При достижении однородности дисперсий параллельных опытов далее рассчитывают дисперсию воспроизводимости и ошибку всего эксперимента. Для этого дисперсию всего эксперимента получают в результате усреднения дисперсий всех опытов:

$$S^2(y) = \frac{\sum_{i=1}^N \sum_{l=1}^r (y_{il} - \bar{y}_i)^2}{N(r-1)} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N S_i^2, \quad (i=1,2,\dots,N; l=1,2,\dots,r), \quad (1.6)$$

где значения y_{il} и \bar{y}_i берутся из таблицы 1.3.

Ошибка всего эксперимента определяется по следующей формуле:

$$S(y) = \sqrt{S^2(y)}. \quad (1.7)$$

Расчет коэффициентов уравнения регрессии.

Коэффициенты b_0, b_1, b_2, b_3 уравнения регрессии (1.1) позволяют оценить степень влияния факторов и их взаимодействия на параметр оптимизации. Чем больше значение коэффициента, тем большее влияние он оказывает на фактор. Величина коэффициента соответствует вкладу данного фактора в величину параметра оптимизации при переходе значения фактора с нулевого уровня на верхний или нижний. Иногда оценивают линейный (главный) эффект фактора при переходе его значения с нижнего на верхний уровень. Численно он равен удвоенному коэффициенту полиномиальной модели.

$$b_i = \frac{\sum_{l=1}^N X_{il} y_l}{N} \quad (i=0,1,2,\dots,k). \quad (1.8)$$

Для модели, используемой в данной работе коэффициенты уравнения регрессии, рассчитываются по следующей формуле:

$$\begin{aligned}
 b_0 &= \frac{1}{4}[\bar{y}_1 + \bar{y}_2 + \bar{y}_3 + \bar{y}_4], \\
 b_1 &= \frac{1}{4}[-\bar{y}_1 + \bar{y}_2 - \bar{y}_3 + \bar{y}_4], \\
 b_2 &= \frac{1}{4}[-\bar{y}_1 - \bar{y}_2 + \bar{y}_3 + \bar{y}_4], \\
 b_3 &= \frac{1}{4}[\bar{y}_1 - \bar{y}_2 - \bar{y}_3 + \bar{y}_4].
 \end{aligned}
 \tag{1.9}$$

Проверка значимости коэффициентов регрессии.

Проверка значимости коэффициентов регрессии проводится с целью упрощения уравнения регрессии (1.1) путем исключения статистически незначимых коэффициентов. Проверку можно осуществлять двумя способами:

1. по t-критерию Стьюдента;
2. путем построения доверительного интервала.

Для ПФЭ ошибки всех коэффициентов уравнения регрессии одинаковы $S_{b_0} = S_{b_i}$, следовательно, доверительные интервалы для всех коэффициентов тоже равны.

Расчет ошибок коэффициентов производится по следующей формуле:

$$S_b = \frac{S(y)}{\sqrt{Nr}}. \tag{1.10}$$

где N – количество опытов; r – число повторов опытов.

Коэффициент регрессий считается значимым, если он по абсолютной величине больше величины доверительного интервала $|b_i| > 2\Delta b$.

Величина доверительного интервала, как правило рассчитывается, при помощи критерия Стьюдента:

$$\Delta b = \pm t_T S_b. \tag{1.11}$$

Также проверить значимость коэффициентов (1.9) можно по t-критерию Стьюдента. Сначала находят ошибки определения коэффициентов по формуле (1.10).

После определяют следующие соотношения для каждого из коэффициента:

$$t_i = \frac{|b_i|}{S(b)}. \quad (1.12)$$

Затем полученные значения t_i необходимо сравнить с табличным критическим значением t_T . Для его определения необходимо:

1. вычислить число степеней свободы: $df = N(r - 1)$;
2. выбрать уровень значимости, обычно выбирают значение $\alpha = 0,05$;
3. по вычисленным значениям найти критическое значение t_T .

Если рассчитанное значение отношение больше критического: $t_i > t_T$, то коэффициент b_i признается статистически значимым, в противном случае – незначимым.

Незначимость коэффициентов может быть обусловлена рядом причин:

- фактор, соответствующий незначимому коэффициенту, не влияет на функцию отклика;
- имеет место большая ошибка;
- выбран малый шаг варьирования независимой переменной;
- экстремум функции по переменной находится вблизи центра планирования

$$b_i \approx \frac{df(0,0,0,\dots,0)}{dX_i}.$$

Если какой-либо коэффициент незначим, то он отбрасывается без пересчета остальных коэффициентов. Прежде чем исключить коэффициент, необходимо проанализировать причины, вызвавшие незначимость коэффициента.

Проверка адекватности модели.

Проверка адекватности модели проводится с целью доказательства пригодности полученного уравнения регрессии для описания экспериментальных данных с заданной точностью. Для этого оценивают отклонения вычисленных по уравнениям регрессии значений функции оптимизации \tilde{y} от экспериментально установленных \bar{y} . Для оценки отклонений используют F -критерий Фишера.

Для проверки адекватности математической модели сначала находят дисперсию адекватности:

$$S_{\text{ад}}^2 = \frac{r}{N - g} \sum_{i=1}^N (\bar{y}_i - \tilde{y}_i)^2, \quad (1.13)$$

где r – число параллельных опытов; \bar{y} – среднее арифметическое функции отклика; \tilde{y} – значение функции отклика; g – число значимых коэффициентов в уравнении регрессии; N – число независимых опытов.

После определяют значение F -критерия Фишера:

$$F = \frac{S_{\text{ад}}^2}{S^2(y)}. \quad (1.14)$$

Затем полученное значение критерия Фишера необходимо сравнить с табличным критическим значением F_T . Для его определения необходимо:

1. вычислить число степеней свободы: $df_1 = N - g$ и $df_2 = N(r - 1)$;
2. выбрать уровень значимости, обычно выбирают значение $\alpha = 0,05$;
3. по вычисленным значениям df_1 ; df_2 ; α находим критическое значение F_T .

Если $F \leq F_T$, то математическое описание функции отклика уравнением регрессии считается адекватным.

1.1.3 Методика исследования структуры поверхности и приповерхностных слоев материалов в процессе испытаний

Для изучения третьего тела на поверхности дорожки трения (рисунок 1.1) использовался метод Рамановской спектроскопии. Спектроскопия комбинационного рассеяния света (КРС) – спектроскопический метод, основанный на явлении неупругого рассеяния монохроматического света. Спектры КРС очень чувствительны к природе химических связей, и по этой причине каждое определенное вещество обладает своим собственным уникальным спектром. Метод КРС является не разрушающим, и он не требует сложной подготовки образца и исследование этим методом не занимает много времени. При этом КРС

спектры содержат в себе большое количество информации о качестве и микроструктуре вещества – информация обычно определяется по положению характерных пиков, форме пиков и их интенсивности. Вышеописанные преимущества превращают метод КРС спектроскопии одним из эффективных методов исследования углеродных материалов [163]. Рамановские спектры КРС дорожки трения на образцах УУКМ были получены на приборе inVia Qontor (Renishaw, Великобритания) с использованием возбуждающего зеленого лазера с длиной волны 532 нм. В работе исследуются как области на дорожке трения, так и участки, не подвергшиеся истиранию. Выбор измеряемых областей осуществлялся визуально оптическим способом. Спектры измеряли в диапазонах 900–1900 см^{-1} (спектр первого порядка) и 2500–3300 см^{-1} (спектр второго порядка). Для большинства образцов были взяты 5 пятисекундных накоплений с мощностью лазера 17 мВт, которое было уменьшено до 10 односекундных накоплений при 0,8 мВт, когда на образцах наблюдалось повреждение. В работе используется 50-ти кратный объектив, при котором размер лазерного пятна на поверхности образца составлял 1 мкм. С целью максимизации интенсивности рассеянного света поляризация падающего света всегда была перпендикулярна плоскости падения лазерного луча. Рамановский свет был собран в режиме отражения.

1.2 Результаты экспериментов

1.2.1 Анализ зависимости коэффициента трения от нагрузки и скорости скольжения

Измеренные значения коэффициентов трения, а также дисперсии параллельных опытов для всех исследуемых материалов в зависимости от скорости скольжения и давлений представлены в таблицах 1.4 – 1.6 для УУКМ1, УУКМ2 и УУКМ3 соответственно. Результаты были получены в условиях сухого трения.

Таблица 1.4 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ1

№ опыта	μ_1	μ_2	μ_3	$\bar{\mu}_i$	S_i^2
1	0,12	0,15	0,18	0,15	0,001
2	0,13	0,16	0,19	0,16	0,001
3	0,15	0,18	0,21	0,18	0,0003
4	0,15	0,17	0,19	0,17	0,0005

Таблица 1.5 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ2

№ опыта	μ_1	μ_2	μ_3	$\bar{\mu}_i$	S_i^2
1	0,16	0,20	0,24	0,20	0,0015
2	0,17	0,18	0,26	0,20	0,0024
3	0,18	0,20	0,21	0,19	0,0002
4	0,18	0,19	0,19	0,19	0,0001

Таблица 1.6 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ3

№ опыта	μ_1	μ_2	μ_3	$\bar{\mu}_i$	S_i^2
1	0,19	0,22	0,25	0,22	0,0008
2	0,19	0,21	0,24	0,21	0,0006
3	0,20	0,23	0,27	0,23	0,001
4	0,18	0,20	0,23	0,20	0,0006

Согласно методике ПФЭ сначала произведем проверку дисперсий повторов опытов. Используя данные таблиц 1.4 – 1.6 рассчитаем по формуле (1.4) дисперсию опытов для всех исследуемых материалов. Рассчитанные значения дисперсий повторов опытов представлены в столбце S_i^2 в таблицах 1.4 – 1.6. Далее необходимо проверить однородность дисперсий: для этого подставляем значения S_i^2 в (1.5) и получаем следующие значения G (критерий Кохрена) для разных материалов:

$$\begin{aligned}
 \text{УУКМ1: } G_{\text{УУКМ1}} &= 0,36, \\
 \text{УУКМ2: } G_{\text{УУКМ2}} &= 0,57, \\
 \text{УУКМ3: } G_{\text{УУКМ3}} &= 0,33.
 \end{aligned}
 \tag{1.15}$$

Поскольку табличное критическое отклонение G_T для уровня значимости $\alpha = 0,05$ и чисел степеней свободы $df_1 = r - 1 = 2$ и $df_2 = N = 4$ составляет $G_T = 0,768$ [161,162], делаем вывод, что все дисперсии (1.15) однородны, что указывает на состоятельность проведенных экспериментов.

Следующий шаг – расчет дисперсии воспроизводимости (1.6) и ошибки всего эксперимента (1.7). Согласно (1.6), получим следующие значения дисперсий воспроизводимости для разных материалов:

$$S_{\text{УУКМ1}}^2(\mu) = 0,0007, S_{\text{УУКМ2}}^2(\mu) = 0,001, S_{\text{УУКМ3}}^2(\mu) = 0,0007, \quad (1.16)$$

Откуда в соответствии с (1.7) получаем значения ошибок для всего эксперимента:

$$S_{\text{УУКМ1}}(\mu) = 0,026, S_{\text{УУКМ2}}(\mu) = 0,032, S_{\text{УУКМ3}}(\mu) = 0,027. \quad (1.17)$$

Для построения уравнения регрессии (1.1) вычислим, используя (1.9) и данные таблиц 1.4 – 1.6, его коэффициенты:

для образцов УУКМ1:

$$b_0 = 0,166, b_1 = 0,0013, b_2 = 0,0066, b_3 = -0,0028,$$

для образцов УУКМ2:

$$b_0 = 0,202, b_1 = -0,0008, b_2 = -0,0052, b_3 = -0,0032,$$

для образцов УУКМ3:

$$b_0 = 0,222, b_1 = -0,0094, b_2 = 0,0011 \text{ и } b_3 = -0,0056.$$

Подставляя полученные коэффициенты в уравнение (1.1), для трех исследуемых материалов расчетные значения коэффициента трения представляются в виде:

$$\begin{aligned} \tilde{\mu}_{\text{УУКМ1}} &= 0,166 + 0,0013X_1 + 0,0066X_2 - 0,0028X_1X_2, \\ \tilde{\mu}_{\text{УУКМ2}} &= 0,202 - 0,0008X_1 - 0,0052X_2 - 0,0032X_1X_2, \\ \tilde{\mu}_{\text{УУКМ3}} &= 0,222 - 0,0094X_1 + 0,0011X_2 - 0,0056X_1X_2, \end{aligned} \quad (1.18)$$

где X_1, X_2 – основные факторы, связанные с нагрузкой P и скоростью V .

С целью проведения проверки на значимость коэффициентов уравнений регрессии (1.18) определим ошибки коэффициентов регрессии S_b по формуле

(1.10) этих уравнений при количестве проведенных испытаний $N = 4$, их повторов $r = 3$ и рассчитанных значений ошибок всех экспериментов (1.17):

$$\text{УУКМ1: } S_b = 0,0075,$$

$$\text{УУКМ2: } S_b = 0,0101,$$

$$\text{УУКМ3: } S_b = 0,0079.$$

Проверка значимости полученных коэффициентов уравнений регрессии (1.18) показывает, что при числе значимости $\alpha = 0,05$ и $N(r-1) = 8$ критическое значение критерия Стьюдента $t_r = 1,86 [161,162]$ будем иметь:

$$\text{УУКМ1: } |b_0| > 0,028, |b_i| < 0,028,$$

$$\text{УУКМ2: } |b_0| > 0,034, |b_i| < 0,034, (i = 1, 2, 3) \quad (1.19)$$

$$\text{УУКМ3: } |b_0| > 0,029, |b_i| < 0,029.$$

Таким образом, в проведенных экспериментах коэффициенты b_1, b_2, b_3 , для всех уравнений (1.18) оказываются статистически незначимыми, поэтому из этих уравнений следует:

$$\tilde{\mu}_{\text{УУКМ1}} = 0,166, \tilde{\mu}_{\text{УУКМ2}} = 0,202, \tilde{\mu}_{\text{УУКМ3}} = 0,222. \quad (1.20)$$

Проверим пригодность полученных уравнений регрессии (1.20) с помощью критерия Фишера (1.14) и определенных значений (1.15) дисперсий воспроизводимости всего эксперимента. Для этого рассчитаем критерий адекватности $S_{\text{ад}}^2$ по формуле (1.13) для каждого материала:

$$\text{УУКМ1: } S_{\text{ад}}^2 = 0,0005,$$

$$\text{УУКМ2: } S_{\text{ад}}^2 = 0,00014,$$

$$\text{УУКМ3: } S_{\text{ад}}^2 = 0,00048.$$

Далее по формуле (1.14) определим значение критерия Фишера для каждого материала:

$$F_{\text{УУКМ1}} = 0,292,$$

$$F_{\text{УУКМ2}} = 0,141, \quad (1.21)$$

$$F_{\text{УУКМ3}} = 0,646.$$

Учитывая, что критическое значение критерия Фишера для уровня значимости $\alpha = 0,05$ и чисел степеней свободы $df_1 = N - g = 3$ и $df_2 = N(r - 1) = 8$ составляет $F_T = 4,066$ [161,162] для всех рассматриваемых материалов (вывод основан на незначимости коэффициентов уравнения регрессии, что следует из оценки (1.19)). Сравнение табличного значения $F_T = 4,066$ с рассчитанными значениями критерия Фишера (1.21), показывает, что полученные уравнения регрессий (1.20) адекватно описывают экспериментальные данные.

Таким образом, можно сделать следующий вывод: коэффициент трения для рассмотренных материалов, экспериментально полученный по схеме контакта палец – диск ($K_{\text{сз}} = 0,14$) имеет следующие значения:

$$\begin{aligned}\mu_{\text{УУКМ}1} &= 0,166 \pm 0,03, \\ \mu_{\text{УУКМ}2} &= 0,202 \pm 0,03, \\ \mu_{\text{УУКМ}3} &= 0,222 \pm 0,03.\end{aligned}\tag{1.22}$$

Полученные результаты (1.22) показывают, что для всех испытанных УУКМ коэффициент трения не зависит от удельной нагрузки и скорости скольжения в рассмотренном диапазоне изменения нагрузочно-скоростных параметров ($P = 2-22$ МПа, $V = 0,03-0,3$ м/с).

Для анализа влияния пути трения представим данные таблицы 1.4 – 1.6 в графическом виде зависимости коэффициента трения от пути трения и номинального давления (рисунок 1.3). Подчеркнем, что между повторами (рисунок 1.3, а-в) проходило не менее 12 часов выдержки, поэтому каждая новая серия экспериментов по методике ПФЭ 2² проводилась на образцах, имевших комнатную температуру ($T \approx 23^\circ\text{C}$).

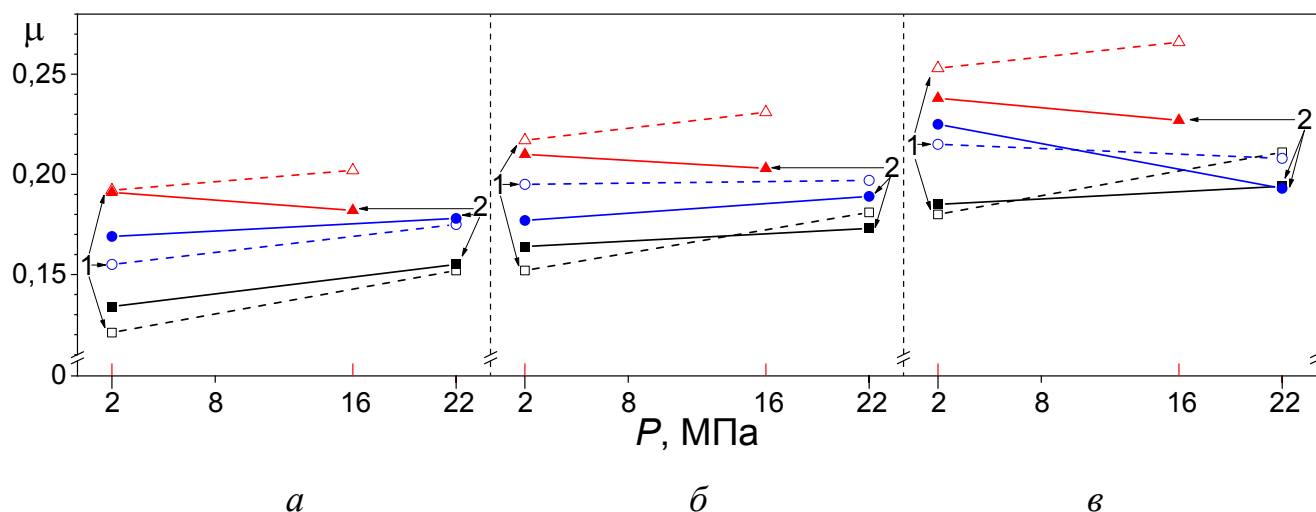


Рисунок 1.3 – Зависимости коэффициента трения μ от номинального давления P , полученные для образцов **УУКМ1** (черная линия/квадрат), **УУКМ2** (синяя линия/круг) и **УУКМ3** (красная линия/треугольник), приработанных на разных путях трения:

200 м (*a*); 400 м (*б*); 800 м (*в*), где 1 - $V = 0,03$ м/с, 2 - $V = 0,3$ м/с

На основе полученных данных (рисунок 1.3) можно сделать основной вывод – увеличение пути трения исследуемых УУКМ материалов приводит к незначительному росту коэффициента трения. Это наблюдение объясняется появлением третьего тела, представляющего собой тонкий слой из частиц износа, образовавшихся из матрицы и углеродного волокна.

Не смотря на выводы, сделанные на основе полученных данных из двухфакторного планированного эксперимента было решено провести эксперименты все исследуемые УУКМ на пути трения равном 800 м и значительно увеличив количество опытов получить зависимости коэффициента трения от номинального давления для исследуемых материалов. На рисунке 1.4 приведены зависимости коэффициента трения от номинальной нагрузки. Пунктирные области на графиках соответствуют математически рассчитанным значениям коэффициента трения с доверительными интервалами для всех исследуемых УУКМ.

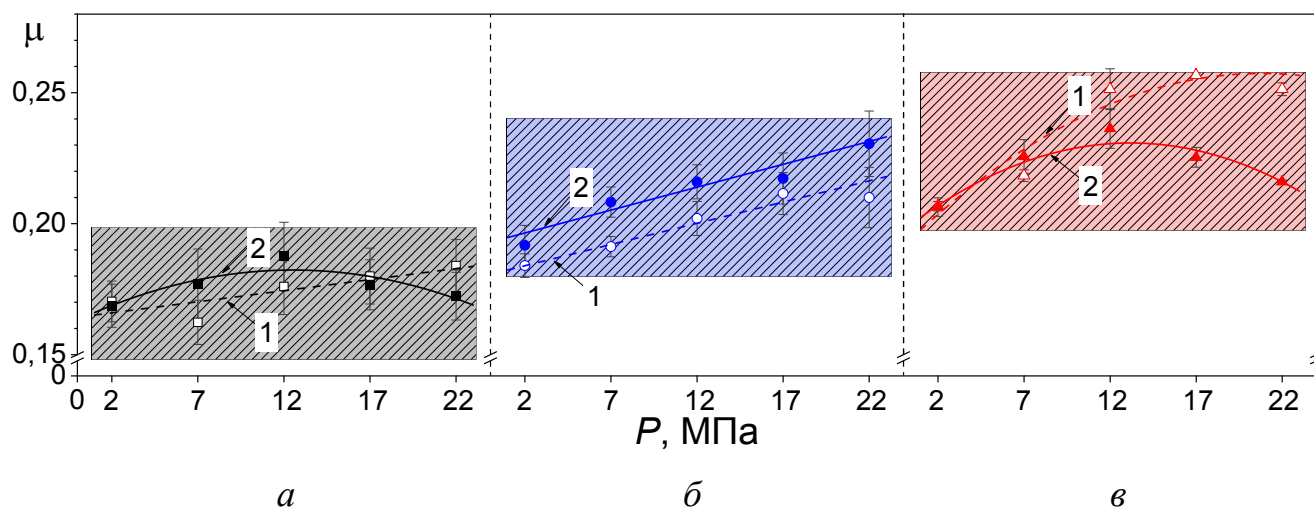


Рисунок 1.4 – Зависимости коэффициента трения μ от удельной нагрузки P , полученные для образцов, **УУКМ1** (а), **УУКМ2** (б), **УУКМ3** (в):

где 1 – $V = 0,03$ м/с; 2 – $V = 0,3$ м/с.

Анализ рисунка 1.4 позволяет сделать выводы: для группы образцов, изготовленных из УУКМ, наблюдается слабая зависимость коэффициента трения от номинального давления. Для материалов на основе графитированных волокон коэффициент трения с увеличением номинального давления от 2 до 22 МПа незначительно поднимается, а именно: для УУКМ1 с 0,16 до 0,17, а для УУКМ2 с 0,18 до 0,22. Образцы композитного материала, изготовленного с использованием карбонизованных волокон, демонстрирует самые высокие значения коэффициента трения в сравнении с образцами на основе графитированных волокон при этом увеличении давления приводит к повышению коэффициента трения с 0,20 до 0,23. Следует отметить, что для всех исследуемых образцов существует незначительная зависимость коэффициента трения от скорости скольжения (рисунок 1.3, рисунок 1.4), причем с ростом скорости скольжения для композитов из графитированных волокон коэффициент трения увеличивается, а для материалов содержащих карбонизованные волокна коэффициент трения незначительно уменьшается.

Для всех материалов экспериментально полученный коэффициент трения (см. рисунок 1.4) находится в доверительных интервалах математически описанных уравнений (1.22), основанные на регрессионном анализе, которые на рисунке обозначены пунктирными областями.

1.2.2 Анализ формирования фрикционной пленки на поверхности трения

С целью изучения третьего тела при помощи Раман спектроскопии были получены КРС спектры, полученные как на дорожках трения, так и за ее пределами (рисунок 1.5). КРС спектр углеродных материалов обычно содержит три основные полосы: D-полоса в области 1350 см^{-1} , G-полоса в области 1580 см^{-1} и S (2D)-полоса в области 2700 см^{-1} и полоса D' в области 1620 см^{-1} , которая зачастую сливается с полосой G и выглядит как «плечо» на ее фоне. Во всех спектрах присутствуют полосы с максимумом в области 1350 и 1580 см^{-1} (D и G полосы графита, соответственно) и полосы фононных повторений в области $2400\text{-}3500\text{ см}^{-1}$.

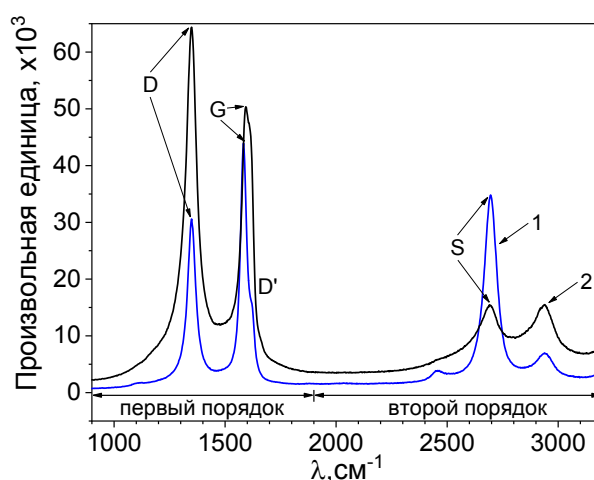


Рисунок 1.5 – Типичный вид Рамановского спектра для всех исследуемых образцов, где 1 – вне дорожки трения; 2 – на дорожке трения

Полученные данные D и G полос демонстрируют различия в их ширине и интенсивности. При этом если интенсивность полосы D в 1,5–2 раза меньше полосы G и полная ширина полосы на половине высоты меньше 100 см^{-1} (спектр 1 на рисунке 1.5), то такой спектр характерен для хорошо закристаллизованного графита, в противоположном случае, когда интенсивность полосы D равна или больше интенсивности полосы G и полная ширина полосы на половине высоты больше 100 см^{-1} (спектр 2 на рисунке 1.5), спектр характерен для наноструктурированных углеродных материалов и углеродных волокон. На дорожках трения в основном преобладают участки характерные для наноструктурированных углеродных материалов и углеродных волокон (спектр 2).

Таким образом, можно сделать вывод: третье тело на дорожке трения состоит в основном из углеродных волокон.

1.3 Выводы по главе 1

В данной главе проведены трибологические испытания углерод-углеродных композитных материалов (УУКМ) с использованием методики планирования и анализа эксперимента по схеме контакта палец – диск с вариацией контактных давлений P в интервале 2-22 МПа и скоростей скольжения V в диапазоне 0,01-0,30 м/с при температуре окружающей среды $T = 23^\circ\text{C}$. Все проведенные испытания повторялись три раза, с последующим осреднением полученных значений коэффициента трения.

Изучались УУКМ, армированные графитированными волокнами длиной 40 мм (УУКМ1) и 0,5 мм (УУКМ2) и карбонизованными волокнами длиной 40 мм (УУКМ3). По результатам математической обработки экспериментальных данных методом регрессионного анализа в исследуемых диапазонах изменения нагрузочно-скоростных параметров установлено:

- для всех рассмотренных материалов коэффициент трения μ не зависит от удельной нагрузки и скорости скольжения;
- УУКМ на основе карбонизованных волокон (УУКМ3) имеют коэффициент трения, превышающий в 1,5 раза коэффициент трения для композита на основе длинных графитированных волокон (УУКМ1).

Микроскопические исследования поверхности композитов с помощью СЭМ - Quanta 650 и Раман спектроскопии - inVia Qontor показали, что на поверхности трения образуется пленка, представляющая собой тонкий слой, состоящий, главным образом, из частиц износа углеродных волокон.

Глава 2. Экспериментальное исследование коэффициента трения между углеродными волокнами в заданных диапазонах изменения нагрузки и температуры

2.1 Постановка эксперимента

2.1.1 Исследуемые материалы

Для трибологических испытаний были взяты две группы углеродных волокон, различной температурой финишной термообработки. К первой группе образцов относятся карбонизованные волокна (КВ), которые были получены при конечной температуре $T = 1400^{\circ}\text{C}$. К образцам второй группы относятся графитированные волокна (ГВ), которые были получены при финишной термообработке при $T = 2800^{\circ}\text{C}$. На рисунке 2.1 представлены СЭМ фотографии исследованных единичных волокон.

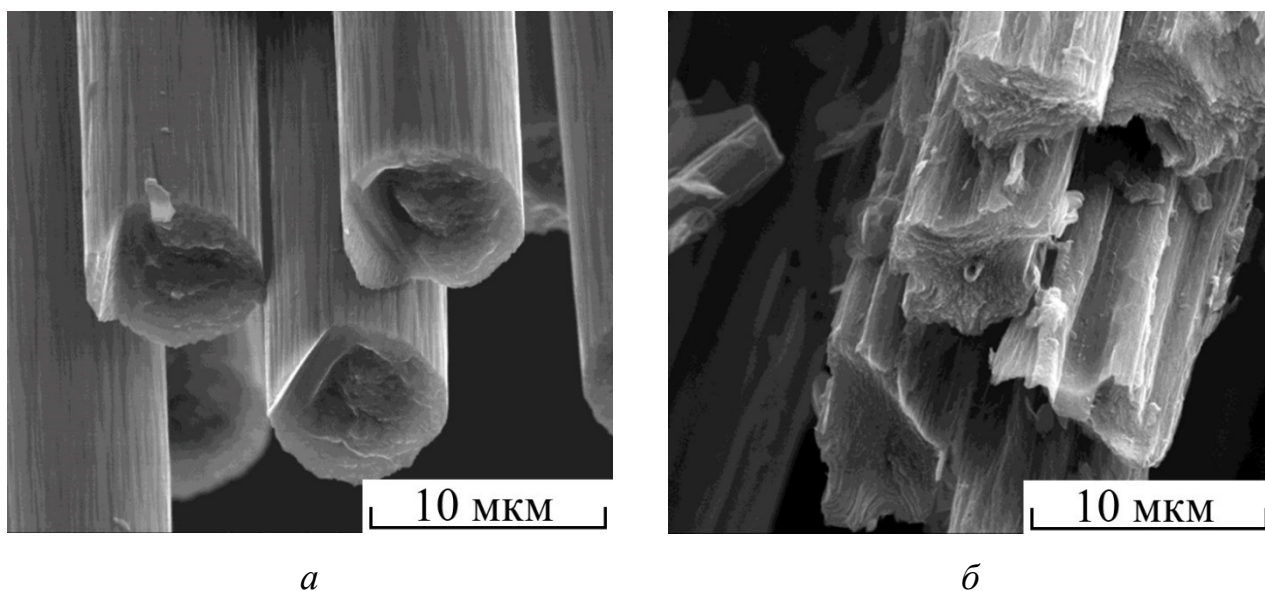


Рисунок 2.1 – Типичный вид поперечного сечения карбонизованных (*a*) и графитированных (*б*) углеродных волокон

Исходя из рисунка 2.1 оба типа волокон существенно отличаются друг от друга, как по внутренней структуре, так и по внешнему виду. Поперечное сечение карбонизованных волокон (рисунок 2.1, *а*) напоминает собой хорошо выраженных круг (или эллипс при не перпендикулярном к оси волокна сечении), в то время как поперечное сечение графитированных волокон (рисунок 2.1, *б*) имеют сложную (неправильную) звездчатую форму с нечетко очерченными контурами. Кроме того, структура последних в результате высокой степени графитации состоит из выраженных графеновых слоев, по-видимому, слабо связанных друг с другом, тогда как структура карбонизованных волокон более однородна и монолитна.

Испытания образцов проводилось в виде жгутов общей длиной 7 см. Для получения сравнительного анализа в работе были использованы коммерчески доступные углеродные волокна двух производителей: волокно УК (ООО Аргон, г. Балаково, Россия) и волокно Zoltek Panex 35 (Zoltek Inc., Венгрия). В таблице 2.1 представлены основные механические свойства исследуемых углеродных волокон.

Таблица 2.1 – Характеристики углеродных волокон

Параметр	Волокно УК		Волокно Zoltek	
	КВ	ГВ	КВ	ГВ
Прочность, ГПа	3,3	1,17	4,14	1,23
Модуль упругости, ГПа	225	400-530	239	436
Плотность, г/см ³	1,75	2,05	1,81	2,01
Диаметр волокна, мкм	8,36	7,01	7,53	6,5

2.1.2 Методика проведения эксперимента

Исследование влияния нормальной нагрузки и температуры на коэффициент трения между углеродными волокнами было осуществлено при помощи лабораторного микротрибометра УМТ-3 по схеме контакта «перекрещивающиеся цилиндры» принципиальная схема которого представлена на рисунке 2.2. Трибометр оснащен термокамерой позволяющей проводить испытания в диапазоне температур T от 23 до 300°C. Испытание образцов по определению коэффициента трения проводили при постоянной нагрузке F , которая была равной 0,2 и 1 Н (5 и

100 г, соответственно). Следует отметить, что столь низкие нагрузки были выбраны из соображений осуществимости эксперимента, так как повышение нагрузки приводит к быстрому разрушению одного из жгутов и, следовательно, не достоверных значений коэффициентов трения.

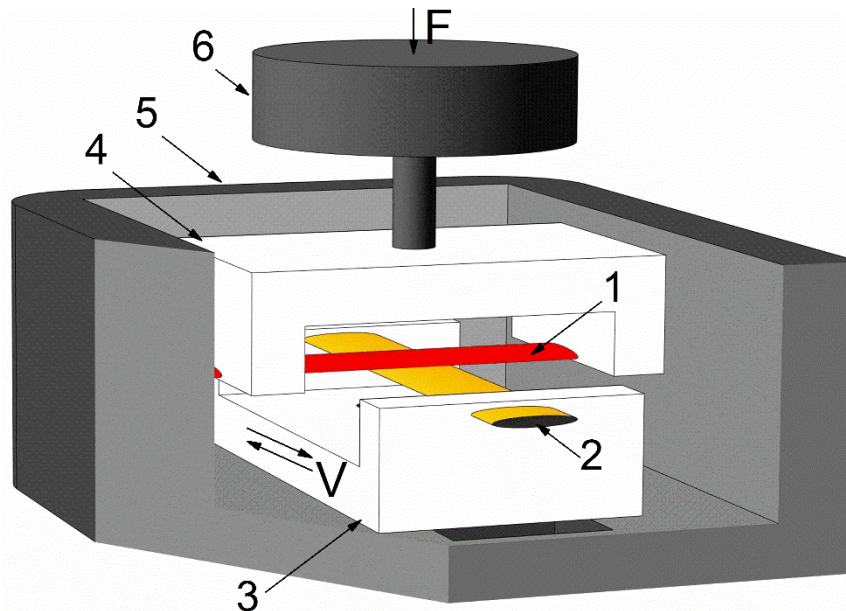


Рисунок 2.2 – Принципиальная схема трибометра, где 1, 2 – пучки волокон, закрепленные в своих держателях (3, 4), 5 – термокамера, 6 – 2-х компонентный датчик сил

Жгут волокон 1 в натянутом состоянии закреплялся в неподвижный держатель 4, который через жесткий шток крепился к 2-х компонентному датчику сил (F_z , F_x) и моментов (T_z , T_x) 6, к которому посредством винтовой передачи (не показан на рисунке 2.2) передавалась нормальная нагрузка F . Другой жгут с волокнами 2 закреплялся в держатель 3, который совершал возвратно-поступательное движение за счет кривошипно-шатунного механизма, вращательное движение к которому передавалось от шагового электродвигателя (не показан на рисунке 2.2). Держатели жгутов 3 и 4 помещались в термокамеру 5. Термокамера закрывалась крышкой, после чего осуществлялся нагрев жгутов волокон до заданной оператором температуры с последующей выдержкой в течение 60 ± 5 минут. Частота возвратно-поступательного движения жгута 3 была постоянно равной 1 Гц, а амплитуда его перемещения составляла 6 мм. Время испытания при каждом уровне нагрузки было выбрано равным 5 мин. Время

испытаний было определено экспериментальным путем, при котором коэффициент трения был стабилен на большей части эксперимента, т.е. трение происходило в установившемся режиме.

2.1.3 Методика микроскопических исследований

Исследования поверхности углеродных волокон до и после трибологических испытаний были проведены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan Vega 3 SBH. Микроскоп TESCAN, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением Aztec. Электронная микроскопия в таких работах является основным методом исследования. К преимуществам метода следует отнести высокое разрешение, большую глубину резкости (что позволяет четко различать детали рельефа поверхности) и возможность проведения рентгеновского микроанализа. К недостаткам метода следует отнести необходимость специальной подготовки образцов и способы закрепления и позиционирования сложных образцов. Другими недостатками являются возможность загрязнения образца в колонне микроскопа (например, загрязнение углеродом при работе в микроскопе с масляной откачкой), «прожигание» образца – особенно при длительной работе и/или при большом увеличении. К особенностям метода следует отнести необходимость вакуумирования образцов в колонне микроскопа.

Для закрепления жгутов на алюминиевом предметном столике микроскопа использовался углеродный токопроводящий скотч. Поверхность образцов исследовалась при помощи детектора вторичных электронов при ускоряющем напряжении 10 кВ, с диаметром пучка 100 нм. Выбранный режим был подобран для получения наиболее достоверной текстуры поверхности волокна с учетом максимально возможного качественного разрешения при данном ускоряющем напряжении. При исследовании выбирались типичные области на поверхности

исследуемых объектов. Особенностью микроскопических исследований являлось изучение поверхности разрушения, которое было вызвано трением, а также изучение микрорельефа поверхности карбонизованных и графитированных углеродных волокон.

Для изучения шероховатости волокна использовалась сканирующая зондовая микроскопия, основной разновидностью которой является атомно-силовая микроскопия (АСМ). При исследованиях чаще всего используется метод «тэйпинга». К преимуществам метода следует отнести высокое разрешение, получение профилей в любом выбранном направлении вдоль поверхности, определение параметров шероховатостей и пространственной геометрии исследуемого образца. Особенностью современного метода АСМ является усовершенствованный аппарат обработки изображения, а именно возможность получения 3D изображений и различные типы преобразований АСМ карт. По получаемым массивам данных возможен расчет различных параметров шероховатости, разброса высот, волнистости, текстуры и других. Также у метода АСМ есть свои недостатки: ограниченность поля сканирования, малая «глубина резкости», невозможность исследования образцов с высокой шероховатостью и с заряжающейся поверхностью. Для исследования поверхности углеродных волокон использовался атомно-силовой микроскоп AIST-NT (Россия), при этом область измерений поверхности единичного волокна составляла 2 на 2 мкм, а скорость сканирования составляла 1 мкм/с. Определение параметров шероховатости осуществлялось только на исходных образцах волокон, т.к. после трибологических испытаний все волокна были покрыты частичками износа (мелкой пылью) из-за которых происходило «залипание» кантелевера.

2.2 Результаты экспериментальных исследований

2.2.1 Анализ поверхности и шероховатости углеродных волокон до и после трибологических испытаний

На рисунках 2.3 – 2.6 представлены АСМ и СЭМ изображения поверхности карбонизованных и графитированных углеродных волокон до и после их трибологических испытаний, которые были проведены при нормальной нагрузке $F = 1$ Н (100 г), температуре $T = 300^\circ\text{C}$ и пути трения $S = 3,6$ м.

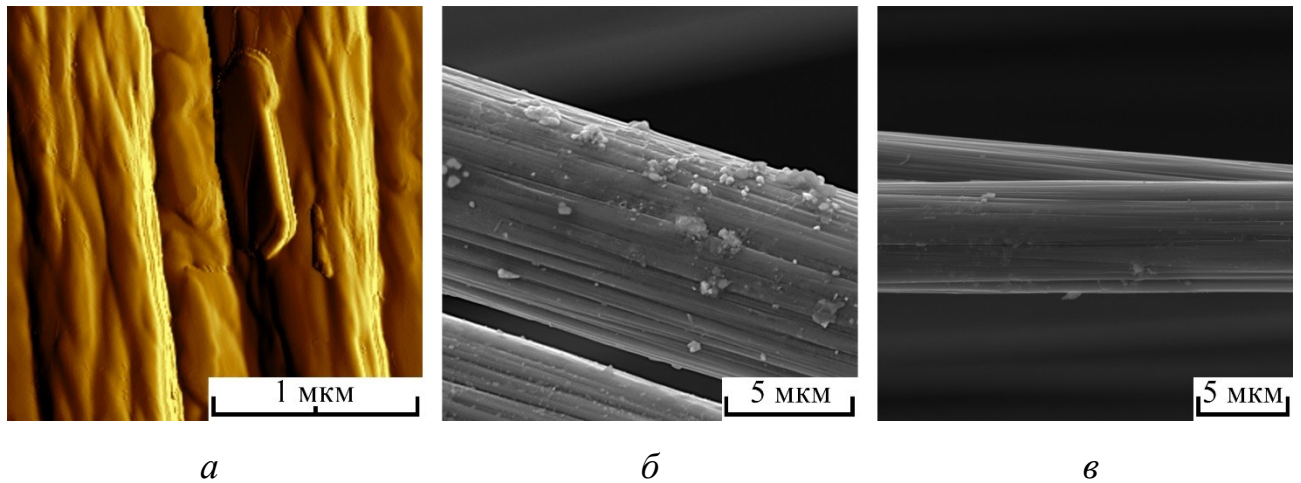


Рисунок 2.3 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения карбонизованных углеродных волокон марки УК до (а, б) и после (в) трения

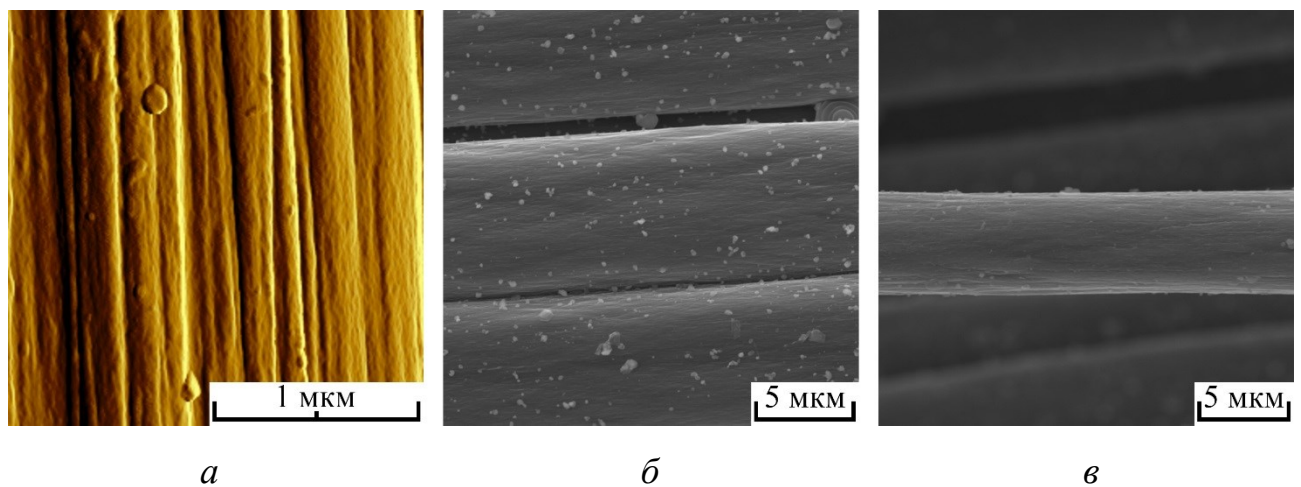


Рисунок 2.4 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения карбонизованных углеродных волокон марки Zoltek до (а, б) и после (в) трения

Анализ полученных изображений позволяет сделать следующие выводы. Рельеф поверхности карбонизованных волокон до (рисунок 2.3, б и рисунок 2.4, б) и после (рисунок 2.3, в и рисунок, 2.4 в) трения не изменяется и имеет фибриллярную структуру, ориентированную в направлении продольной оси волокна. Шероховатость поверхности волокна Zoltek (рисунок 2.4, а) значительно меньше, чем шероховатость волокна УК (рисунок 2.3, а). Такая структура и различия шероховатости связаны с технологией изготовления волокна [164-167], при этом фибриллы распределяются в волокне случайным образом, поэтому поверхность волокна также имеет случайную шероховатость [168]. Заметим, что исследуемые поверхности карбонизованных волокон в основном не содержат дефектов, а сами волокна имеют правильное круглое поперечное сечение. На поверхности волокон сохраняются частицы аппрета, который не детектируется в зоне трения (рисунок 2.3, в и рисунок 2.4, в).

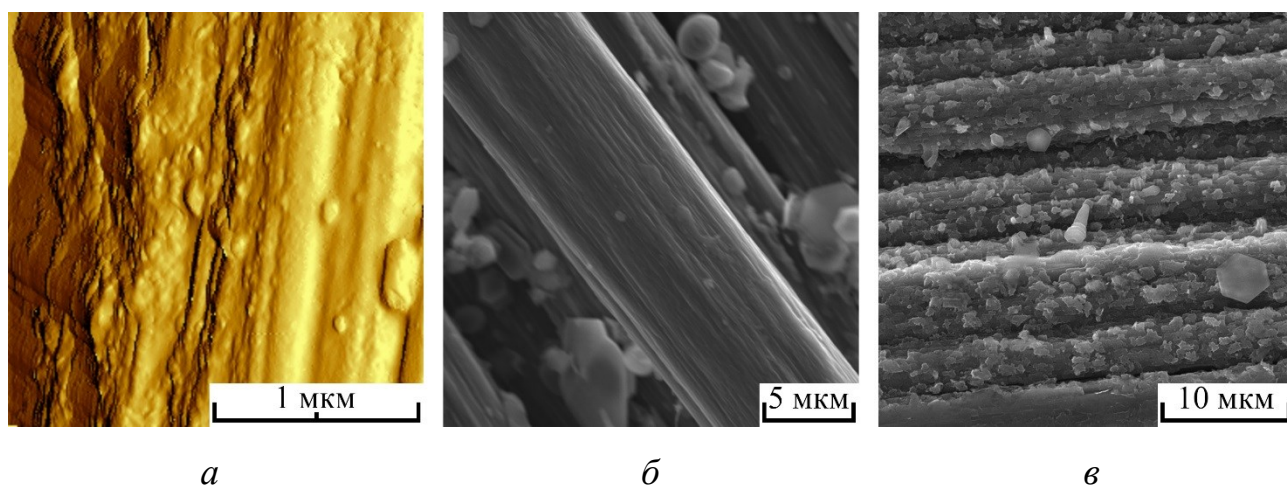


Рисунок 2.5 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения графитированных углеродных волокон марки УК до (а, б) и после (в) трения

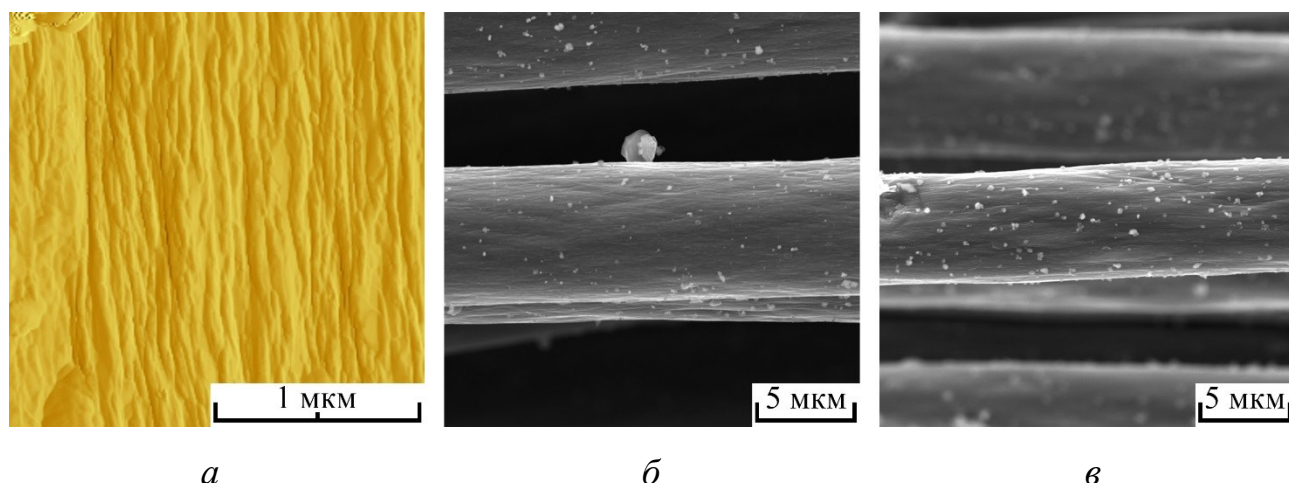


Рисунок 2.6 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения графитированных углеродных волокон марки Zoltek до (а, б) и после (в) трения

Исследования микрорельефа поверхности термообработанного при 2800°С волокна позволяют заключить – шероховатость поверхности после температурной обработки становится сглаженной (рисунок 2.5, б и рисунок 2.6, б) в сравнении с исходной поверхностью (рисунок 2.3, б и рисунок 2.4, б). Следует отметить, что высотные параметры шероховатости поверхности УК волокон перед термообработкой составляют $S_a = 45,3$ нм, $S_z = 421,5$ нм, а после $S_a = 24,5$ нм, $S_z = 222,9$ нм, то есть микрорельеф поверхности после термообработки уменьшается в 1,8 раза. При этом параметры шероховатости для Zoltek карбонизованного волокна составляют $S_a = 31,9$ нм, $S_z = 512,3$ нм, графитированного $S_a = 22,3$ нм, $S_z = 168,2$ нм, то есть микрорельеф поверхности снижается не так значительно, как для УК волокна. На поверхности графитированных волокон так же, как и на карбонизованном волокне присутствуют частицы аппрета.

При трении термообработанного УК волокна наблюдается быстрое его разрушение (рисунок 2.5, в), что объясняется низкой прочностью волокна (см. таблицу 2.1) в отличие от Zoltek волокна (рисунок 2.6, в), поверхность которого сохраняется. В работе [167] отмечается, что после термообработки появляются существенные изменения и даже дефекты во внутренней структуре Zoltek и УК волокна. При этом невысокая прочность графитированного УК волокна связана не только с природой волокна, но и с технологией его получения: при производстве УК волокна в качестве растворителя используется водный раствор роданида

натрия, а при изготовлении Zoltek применяется демитилформамид. Также приведенный в работе рентгенографический анализ показал, что степень графитации УК волокна при температурной обработке 2800°C выше, чем у Zoltek волокна. Дополнительно отмечается, что при высокой температуре обработки Zoltek волокно сохраняет свою форму поперечного сечения, которая близка к форме исходного волокна (наблюдается перерождение фибриллярной структуры в слоистую, с хаотичным расположением слоев внутри волокна), тогда как для УК волокна наблюдалась изменение формы от круглой к неправильной (звездообразной), а некоторые волокна имели отверстия в центре. При этом волокна приобретали четко выраженную слоистую структуру, характерную для графита. Таким образом, графитация при температуре равной 2800°C волокна марки УК приводит к гораздо более существенным изменениям его структуры и морфологии, чем у волокна марки Zoltek, что объясняет снижение прочностных свойств УК волокна и, как следствие, быстрое его разрушение при трении.

2.2.2 Анализ зависимости коэффициента трения от нагрузки и объемной температуры

На рисунке 2.7 представлены зависимости коэффициента трения μ от нормальной нагрузки F и двух температур T для всех испытанных углеродных волокон.

Анализ результатов показывает, что при комнатной температуре $T = 23 \pm 3^\circ\text{C}$ с увеличением нормальной нагрузки наблюдается снижение коэффициента трения для обоих типов углеродных волокон, при этом: трение на карбонизованных волокнах выше, чем на обработанных при температуре 2800°C волокнах. Оба эффекта объясняются в ставшей классической работе [169], авторы которой показали – снижение коэффициента с ростом нагрузки вызвано уменьшением влияния адгезионных сил в контакте перекрещивающихся волокон. При этом поверхностная энергия углеродного волокна существенно снижается с

увеличением температуры его обработки (авторы рассчитали, что графитированные волокна обладают вдвое меньшей поверхностной энергией, чем карбонизованные). Следует добавить, что согласно приведенным в данной работе измерениям микрорельефа и полученным СЭМ изображениям (рисунок 2.3 – 2.6) шероховатость поверхности графитированного волокна меньше, чем у карбонизованного волокна, то есть вероятно снижение деформационных потерь, расходуемых при трении на шероховатых волокнах. При этом трение на карбонизованных гладких волокнах марки Zoltek выше, чем на шероховатых волокнах УК. Это вероятно связано с тем фактом, что при предположительно равных адгезионных свойствах поверхностей, трение при малых нагрузках будет выше на той поверхности, чья шероховатость меньше.

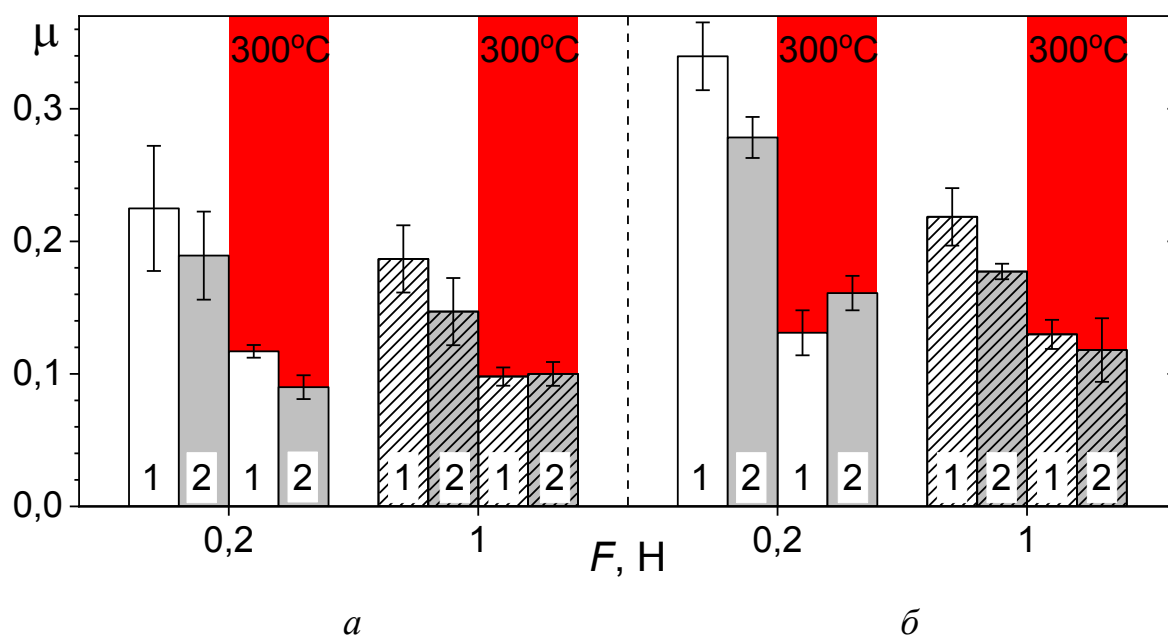


Рисунок 2.7 – Зависимость коэффициента трения μ от нагрузки F [Н] при двух температурах $T = 23$ и 300°C для карбонизованных (1) и графитированных (2) волокон марок УК (а) и Zoltek (б)

Более интересным для практического применения является оценка коэффициента трения при температуре равной 300°C . Анализ полученных данных (рисунок 2.7) показывает, что при повышении температуры наблюдается значительное снижение коэффициента трения для углеродных волокон. Этот механизм можно объяснить снижением капиллярной адгезии. Согласно работам

[14,170] влага, которая содержится в воздухе и адсорбируется на поверхности волокна при его нагреве до 300°C , испаряется наряду с другими возможными поверхностными загрязнениями, то есть нагрев волокна полностью экранирует капиллярное воздействие и, вероятно, дополнительно снижает адгезионное воздействие на силу трения. При этом с увеличением нормальной нагрузки вклад в силу трения адгезии уменьшается. Таким образом, при нормальной нагрузке $F = 1 \text{ Н}$ и температуре $T = 300^{\circ}\text{C}$, коэффициент трения карбонизованных и графитированных волокон отличается незначительно и для волокон марки УК $\mu = 0,1 \pm 0,01$, а для волокон марки Zoltek $\mu = 0,13 \pm 0,01$.

2.3 Выводы по главе 2

Проведены исследования фрикционных свойств углеродных жгутов, из карбонизованных и графитированных углеродных волокон двух производителей (УК от ООО Аргон и Zoltek Panex 35 от Zoltek Inc.) по схеме контакта «перекрещивающиеся цилиндры» при двух объемных температурах T (комнатной 23 и повышенной 300°C) и двух нормальных нагрузках $F = 0,2$ и 1 Н . При помощи СЭМ и АСМ микроскопов проведено исследование микрорельефа поверхностей волокон до и после трибологических испытаний.

Анализ результатов трибологических экспериментов, показал:

- повышение температуры приводит к уменьшению коэффициента трения (для карбонизованных волокон коэффициент трения уменьшается более, чем в два раза), что связано с уменьшением влияния адгезионных сил в области контактного взаимодействия;
- в выбранном диапазоне нагрузок коэффициент трения незначительно меняется с изменением нагрузки;
- коэффициент трения карбонизованных углеродных волокон незначительно превышает значения коэффициента трения графитированных волокон при

тех же нагрузочно-скоростных и температурных условиях фрикционного взаимодействия.

Исследование микрорельефа поверхности волокон до и после трибологических испытаний позволило сделать следующие выводы:

- поверхность карбонизованных волокон после трения практически не имеют следов поверхностного разрушения;
- на поверхности графитированных волокон обнаружено множество частиц износа разных размеров и форм.

Глава 3. Экспериментальное исследование коэффициента трения и интенсивности изнашивания углерод-углеродных композитных материалов при высоких температурах в бескислородной среде

3.1 Постановка эксперимента

3.1.1 Исследуемые материалы

Для трибологических исследований были выбраны четыре группы образцов из углерод-углеродного композитного материала, изготовленные в виде колец диаметром наружным 28 мм, внутренним 20 мм и высотой 15 мм. Структура образцов первой (УУКМ1) и второй (УУКМ2) групп были описаны в первой главе диссертации.

Третья группа (УУКМ3) была изготовлена по методу, использованному при производстве углеродных композитов первой и второй групп, за исключением некоторых отличий: длина волокна в готовом материале была равной ≈ 6 мм, а также у исследуемого композита дополнительно армировано межжгутовое пространство (граница раздела волокно-матрица) мелкодисперсной фракцией рубленых (дробленных) карбонизованных углеродных волокон. В качестве матрицы (связующего) использовался каменноугольный пек.

Образцы четвертой группы (УУКМ4) были изготовлены из квазитрехмерной игольчатой заготовки из карбонизованного углеродного волокна на основе полиакрилонитрила (ПАН). Армирующий каркас представлял собой слоистое тело, изготовленное путем чередования углеродной ленты и рубленого войлока, при этом углеродная лента в композите была расположена под разными углами. Затем заготовка последовательно подвергалась иглопробиванию слоев, газофазному пиролизическому уплотнению с получением грубо и гладко ламинарного пироуглерода и финишной термообработке при 2100°C.

На рисунке 3.1 представлены СЭМ фотографии микроструктуры поверхности композитов перед трибологическими испытаниями для УУКМ3 (рисунок 3.1, *а*) и УУКМ4 (рисунок 3.1, *б*). Для первых двух групп образцов СЭМ изображения поверхности (рисунок 1.1, *а, в*) и их анализ представлены в первой главе, п. 1.1.1.

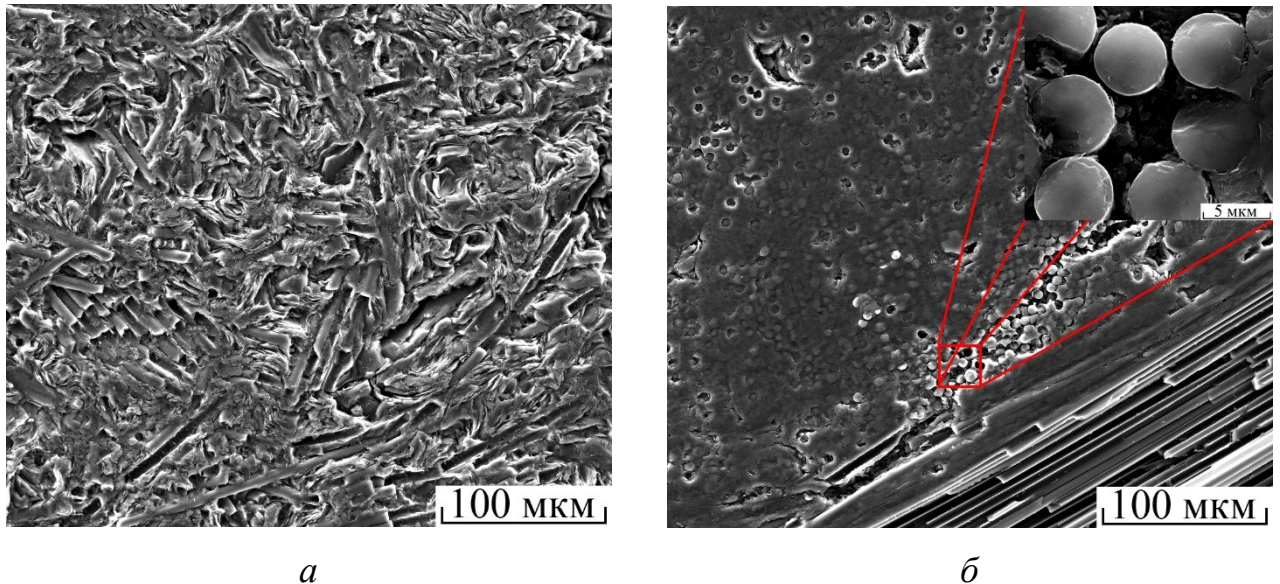


Рисунок 3.1 – Микроскопия поверхности исследуемых образцов УУКМ3 (*а*), УУКМ4 (*б*)

Анализ СЭМ изображений показал, что у образца УУКМ3 (рисунок 3.1, *а*) поверхность трения состоит преимущественно из единичных волокон, которые хаотично распределены на поверхности трения, а для образца УУКМ4 (рисунок 3.1, *б*) наблюдаются исключительно пучки волокон в параллельном и перпендикулярном направлении к поверхности трения.

3.1.2 Методика проведения эксперимента

Экспериментальное исследование трибологических свойств проводилось на лабораторном трибометре УМТ-2 по схеме полного контакта ($K_{вз} = 1$) кольцо-кольцо в диапазоне контактных давлений $P = 0,5 - 1$ МПа ($F = 143 - 316$ Н) и скоростей скольжения $V = 1 - 4$ м/с ($n = 795 - 3180$ об/мин). В процессе испытаний вследствие фрикционного разогрева происходило повышение температуры

образцов, которая при максимальных значениях P и V достигала значений в 1000°C . Как известно из литературы [171-173], так и по собственным наблюдениям при превышении температуры свыше 400°C происходит деградация углерода, связанная с окислением поверхности образцов, что приводит к их интенсивному износу. Для минимизации этого эффекта была произведена модернизация трибометра с целью изолирования испытываемых образцов от кислородной среды. Для этого лабораторный трибометр был дооснащен системой, обеспечивающей проведение испытаний в бескислородной среде (рисунок 3.2).

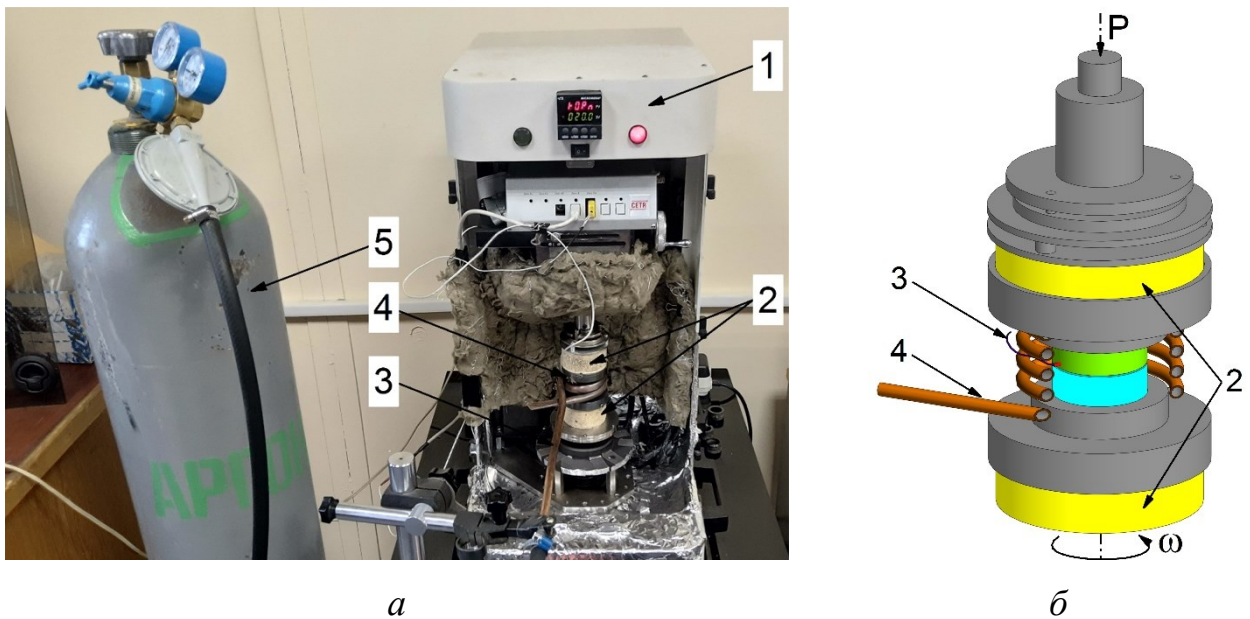


Рисунок 3.2 – Фотография (а) и принципиальная схема (б) трибометра УМТ-2, где
1 – трибометр, 2 – теплоизоляторы, 3 – спираль для обдува пары трения, 4 – термопара, 5 – баллон с аргоном

В процессе эксперимента производился постоянный обдув пары трения инертным газом (аргоном), который поступает из баллона 5, через спираль 3. При помощи термопары 4 проводилось измерение температуры неподвижного образца на расстоянии 1,5 мм от зоны трения. Для защиты измерительной части трибометра от воздействия высокой температуры были изготовлены термоизоляторы 2.

Трибологические испытания образцов проводилось в соответствии с методикой двухфакторного планированного эксперимента. Полное описание методики ПФЭ представлено в главе 1.1.2. Искомую зависимость для коэффициента трения и интенсивности изнашивания (1.1), как и в первой главе,

находили на основе серий экспериментов, в которых пределы изменения P и V задавали на двух уровнях. После выбора параметров оптимизации происходило их кодирование согласно (1.2). В таблице 3.1 представлены результаты кодирования.

Таблица 3.1 – Кодирование факторов

№ п/п	Уровень варьирования	Кодовое обозначение	P , МПа (F , Н)		V , м/с (n , об/мин)	
			χ_1	X_1	χ_2	X_2
1	Нижний	-1	0,5 (143)	-1	1 (795)	-1
2	Верхний	+1	1,1 (316)	+1	4 (3180)	+1
3	Основной	0	0,8 (229)	0	2,5 (1988)	0
4	Полуинтервал	$\Delta\chi_i$	0,3 (87)	1	1,5 (1193)	1

С целью снижения влияния случайных факторов на исследуемые зависимости (1.1) очередность проведения экспериментов выбирали случайным образом.

Линейный износ образцов измерялся до и после эксперимента при помощи встроенного в трибометр датчика линейного сближения образцов. При этом для исключения влияния термического расширения образцов линейный износ измерялся при одной и той же комнатной температуре испытываемых материалов, причем образцы не снимались с трибометра. Отметим, что время остывания образцов составляло чуть более 2 часов.

Перед началом проведения серий экспериментов все образцы подвергались притирке, с целью формирования на поверхностях трения тонкой фрикционной пленки и удаления искусственной волнистости, которая была сформирована инструментом в процессе механической обработки образцов. На рисунке 3.3 представлена типичная зависимость процесса притирки. Процесс притирки состоял из шагов последовательно и ступенчато увеличивающейся нормальной нагрузки от 94 до 316 Н (до 1,1 МПа) при постоянной скорости скольжения $V = 4$ м/с. Следует отметить, что продолжительность шагов каждого последующего шага уменьшалась.

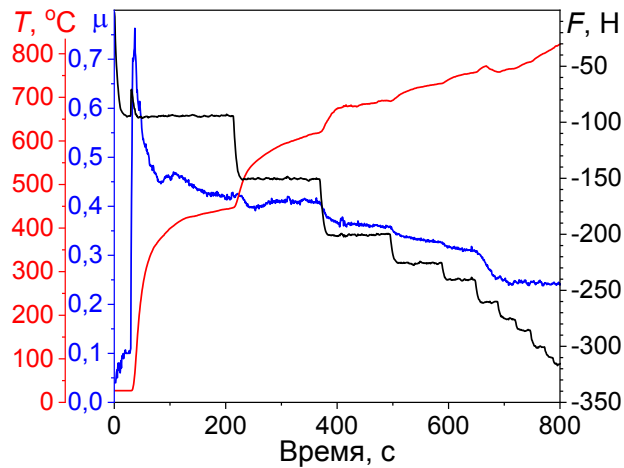


Рисунок 3.3 – Типичный вид приработки исследуемого композита, где 1 – температура, 2 – коэффициент трения, 3 – нормальная нагрузка

3.1.3 Методика исследования структуры поверхности и приповерхностных слоев материалов в процессе испытаний

При помощи метода Рамановской спектроскопии исследовалась молекулярная структура форм углерода, которая изменяется из-за воздействия высоких температур в процессе фрикционного разогрева. КРС спектры на образцах УУКМ были получены при помощи спектрометра inVia Reflex (Renishaw, Великобритания) с использованием возбуждающего зеленого лазера с длиной волны 532 нм. В работе исследовались как образцы после трибологических испытаний (преимущественно на поверхности трения), так и исходные образцы, которые не были подвержены фрикционным взаимодействиям. Выбор места точки, где проводились измерения структуры (волокно/матрица), определялся визуально-оптическим способом. Спектры измеряли в диапазонах $900-1900\text{ см}^{-1}$ (спектр первого порядка) и $2500-3000\text{ см}^{-1}$ (спектр второго порядка). Для всех образцов были взяты 5 тридцатисекундных накоплений с мощностью лазера 1,7 мВт. В работе использовался 50-ти кратный объектив, при котором диаметр лазерного пятна на поверхности составлял 1 мкм.

Исследования срезов углеродных композитов после трибологических испытаний были проведены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ)

Tescan Vega 3 SBH. Срезы образцов исследовались при помощи детектора вторичных электронов при ускоряющем напряжении 10 кВ, с диаметром пучка 100 нм. Выбранный режим был подобран для получения наиболее достоверной текстуры поверхности образцов с учетом максимально возможного качественного разрешения при данном ускоряющем напряжении. Целью микроскопических исследований являлось изучение структуры подповерхностных слоев композитов, подвергнутых фрикционному воздействию.

3.2 Результаты экспериментов

3.2.1 Анализ зависимости коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры в контакте от нагрузочно-скоростных параметров

Полученные на основе экспериментальных данных и их обработки значения коэффициентов трения и интенсивности изнашивания, а также измеренные значения максимальных температур для каждого эксперимента с исследуемыми материалами УУКМ1, УУКМ2, УУКМ3 и УУКМ4, представлены в таблицах 3.2 – 3.5. Следует отметить, что температура измерялась на расстоянии 1,5 мм от зоны трения, из-за чего представленные значения температур могут отличаться, в меньшую сторону, от действительной температуры в зоне трения. В этих же таблицах в последнем столбце приведены дисперсии параллельных опытов для всех исследуемых материалов в зависимости от скорости скольжения и давлений.

Таблица 3.2 – Экспериментальные данные для образца УУКМ1

Условия эксперимента		Матрица планирования		y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	\bar{y}_i	S_i^2
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Коэффициент трения μ				
0,5	1	-1	-1	0,17	0,18	0,18	0,177	0,00003
1,1		+1	-1	0,61	0,61	0,59	0,601	0,00007
0,5	4	-1	+1	0,57	0,56	0,62	0,583	0,001
1,1		+1	+1	0,44	0,45	0,46	0,449	0,0001
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Интенсивность изнашивания $I_h \cdot 10^{-9}$				
0,5	1	-1	-1	11,6	15,4	14,1	13,7	3,7
1,1		+1	-1	35,2	36,8	31,4	34,4	7,6
0,5	4	-1	+1	4,1	8,8	5,9	6,2	5,7
1,1		+1	+1	25,3	20,8	22,9	23,1	5,1
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Температура T , °С				
0,5	1	-1	-1	164	134	151	150	226
1,1		+1	-1	310	286	297	298	144
0,5	4	-1	+1	761	691	676	709	2058
1,1		+1	+1	983	990	951	975	432

Таблица 3.3 – Экспериментальные данные для образца УУКМ2

Условия эксперимента		Матрица планирования		y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	\bar{y}_i	S_i^2
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Коэффициент трения μ				
0,5	1	-1	-1	0,18	0,19	0,21	0,193	0,0002
1,1		+1	-1	0,675	0,607	0,602	0,628	0,0016
0,5	4	-1	+1	0,451	0,446	0,45	0,449	0,00001
1,1		+1	+1	0,384	0,381	0,39	0,385	0,00002
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Интенсивность изнашивания $I_h \cdot 10^{-9}$				
0,5	1	-1	-1	4,9	3,5	6,8	5,1	2,9
1,1		+1	-1	23,8	30,1	30,1	27,9	13,1
0,5	4	-1	+1	8,9	9,4	8,1	8,8	0,4
1,1		+1	+1	18,8	18,9	16,8	18,2	1,4
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Температура T , °С				
0,5	1	-1	-1	122	105	125	117	116
1,1		+1	-1	289	266	289	281	176
0,5	4	-1	+1	560	562	525	549	433
1,1		+1	+1	913	959	890	921	1234

Таблица 3.4 – Экспериментальные данные для образца УУКМ3

Условия эксперимента		Матрица планирования		y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	\bar{y}_i	S_i^2
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Коэффициент трения μ				
0,5	1	-1	-1	0,23	0,26	0,25	0,247	0,0002
1,1		+1	-1	0,58	0,63	0,63	0,613	0,0008
0,5	4	-1	+1	0,64	0,65	0,6	0,630	0,0007
1,1		+1	+1	0,51	0,49	0,45	0,483	0,0009
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Интенсивность изнашивания $I_h \cdot 10^{-9}$				
0,5	1	-1	-1	9,8	9,	8,1	9,1	0,9
1,1		+1	-1	29,4	20,3	28,8	26,2	25,9
0,5	4	-1	+1	13,9	12,9	14,6	13,8	0,7
1,1		+1	+1	20,5	26,5	27,1	24,7	13,1
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Температура T , °С				
0,5	1	-1	-1	133	122	140	132	82
1,1		+1	-1	248	253	287	263	450
0,5	4	-1	+1	684	689	626	666	1226
1,1		+1	+1	849	870	933	884	1911

Таблица 3.5 – Экспериментальные данные для образца УУКМ4

Условия эксперимента		Матрица планирования		y_{i1}	y_{i2}	y_{i3}	\bar{y}_i	S_i^2
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Коэффициент трения μ				
0,5	1	-1	-1	0,27	0,28	0,31	0,287	0,0004
1,1		+1	-1	0,67	0,64	0,65	0,653	0,0002
0,5	4	-1	+1	0,51	0,55	0,56	0,540	0,0007
1,1		+1	+1	0,49	0,41	0,39	0,430	0,0028
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Интенсивность изнашивания $I_h \cdot 10^{-9}$				
0,5	1	-1	-1	5,3	8,4	10,7	8,1	7,3
1,1		+1	-1	23,3	24,8	25,8	24,7	1,6
0,5	4	-1	+1	10,7	11,3	10,9	10,9	0,1
1,1		+1	+1	15,3	12,9	16,4	14,8	3,1
P , Мпа	V , м/с	X_1	X_2	Температура T , °С				
0,5	1	-1	-1	140	149	149	146	27
1,1		+1	-1	240	249	298	262	974
0,5	4	-1	+1	552	558	570	560	84
1,1		+1	+1	759	815	769	781	892

Для построения зависимостей коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры в контакте от нагрузки и скорости скольжения

использовался регрессионный анализ, методика которого изложена в главе 1 (см. п. 1.1.2).

В качестве примера построим зависимости коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры в контакте от нагрузочно-скоростных параметров только для одного из исследуемых композитов (УУКМ1), а для всех остальных приведем только окончательные регрессионные уравнения.

Согласно методике ПФЭ сначала произведем проверку дисперсий повторов опытов при помощи критерия Кохрена (1.5). Используя данные таблицы 3.2 рассчитаем по формуле (1.4) дисперсию всех опытов для коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры. Рассчитанные значения дисперсий повторов опытов представлены в столбце S_i^2 в таблице 3.2. Далее необходимо проверить однородность дисперсий: для этого подставляем значения S_i^2 в (1.5) и получаем следующие значения G (критерий Кохрена) для образца УУКМ1:

$$\begin{aligned} \text{коэффициента трения: } G_\mu &= 0,724, \\ \text{интенсивности изнашивания: } G_I &= 0,35 \\ \text{температуры: } G_T &= 0,719. \end{aligned} \quad (3.1)$$

Поскольку табличное критическое отклонение G_T для уровня значимости $\alpha = 0,05$ и чисел степеней свободы $df_1 = r - 1 = 2$ и $df_2 = N = 4$ составляет $G_T = 0,768$ [161,162], делаем вывод, что все дисперсии (3.1) однородны.

Следующий шаг – расчет дисперсии воспроизводимости (1.6) и ошибки всего эксперимента (1.7). Согласно (1.6), получим следующие значения дисперсий воспроизводимости для разных материалов:

$$S_{УУКМ1}^2(\mu) = 0,0003, \quad S_{УУКМ1}^2(I_h) = 5,5, \quad S_{УУКМ1}^2(T) = 715. \quad (3.2)$$

Откуда в соответствии с (1.7) получаем значения ошибок для всего эксперимента:

$$S_{УУКМ1}(\mu) = 0,018, \quad S_{УУКМ1}(I_h) = 2,3, \quad S_{УУКМ1}(T) = 26,7. \quad (3.3)$$

Для построения расчетного уравнения (1.1) вычислим его регрессионные коэффициенты (1.9) и данные таблицы 3.2, его коэффициенты:

для коэффициента трения:

$$b_0 = 0,452, b_1 = 0,072, b_2 = 0,063, b_3 = -0,139,$$

для интенсивности изнашивания:

$$b_0 = 19,351, b_1 = 9,382, b_2 = -4,721, b_3 = -1,006,$$

для температуры:

$$b_0 = 532, b_1 = 103, b_2 = 309, b_3 = 29.$$

Поставляя полученные коэффициенты уравнения регрессии в (1.1) для УУКМ1 расчетные значения коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры представляются в виде:

$$\begin{aligned} \tilde{\mu}_{УУКМ1} &= 0,452 + 0,072X_1 + 0,063X_2 - 0,139X_1X_2, \\ \tilde{I}_{УУКМ1} &= 19,351 + 9,382X_1 - 4,721X_2 - 1,006X_1X_2, \\ \tilde{T}_{УУКМ1} &= 533 + 103X_1 + 309X_2 + 29X_1X_2. \end{aligned} \quad (3.4)$$

Параметры X_1, X_2 в (3.4) являются основными факторами, которые связаны с нагрузкой P и скоростью скольжения V .

С целью проверки на значимость коэффициентов уравнений регрессии (3.4) определим ошибки коэффициентов регрессии S_b , используя (1.10), для этих уравнений при $N = 4, r = 3$ и рассчитанных значений ошибок всех экспериментов (3.3):

$$\text{коэффициента трения: } S_b = 0,01,$$

$$\text{интенсивности изнашивания: } S_b = 1,35,$$

$$\text{температуры: } S_b = 15,44.$$

Проверка значимости полученных коэффициентов уравнений регрессии (3.4) показывает, что при $\alpha = 0,05$ и $N(r-1) = 8$ критическое значение критерия Стьюдента $t_T = 1,86$ [161,162] будем иметь:

$$\text{коэффициент трения: } |b_i| > 0,02, (i = 0,1,2,3),$$

$$\text{интенсивность изнашивания: } |b_i| > 0,253, |b_3| < 0,253, (i = 0,1,2), \quad (3.5)$$

$$\text{температура: } |b_i| > 28,7, (i = 0,1,2,3).$$

Таким образом, в проведенных экспериментах коэффициент b_3 , для уравнения интенсивности изнашивания (3.4) оказался статистически незначимым. Из уравнений (3.4) следует:

$$\begin{aligned}\tilde{\mu}_{уукм1} &= 0,45 + 0,07X_1 + 0,06X_2 - 0,14X_1X_2, \\ \tilde{I}_{уукм1} &= 19,35 + 9,38X_1 - 4,72X_2, \\ \tilde{T}_{уукм1} &= 532 + 103X_1 + 309X_2 + 29X_1X_2.\end{aligned}\quad (3.6)$$

Проверим пригодность полученного уравнения регрессии (3.6) с помощью критерия Фишера (1.14) и определенных значений (3.1) дисперсий воспроизводимости всего эксперимента. Для этого рассчитаем критерий адекватности $S_{ад}^2$ по формуле (1.13) для всех исследуемых характеристик:

$$\text{коэффициента трения: } S_{ад}^2 = 0,$$

$$\text{интенсивности изнашивания: } S_{ад}^2 = 12,14,$$

$$\text{температуры: } S_{ад}^2 = 0.$$

Далее по формуле (1.14) определим значение критерия Фишера для каждой характеристики:

$$\text{коэффициента трения: } F_{\mu} = 0,$$

$$\text{интенсивности изнашивания: } F_{I_h} = 2,2, \quad (3.7)$$

$$\text{температуры: } F_{\text{Температура}} = 0.$$

Учитывая, что критическое значение критерия Фишера для уровня значимости $\alpha = 0,05$ и чисел степеней свободы $df_1 = N - g = 1$ и $df_2 = N(r - 1) = 8$ составляет $F_T = 5,318$ [161,162] для интенсивности изнашивания (вывод основан на незначимости коэффициентов уравнения регрессии (3.5)). Сравнение табличного значения $F_T = 5,318$ с (3.7) для интенсивности изнашивания и $F_T = 0$ с (3.7) для коэффициента трения и температуры, показывает, что полученные уравнения регрессий (3.6) адекватно описывают экспериментальные данные.

Аналогичные расчеты были проведены для всех остальных материалов, в уравнениях (3.8) – (3.10) представлены окончательные уравнения регрессий с исключением статистически незначимых коэффициентов.

$$\begin{aligned}\tilde{\mu}_{УУКМ2} &= 0,41 + 0,09X_1 - 0,12X_1X_2, \\ \tilde{\mu}_{УУКМ3} &= 0,49 + 0,05X_1 + 0,06X_2 - 0,13X_1X_2,\end{aligned}\quad (3.8)$$

$$\begin{aligned}\tilde{\mu}_{УУКМ4} &= 0,48 + 0,06X_1 + 0,01X_2 - 0,12X_1X_2, \\ \tilde{I}_{УУКМ2} &= 15,01 + 8,06X_1 - 3,38X_1X_2, \\ \tilde{I}_{УУКМ3} &= 18,44 + 6,99X_1,\end{aligned}\quad (3.9)$$

$$\begin{aligned}\tilde{I}_{УУКМ4} &= 14,66 + 5,11X_1 - 1,74X_2 - 3,16X_1X_2, \\ \tilde{T}_{УУКМ2} &= 467 + 134X_1 + 268X_2 + 52X_1X_2, \\ \tilde{T}_{УУКМ3} &= 486 + 87X_1 + 289X_2, \\ \tilde{T}_{УУКМ4} &= 437 + 84X_1 + 233X_2 + 26X_1X_2.\end{aligned}\quad (3.10)$$

Для дальнейшего анализа влияния нагрузки и скорости скольжения приведем уравнения (3.6), (3.8) – (3.10) к натуральному виду, используя соотношения (1.2):

$$\begin{aligned}\tilde{\mu}_{УУКМ1} &= -0,57 + 1,22P + 0,32V - 0,37PV, \\ \tilde{\mu}_{УУКМ2} &= -0,48 + 1,21P + 0,25V - 0,33PV,\end{aligned}\quad (3.11)$$

$$\begin{aligned}\tilde{\mu}_{УУКМ3} &= -0,42 + 1,07P + 0,29V - 0,34PV, \\ \tilde{\mu}_{УУКМ4} &= -0,33 + 1,05P + 0,24V - 0,32PV, \\ \tilde{I}_{УУКМ1} &= -0,93 + 37,53P - 3,15V, \\ \tilde{I}_{УУКМ2} &= -26,06 + 54,77P + 6,76V - 9,02PV,\end{aligned}\quad (3.12)$$

$$\begin{aligned}\tilde{I}_{УУКМ3} &= -2,54 + 27,98P, \\ \tilde{I}_{УУКМ4} &= -13,56 + 41,51P + 5,16V - 8,43PV, \\ \tilde{T}_{УУКМ1} &= -146 + 218P + 147V + 78PV, \\ \tilde{T}_{УУКМ2} &= -121 + 189P + 75V + 138PV, \\ \tilde{T}_{УУКМ3} &= -257 + 348P + 192V, \\ \tilde{T}_{УУКМ4} &= -73 + 162P + 103V + 69PV.\end{aligned}\quad (3.13)$$

Анализ (3.11) – (3.13) показывает, что коэффициент трения, интенсивность изнашивания и температура УУКМ зависят от нагрузки и скорости скольжения. Для проведения анализа полученных соотношений (3.11) – (3.13) представим

уравнения регрессий в графическом виде. На рисунках 3.4 – 3.7 приведены изолинии коэффициента трения (рисунок 3.4), интенсивности изнашивания (рисунок 3.5) и температуры вблизи области контакта (рисунок 3.6) для композитов УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в) и УУКМ4 (г).

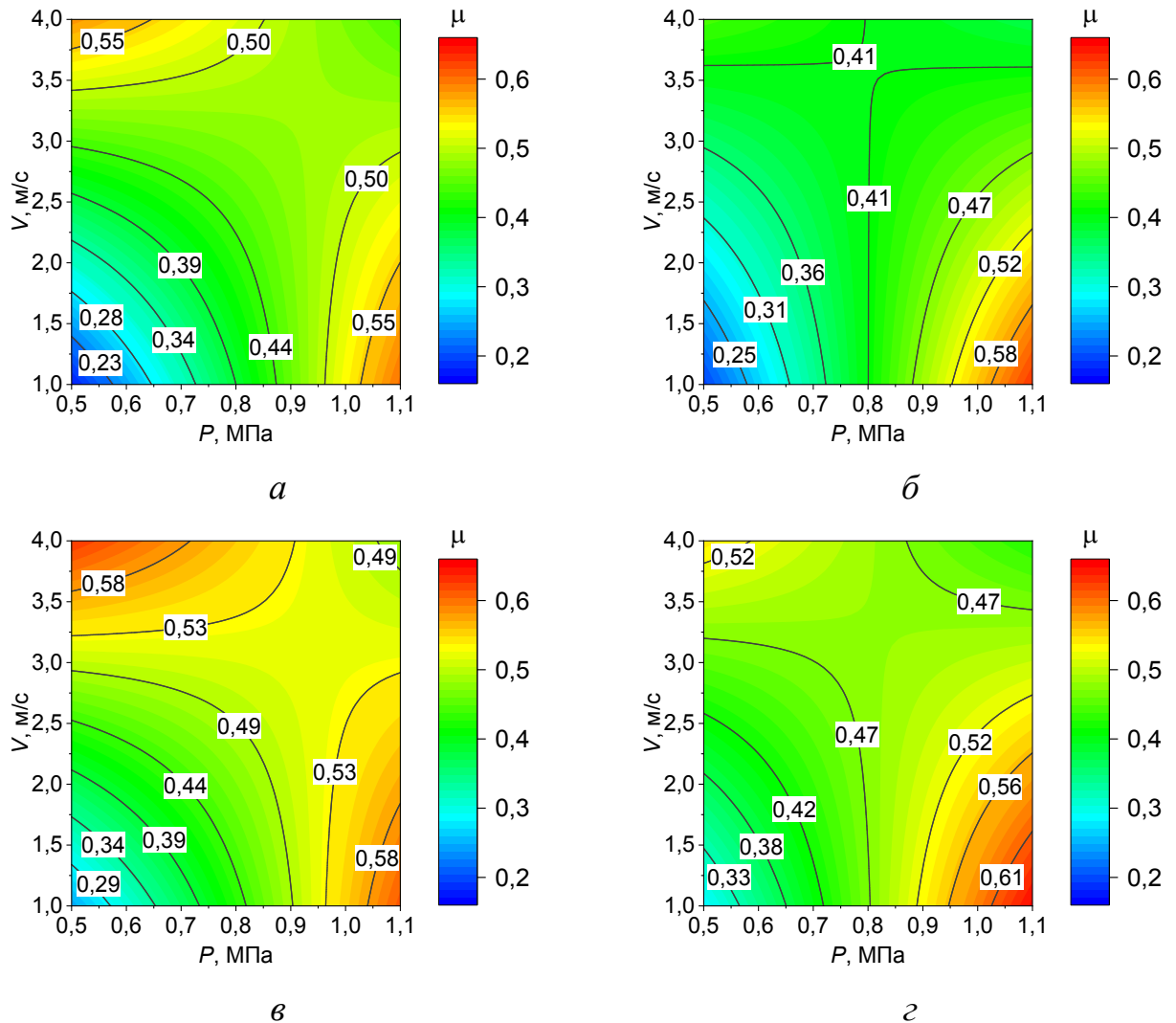


Рисунок 3.4 – Изолинии коэффициента трения μ от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г)

Низкие значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания при минимальных значениях P и V объясняются низкой температурой композита ($T < 130^\circ\text{C}$), которая не оказывает влияние на процесс испарения естественной влаги из материала. УУКМ представляют собой чрезвычайно гигроскопичный материал, которых способен впитывать влагу из воздуха даже при наличии ее в малых объемах. Известно [14], что влага при трении образует на поверхности водяную пленку, играющую роль смазки, которая способствует низкому трению и низкому

износу. По мере увеличения нагрузки и скорости температура композита увеличивается. Так, при максимальной нагрузке $P = 1,1$ МПа и минимальной скорости $V = 1$ м/с температура вблизи поверхности трения достигает значений $T \sim 250^\circ\text{C}$, что приводит к полному испарению влаги из пор композита, в результате чего возрастает коэффициент трения и, как следствие, интенсивность изнашивания.

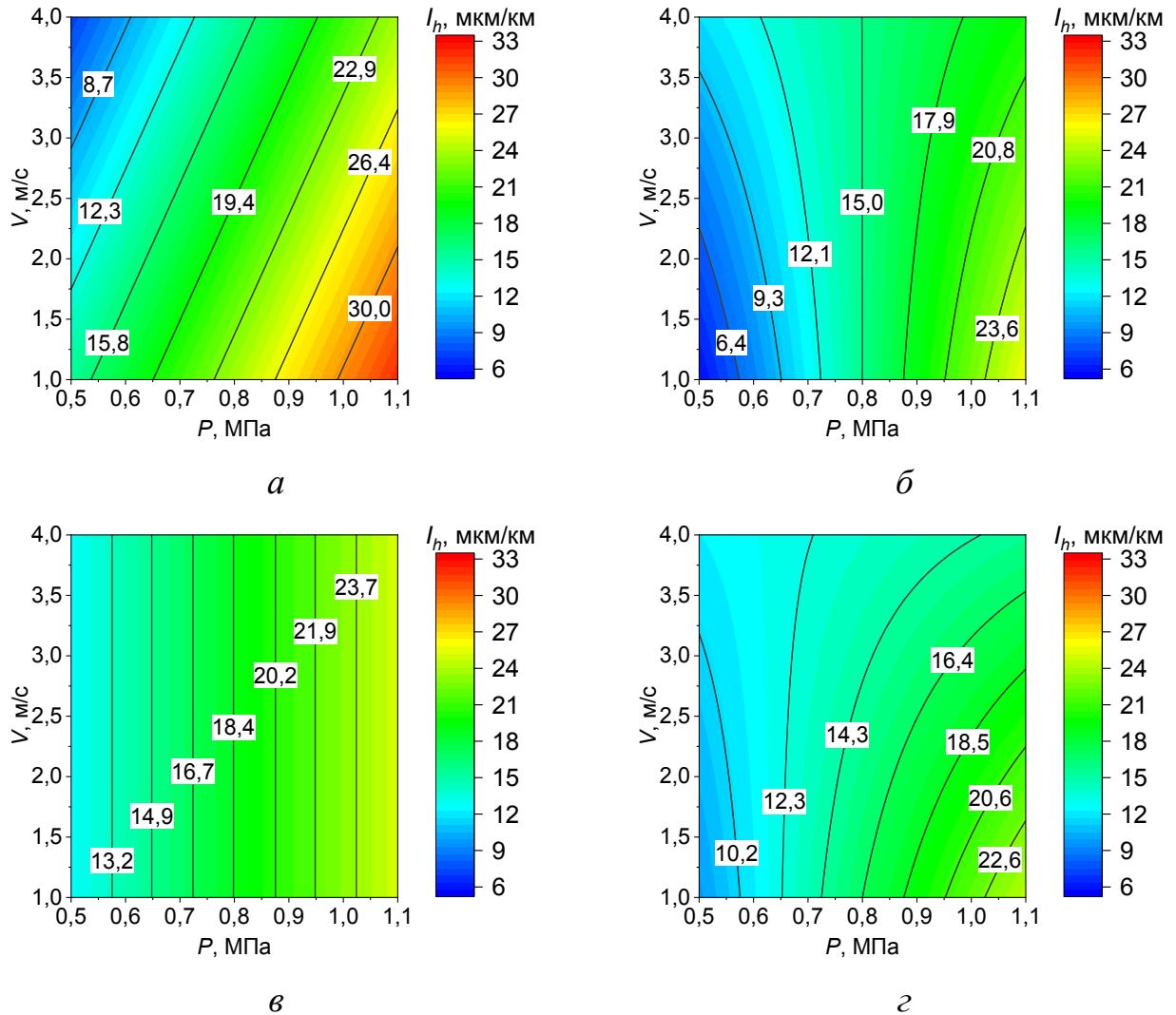


Рисунок 3.5 – Изолинии коэффициента трения интенсивности изнашивания I_h [мкм/км] от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г)

Самым износостойкими материалами при значениях $P=1.1$ МПа и $V=4$ м/с при этом имеющими высокие значения коэффициента трения ($\mu = 0,43-0,48$) оказались композиты УУКМ3 и УУКМ4 (см. рисунок 3.4, в, г). Среди исследуемых композитов материал УУКМ4 имеет самый низкий износ ($I_h \approx 15$ мкм/км, см. рисунок 3.5, г), этот износ в 1,2 - 1,7 раз меньше, чем у других исследованных

композитов на основе пековой матрицы. Согласно авторам статьи [174], это объясняется его высокими прочностными характеристиками в трансверсальном направлении и низкой пористостью. Анализ полученных результатов (см. рисунок 3.4, а-в) позволяет определить интенсивность изнашивания материалов на пековой матрице (УУКМ1, УУКМ2, УУКМ3) при высоких нагрузках и скоростях скольжения: для УУКМ1 $I_h = 23$ мкм/км, для УУКМ2 $I_h = 18$ мкм/км и для УУКМ3 $I_h = 25$ мкм/км. Значения коэффициента трения при максимальных значениях P и V для всех испытанных материалов близки друг к другу и лежат в диапазоне $\mu = 0,38-0,48$. В работе [175] было показано, что использование углеродного волокна с высокой степенью графитации приводит к высокой деформируемости матрицы и, следовательно, высокому износу, что соответствует результатам, полученным для композита УУКМ1.

При сравнении полученных экспериментальных данных для композитов на основе пековой матрицы (УУКМ1, УУКМ2, УУКМ3), армированных волокнами разной длины, установлено (см. рисунок 3.3 и рисунок 3.4), что более износостойким при высоких значениях коэффициента трения оказался композит УУКМ3, который армирован относительно короткими (6 мм) карбонизованными волокнами с армированием межжгутовых пространств мелкодисперсной фракцией карбонизованных углеродных волокон. Его износ при значениях $P = 1,1$ МПа и $V = 4$ м/с имеет стабильное значение, которое может быть оценено $I_h \approx 20,3$ мкм/км. Умеренный и стабильный износ УУКМ3 объясняется наличием мелкодисперсной фракции карбонизованных углеродных волокон в межжгутовом пространстве, а также тем, что короткие волокна, лежащие на поверхности композита хаотичным образом, усредняют деформации подповерхностного слоя.

Заметим также, что у УУКМ3 не наблюдается зависимость износа от скорости скольжения (см. рисунок 3.5, в), а также этот композит имеет наивысшие значения коэффициента трения при низких давлениях, что является благоприятным обстоятельством для использования этого композита в качестве материала для авиационных тормозных дисков.

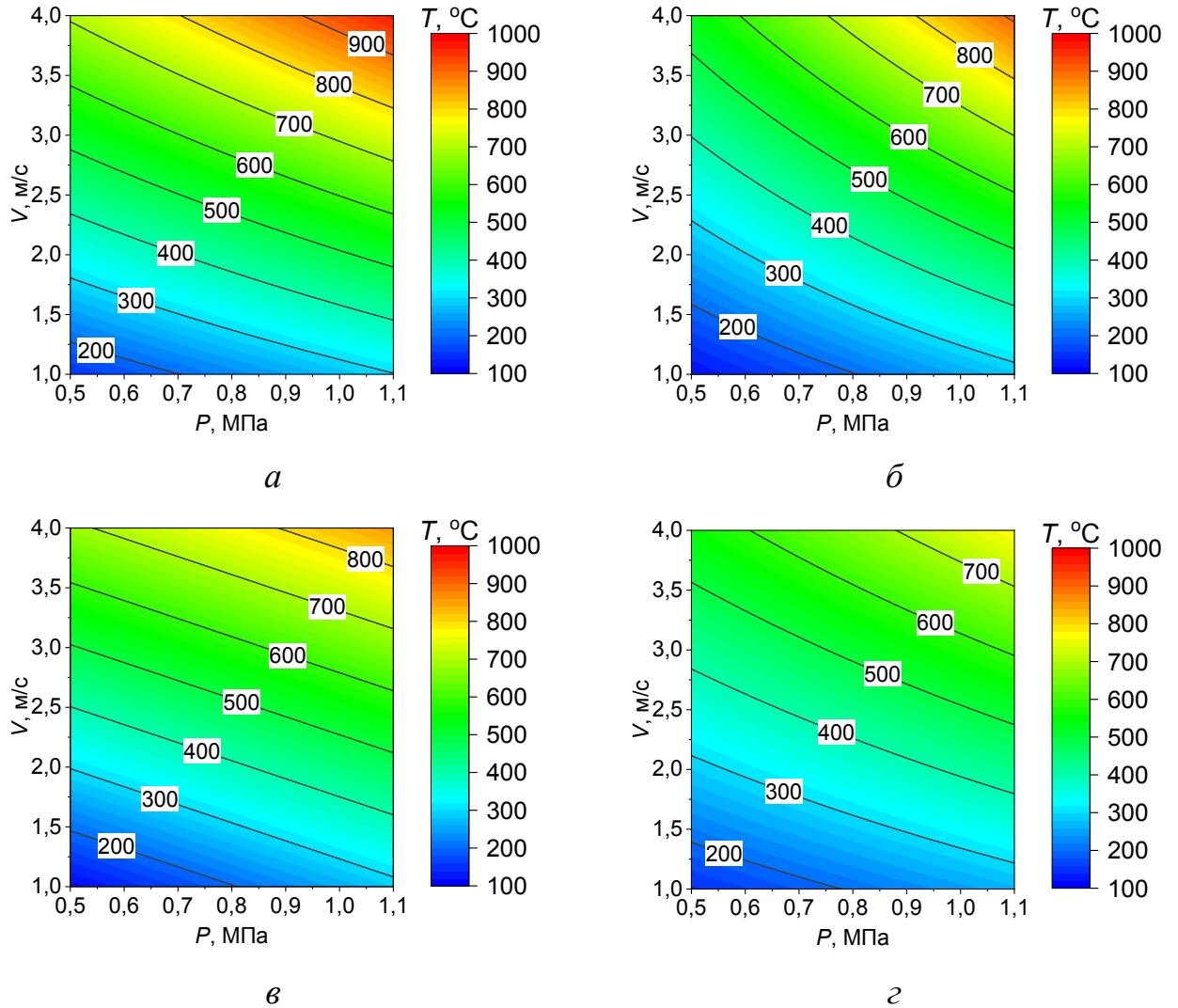


Рисунок 3.6 – Изолинии температуры вблизи контакта T [°C] от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (*a*), УУКМ2 (*б*), УУКМ3 (*в*), УУКМ4 (*г*)

В процессе проведения экспериментов происходила непрерывная запись температуры неподвижного образца. Максимальная температура была зафиксирована у УУКМ1 и была равна $T \approx 1000^\circ\text{C}$ (см. рисунок 3.6, *a*). Следует заметить, что температура измерялась на расстоянии 1,5 мм от зоны трения, поэтому приведенные показатели температуры могут быть незначительно занижены от реальной температуры на поверхности трения. Самая низкая температура ($T = 750^\circ\text{C}$, см. рисунок 3.6, *г*) вблизи поверхности трения была зафиксирована у композита УУКМ4, что объясняется его дополнительным армированием в перпендикулярном к поверхности трения направлению.

3.2.2 Анализ формирования фрикционной пленки на поверхности трения

Следует отметить, что трение УУКМ сопровождается формированием промежуточной пленки (третьего тела), которая помогает противостоять разрушению поверхности и снижает коэффициент трения (см. п. 1.2.3). Как показано п. 1.2.3 на формирование пленки оказывает влияние нагрузочно-скоростные параметры взаимодействия. В этой главе исследуется также влияние температуры в контакте на формирование пленки.

Образование тонкой фрикционной пленки на поверхности трения, представляет собой процесс разрушения и преобразования частиц износа. С целью изучения структурного состояния пленки при помощи Раман спектроскопии были получены КРС спектры на поверхности трения композита до и после его трибологических испытаний. Измеренные спектры КРС исследованных образцов представлены на рисунке 3.7.

На КРС спектрах волокна, матрицы и пленки (рисунок 3.7) для всех испытанных УУКМ наблюдаются полосы D, G, D' и 2D, характерные для углеродных материалов. Характерная особенность всех КРС спектров исследованных поверхностей заключается наличием в них G-полосы (полоса графита). Другой особенностью полученных КРС спектров является наличие D-полосы в области 1350 см^{-1} , которая обычно проявляется в поликристаллических образцах графита. Увеличение интенсивности полосы D по отношению к интенсивности полосы G в матрице и пленке, при сравнении со спектром волокна, связано с более дефектной структурой графита в пленке и в матрице. Наблюдается некоторая закономерность – более высокая температура термообработки волокна приводит к меньшей ширине полос D и G, что связано с образованием более совершенной (не дефектной) структуры графита в волокне и в пленке.

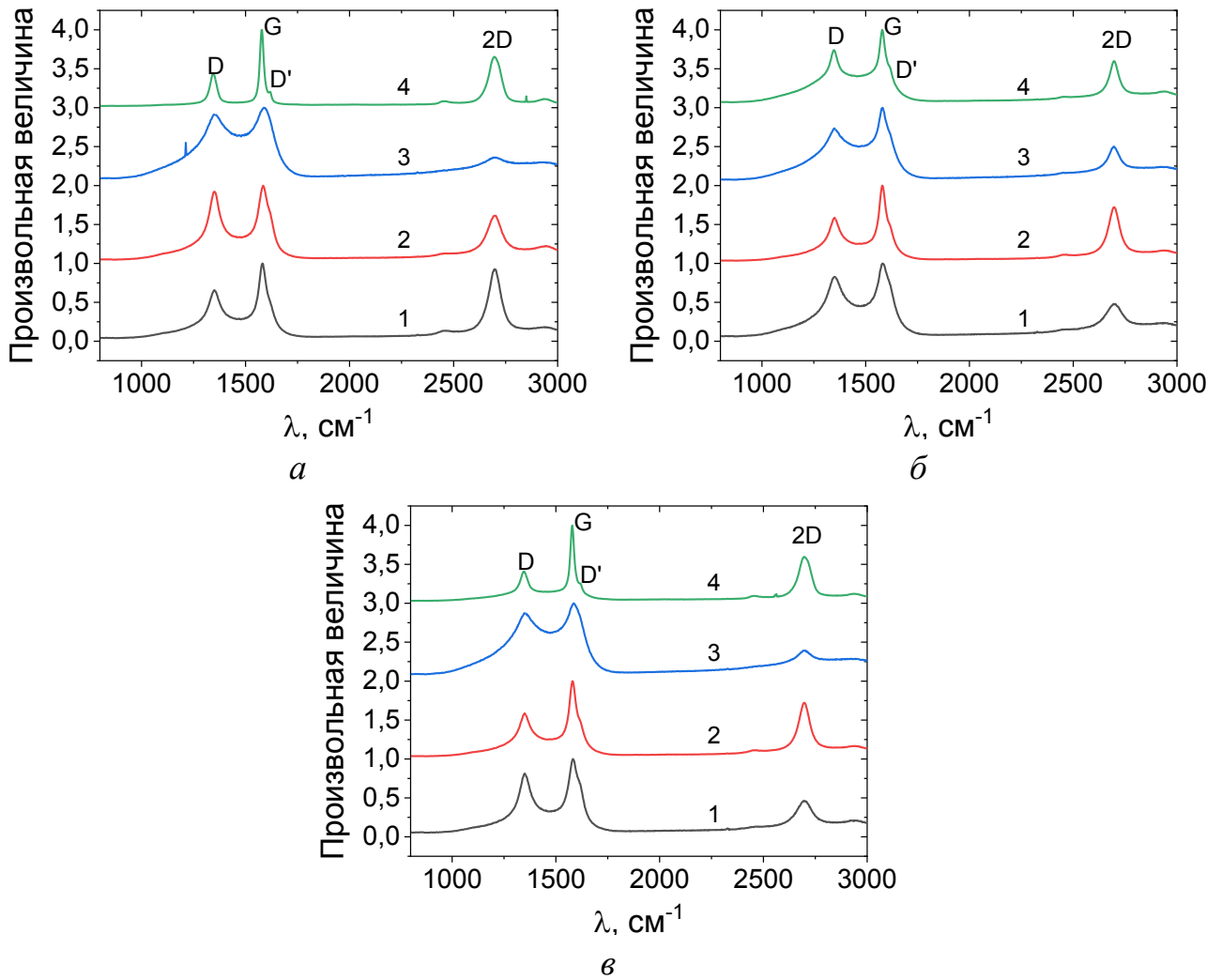


Рисунок 3.7 – КРС спектры волокна (а), матрицы (б) и пленки трения (в) всех исследуемых композитов 1–4 соответственно

При анализе КРС спектров матрицы можно отметить, что наименьшая ширина полосы G и наименьшее значение соотношения интенсивности полосы D к интенсивности полосы G наблюдается в спектре матрицы образца УУКМ2 (спектр 2 на рисунке 3.7, б), что свидетельствует о более совершенной структуре кристаллических структур графита в матрице для данного композита.

Отметим, что для образцов УУКМ1 и УУКМ2 КРС спектры пленки и матрицы близки, что свидетельствует об их схожей структуре. При этом для образцов УУКМ3 и УУКМ4 наблюдается сходство КРС спектров между пленкой и волокном. Таким образом можно сделать вывод: пленка трения у композитов УУКМ1 и УУКМ2 в основном состоит из частиц износа пековой матрицы, а у УУКМ3 и УУКМ4 пленка трения содержит в основном углеродные волокна.

На рисунке 3.8 показаны СЭМ изображения поперечных сечений УУКМ, демонстрирующих их пористую структуру, состоящую из углеродных волокон, углеродной матрицы и пор.

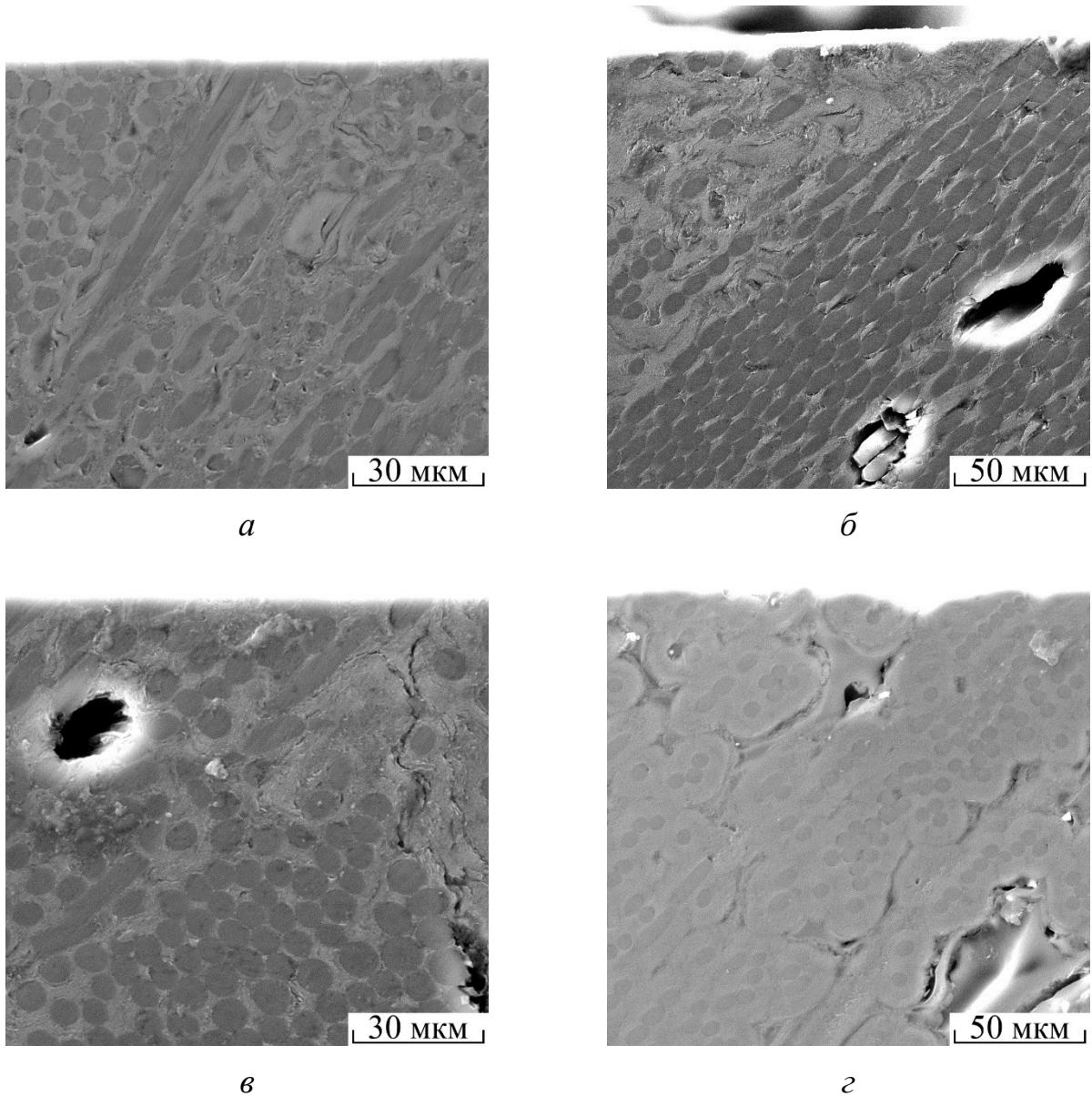


Рисунок 3.8 – СЭМ изображения поперечных сечений углеродных композитов, где УУКМ1 (*а*), УУКМ2 (*б*), УУКМ3 (*в*), УУКМ4 (*г*)

Наблюдается множество пор размером от нескольких микрон до десятков микрон. Некоторые поры образуются в результате разрушения полых углеродных волокон. Эти поры имеют размер в десятки микрон, который зависит от размера исходных углеродных волокон. Часть пор образуются в результате выхода воздуха и усадки матрицы в процессе отверждения и карбонизации. У композита УУКМ4 (рисунок 3.8, *г*) наблюдается тесное сцепление между углеродными тканями и

матрицей без каких-либо зазоров или трещин на границе раздела. Когда на композитные образцы воздействуют сжимающие усилия, прочность на сжатие в основном зависит от сцепления матрицы с углеродными волокнами. Чем больше трещин на границе раздела, тем ниже прочность композита на сжатие. Углеродные композиты УУКМ1 и УУКМ3 с дополнительным армированием межжгутовых пространств мелкодисперсной фракцией углеродных волокон (рисунок 3.8, а, б) имеют меньше трещин на границе раздела волокно-матрица, что указывает на повышенную межслойную прочность.

3.3 Выводы по главе 3

Проведены трибологические испытания углерод-углеродных композитных материалов с использованием методики двухфакторного эксперимента по схеме контакта кольцо-кольцо с вариацией контактных давлений $P = 0,5 - 1,1$ МПа и скоростей скольжения $V = 1 - 4$ м/с в бескислородной среде. На основе регрессионного анализа экспериментальных данных получены зависимости коэффициента трения и скорости изнашивания от нагрузки и скорости скольжения.

Анализ полученных зависимостей для исследуемых материалов позволил изучить влияние структуры композита на его трибологические характеристики. В частности, установлено:

- использование упорядоченной структуры композита с дополнительным армированием перпендикулярными волокнами (УУКМ4) приводит к увеличению износостойкости на 30-50% по сравнению с композитами, имеющими хаотично армированную структуру;
- дополнительное армирование межжгутового пространства (УУКМ3) мелкодисперсной фракцией углеродных волокон приводит к увеличению коэффициента трения и износостойкости;
- для всех материалов экспериментально установлено снижение коэффициента трения по мере увеличения нагрузочно-скоростных параметров.

Измерение температуры вблизи поверхности контакта в условиях фрикционного взаимодействия позволило установить зависимость фрикционного разогрева от структуры композита. В частности, установлено, что наличие перпендикулярных к поверхности трения волокон в композите повышает отвод тепла от поверхности и предотвращает ее разогрев.

В работе установлено: вследствие трения на поверхностях испытанных композитов образуется пленка трения, которая для УУКМ1 (на основе жгутов из графитированных волокон) и УУКМ2 (на основе жгутов из карбонизованных волокон) преимущественно состоит из частиц износа матрицы, а у УУКМ3 (на основе единичных коротких карбонизованных волокон) и УУКМ4 (на основе войлочного каркаса) в основном содержит углеродные волокна, что способствует уменьшению коэффициента трения.

Глава 4. Теоретико-экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения углерод-углеродного композитного материала

4.1 Экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения подповерхностных слоев углеродных композитов

4.1.1 Исследуемые материалы

Экспериментальные исследования проводились на трех группах образцов УУКМ. Первая (УУКМ1) и вторая (УУКМ2) группы образцов были изготовлены из УУКМ на основе дискретного графитированного волокна и отличались между собой длиной филаментов (длиной волокна) в готовом материале (20 и 0,5 мм, соответственно). Третья группа образцов (УУКМ3) была изготовлена из композита на основе карбонизованного волокна длиной 40 мм. Более подробное описание испытываемых композитов, их микроструктура и физико-механические свойства описаны в первой главе.

Модельные образцы углерод-углеродных композитных материалов были выполнены в виде колец (рисунок 4.1) наружным диаметром 75 мм, внутренним 53 мм и высотой 14 мм.

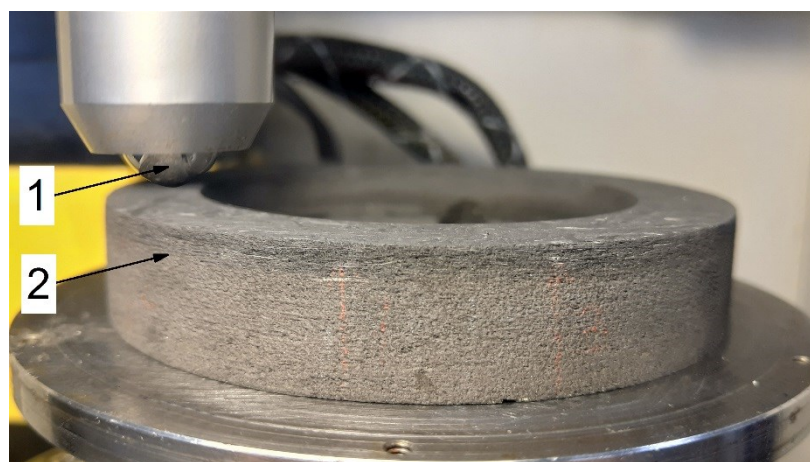


Рисунок 4.1 – Испытание на изнашивание образца по схеме шарик-диск, где 1 – стальной шарик, 2 – кольцевой образец

Перед началом проведения экспериментов все кольцевые образцы подвергались притирке на наждачной бумаге из карбида кремния с зернистостью 14-20 мкм с целью придания одинаковой микрогеометрии поверхности.

4.1.2 Методика проведения эксперимента

Экспериментальное исследование трибологических свойств материалов проводилось на трибометре фирмы CETR UMT-2, по схеме контакта стальной шарик–диск композита (рисунок 4.1). В качестве индентора был взят стальной шарик диаметром 14 мм. Нормальная нагрузка F передается на индентор, находящийся на расстоянии 32 мм от центра вращения, через упругий сменный тензометрический элемент, представляющий собой 6-ти компонентный датчик, предназначенных для измерения всех действующих на образец сил (F_x , F_y , F_z) и моментов (T_x , T_y , T_z). Испытания проводились при комнатной температуре $T = 23^\circ\text{C}$, скорости скольжения м/с ($n = 305$ об/мин) и нормальных нагрузках F , равных 50 и 100 Н.

Трибометр позволяет вести непрерывную запись всех значений, в том числе коэффициента трения μ с шагом по времени 0,005 секунд. Для достижения достоверных результатов проводилось трехкратное повторение эксперимента с фиксированным значением нагрузки для всех исследуемых образцов, затем по методу среднеквадратичного отклонения вычислялись средние значения и доверительный интервал коэффициентов трения на участках, соответствующих установившемуся режиму трения. Испытание образцов осуществлялось по заданной оператором программе в автоматическом режиме.

4.1.3 Методика определения толщины разрушившегося слоя композита

Исследования глубины усталостных разрушений и рельефа разрушенной поверхности проводились на бесконтактном оптическом профилометре S Neox (SensoFar, Испания). Сканирующая конфокальная микроскопия с микродисплеем

использует одинаковое освещение в оптическом тракте для получения конфокального изображения и изображения в светлом поле. Это позволяет наблюдать за поверхностью объекта в светлопольном освещении для правильного позиционирования объектива и определения желаемой области. Кроме того, он позволяет получать изображения в светлом поле при сборе конфокальных данных. Для получения изображений источник света коллимируется и направляется на отражающий микродисплей. Отдельные пиксели микродисплея включаются индивидуально, таким образом, одновременно освещается одна точка поверхности. Каждый пиксель микродисплея отображается на поверхности, которая записывается камерой [176]. Технические характеристики Sensofar S neox зависят от используемого объектива, и при максимальной числовой апертуре конфокальные данные имеют вертикальное разрешение 1,0 нм (при использовании объектива 150x) и максимальный наклон до 71° , в результате чего угол кромки поперечного сечения составляет 38° .

Помимо сканирующей конфокальной микроскопии с микродисплеем, Sensofar S neox также имеет режим сбора данных с изменением фокуса. Для сбора данных, объективы микроскопа перемещаются вертикально относительно к объекту, вводя объект в фокус и расфокусируя его. Датчик внутри микроскопа идентифицирует и измеряет пиксели в фокусе, создавая полностью сфокусированное изображение при вертикальном сканировании. Затем датчик оценивает область вокруг каждого пикселя, чтобы вычислить стандартное отклонение уровней серого в локальной области, тем самым измеряя фокус. Таким образом, топография поверхности вычисляется через глубину фокусировки каждой плоскости, и составное изображение генерируется из срезов в фокусе [177]. Микроскопия с изменением фокуса лучше собирает данные с грубых (шероховатых) поверхностей и острых краев, чем конфокальная микроскопия. На основе спецификации производителя, режим изменения фокуса на S Neox может измерять поверхность с максимальным наклоном 86° , что примерно соответствует углу кромки поперечного сечения в 8° .

Измерение топографии поверхности образцов было выполнено на типично-повторяющихся участках поверхности, при этом с целью получения надежных и достоверных результатов было проведено по три измерения в различных областях исследуемого образца. В этом исследовании для сбора данных использовался конфокальных объектив 20х.

4.2 Результаты экспериментов на контактно-усталостное разрушение

4.2.1 Результаты трибологических испытаний

На рисунке 4.2 представлены типичные графики зависимости коэффициента трения от времени для каждого исследованного волокнистого композита.

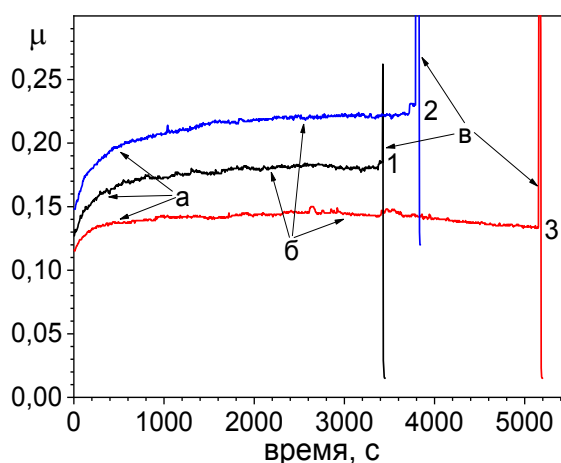


Рисунок 4.2 – Типичный вид записи коэффициента трения на трибометре УМТ-2 для **УУКМ1** (кривая 1), **УУКМ2** (кривая 2), **УУКМ3** (кривая 3), где *а* – этап приработки, *б* – установившийся режим трения, *в* – этап разрушения

В начале процесса разрушения кольцевого образца, которое определялось как визуально, так и по резкому возрастанию коэффициента трения (см. рисунок 4.2, *в*), эксперимент принудительно останавливался. По найденному таким образом времени от начала эксперимента до момента разрушения рассчитывалось количество циклов до разрушения исследуемого образца.

В таблице 4.1 представлены результаты экспериментов на циклическое нагружение исследуемых образцов. Поскольку коэффициент трения мало менялся во времени испытаний (см. рисунок 4.2), то в таблице приведены его средние значения, полученные на основе измеренных значений коэффициента трения на установившемся режиме трения (рисунок 4.3, б) в процессе испытания с каждым из исследуемых образцов с учетом трехкратного повторения каждого испытания.

Таблица 4.1 – Экспериментальные данные со стальным шариком, при $V = 1$ м/с

Параметр	УУКМ1	УУКМ2	УУКМ3
	Нагрузка $F = 50$ Н		
Коэффициент трения μ	$0,184 \pm 0,01$	$0,226 \pm 0,01$	$0,143 \pm 0,01$
Количество циклов до разрушения N , оборотов	14080 ± 2245	17435 ± 2520	20420 ± 3450
	Нагрузка $F = 100$ Н		
Коэффициент трения μ	$0,157 \pm 0,01$	$0,182 \pm 0,01$	$0,123 \pm 0,01$
Количество циклов до разрушения N , оборотов	7845 ± 460	5600 ± 395	10570 ± 1200

Для всех исследуемых материалов происходит снижение коэффициента трения с увеличением нагрузки. Образцы на основе дробленного графитированного углеродного волокна (УУКМ2) демонстрируют самые высокие значения коэффициента трения при всех исследуемых нагрузках и составляет 0,23 и 0,18 для $F = 50$ Н и $F = 100$ Н соответственно. Самые низкие показатели коэффициента трения наблюдаются у образцов на основе карбонизованных углеродных волокон (УУКМ3). Различие коэффициентов трения для исследуемых образцов композитных материалов может быть объяснено формированием тонкого слоя фрикционной пленки на дорожке трения, толщина и структура которой зависят как от структуры композита, так и от величины контактных напряжений, возникающих в зоне трения, которые, в свою очередь, зависят от приложенной нагрузки.

4.2.2 Анализ глубины зарождения контактно-усталостных повреждений от характеристик контактного взаимодействия

На рисунке 4.3 изображены типичные профили разрушенных поверхностей в плоскости, перпендикулярной дорожке трения, для всех трех испытываемых материалов при двух исследуемых нагрузках.

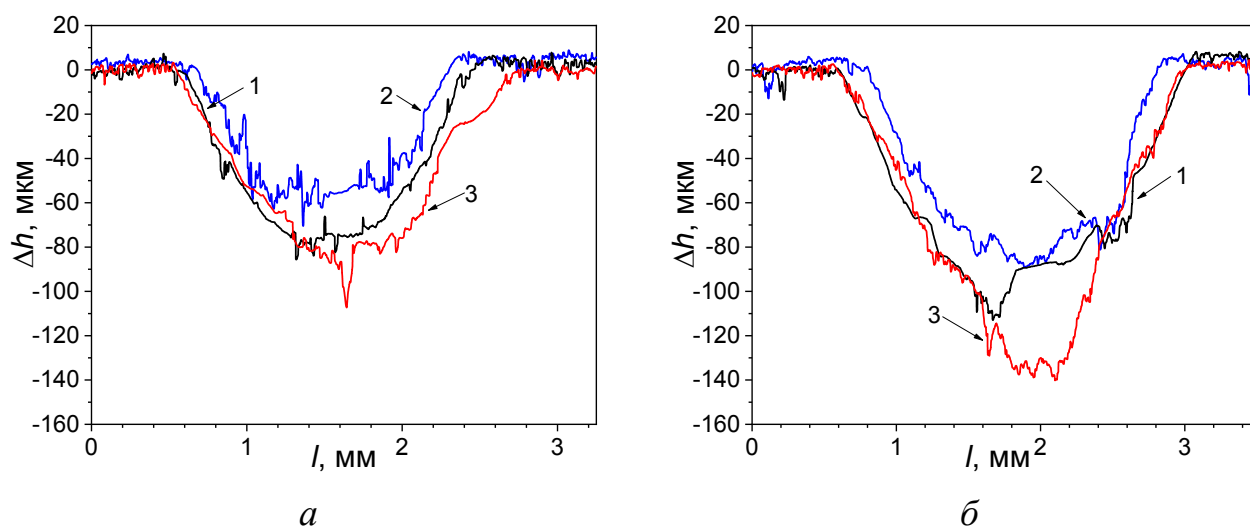


Рисунок 4.3 – Типичные профилограммы разрушенной поверхности после испытаний на износ при $V = 1$ м/с, $P = 50$ Н (а) и 100 Н (б) для образцов **УУКМ1** (линия 1), **УУКМ2** (линия 2), **УУКМ3** (линия 3)

Анализируя профилограммы разрушенного поверхностного слоя (рисунок 4.3), можно сделать вывод, что разрушение инициируется на некоторой глубине от поверхности примерно в середине дорожки трения. Анализ данных таблицы 4.1 и профилограмм разрушенной поверхности, представленных на рисунке 4.3, показывают, что в результате циклического нагружения УУКМ происходит разрушение его поверхностных слоев, при этом с повышением нормальной нагрузки, приложенной к индентору, наблюдается увеличение глубины разрушения и уменьшение количества циклов до начала разрушения. Важно отметить также, что процесс разрушения для всех исследуемых образцов наблюдался не сразу, а начинался после определенного количества циклов нагружения, то есть имел место некоторый инкубационный период, указывающий на усталостный механизм разрушения.

Таким образом, из полученных экспериментальных результатов следует, что разрушение всех исследуемых образцов происходит по усталостному механизму, при этом глубина зарождения усталостных повреждений связана, прежде всего, с полем макронапряжений, возникающем в композите в условиях действующего циклического поля напряжений, инициируемого рассматриваемой схемой испытаний «стальной шарик–диск из УУКМ».

4.3 Моделирование контактно-усталостного разрушения подповерхностных слоев углеродных композитов

Рассматривается контактная задача для упругой сферы (1) радиуса R , скользящей по полупространству (2). К сфере приложена постоянная нагрузка P . На рисунке 4.4 показана схема контакта.

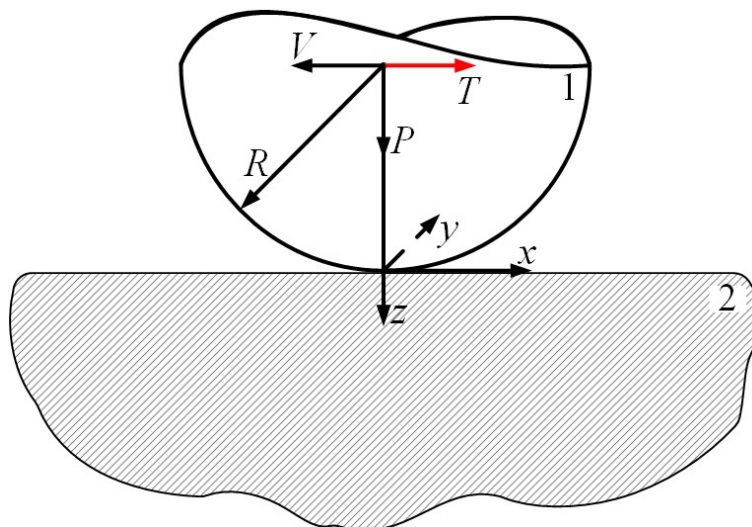


Рисунок 4.4 – Схема скольжения сферы по хаотично армированному композитному материалу, где 1 – стальная сфера, 2 – композитный материал

Основными этапами моделирования накопления контактно-усталостных повреждений на макроуровне являются расчет осредненных модулей упругости композита и использование их для анализа распределения контактных и внутренних напряжений в композите, расчет функции поврежденности и определение расстояния от поверхности, на котором зарождается усталостная трещина.

4.3.1 Расчет осредненного модуля упругости композитного материала

Осредненный модуль упругости E для рассматриваемых волокнистых композитных материалов определялся на основе соотношения предложенного в [178]:

$$E = \alpha E_B V_B + E_M V_M, \quad (4.1)$$

где E_B, E_M, V_B, V_M – модули упругости и объемное содержание, соответственно, волокна (с индексом B) и матрицы (с индексом M).

Коэффициент α зависит от характера упорядоченности расположения волокон в матрице. С учетом значений модулей упругости и объемного содержания волокна и матрицы в испытанных УУКМ (данные взяты из [179]), приведенных в таблице 4.3, а также характерного для случайного расположения волокон или пучков волокон значения $\alpha = 3/8$ [178], были вычислены осредненные значения модулей Юнга E и коэффициентов Пуассона ν для всех исследуемых композитов, приведенные также в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Механические свойства и объемное содержание волокна и матрицы, а также осредненные значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона в рассматриваемых композитах

Параметр	УУКМ1	УУКМ2	УУКМ3
E_B , ГПа	16,4	16,4	14,7
E_M , ГПа	11,2	11,2	10,4
V_B	0,72	0,62	0,64
V_M	0,28	0,38	0,36
E , ГПа	7,564	8,069	7,416
ν	0,32	0,32	0,36

Следует отметить, что расчет осредненного модуля с использованием других методик не дает существенных поправок к значениям, указанным в таблице 4.2, поскольку упругие характеристики структурных элементов незначительно отличаются друг от друга.

4.3.2 Расчет контактных и внутренних напряжений в композите

При расчете контактных и внутренних напряжений в композите при его взаимодействии со сферическим жестким индентором композиты рассматривались как однородные материалы, механические свойства которых описываются осредненными модулями упругости (см. таблицу 4.3).

Распределение давлений $p(r)$ в области контакта $r \leq a$ и размер области контакта a определялись по теории Герца [180] (в предположении малого влияния касательных напряжений на распределение контактных давлений), при этом для определения приведенного модуля упругости E^* использовалось выражение:

$$E^* = \left(\frac{1 - \nu_{ст}^2}{E_{ст}} + \frac{1 - \nu^2}{E} \right)^{-1}, \quad (4.2)$$

где $\nu_{ст}, E_{ст}$ – коэффициент Пуассона и модуль Юнга для стального сферического индентора, ν, E – осредненные значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга для углеродного композита, приведенные в таблице 4.2.

Помимо давлений в области контакта действуют касательные напряжения $|\tau(r)| = \mu p(r)$, направленные противоположно направлению скорости скольжения.

Для определения максимальных касательных напряжений в композите проведем сначала расчет внутренних напряжений, используя выражения для компонент тензора напряжений внутри упругого полупространства при действии на его поверхности сосредоточенной силы σ_z^0 , направленной по нормали к поверхности полупространства и сосредоточенной силы τ_z^0 , направленной по касательной к поверхности полупространства в направлении оси Ox . Компоненты тензора напряжений запишутся в следующем виде [180]:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{\sigma_z^0}{2\pi} \left(\frac{1-2\nu}{r^2} \left[\left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{x^2 - y^2}{r^2} + \frac{zy^2}{\rho^3} \right] - \frac{3zx^2}{\rho^5} \right) + \\ &+ \frac{\tau_z^0}{2\pi} \left((1-2\nu) \left(\frac{x}{\rho^3} - \frac{3x}{\rho(\rho+z)^2} + \frac{x^3}{\rho^3(\rho+z)^2} + \frac{2x^3}{\rho^2(\rho+z)^3} \right) - \frac{3x^3}{\rho^5} \right), \\ \sigma_y &= \frac{\sigma_z^0}{2\pi} \left(\frac{1-2\nu}{r^2} \left[\left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{y^2 - x^2}{r^2} + \frac{zx^2}{\rho^3} \right] - \frac{3zy^2}{\rho^5} \right) + \\ &+ \frac{\tau_z^0}{2\pi} \left((1-2\nu) \left(\frac{x}{\rho^3} - \frac{x}{\rho(\rho+z)^2} + \frac{y^2x}{\rho^3(\rho+z)^2} + \frac{2y^2x}{\rho^2(\rho+z)^3} \right) - \frac{3y^2x}{\rho^5} \right), \\ \sigma_z &= -\frac{3\sigma_z^0}{2\pi} \frac{z^3}{\rho^5} - \frac{\tau_z^0}{2\pi} \frac{3xz^2}{\rho^5}, \\ \tau_{xy} &= \frac{\sigma_z^0}{2\pi} \left(\frac{1-2\nu}{r^2} \left[\left(1 - \frac{z}{\rho}\right) \frac{xy}{r^2} + \frac{xyz}{\rho^3} \right] - \frac{3xyz}{\rho^5} \right) + \\ &+ \frac{\tau_z^0}{2\pi} \left((1-2\nu) \left(-\frac{y}{\rho(\rho+z)^2} + \frac{x^2y}{\rho^3(\rho+z)^2} + \frac{2x^2y}{\rho^2(\rho+z)^3} \right) - \frac{3x^2y}{\rho^5} \right), \\ \tau_{xz} &= -\frac{3\sigma_z^0}{2\pi} \frac{xz^2}{\rho^5} - \frac{\tau_z^0}{2\pi} \frac{3x^2z}{\rho^5}, \\ \tau_{yz} &= -\frac{3\sigma_z^0}{2\pi} \frac{yz^2}{\rho^5} - \frac{\tau_z^0}{2\pi} \frac{3xyz}{\rho^5}, \end{aligned}$$

где $\rho = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$,

$$\sigma_z^0 = p(x, y, z) / p_{\max},$$

$$\tau_z^0 = \mu \sigma_z^0$$

Используя выражения для контактных давлений и касательных контактных напряжений, а также принцип суперпозиции, по выписанным выше формулам были рассчитаны распределения всех компонент $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xz}, \tau_{yz}, \tau_{xy}$ тензора напряжений в произвольной точке (x, y, z) внутри композита.

Затем рассчитывались главные напряжения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ в произвольной точке рассматриваемой области в результате решения уравнения:

$$\det \begin{bmatrix} \sigma_x - \sigma & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \sigma & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z - \sigma \end{bmatrix} = 0. \quad (4.3)$$

Корни $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ кубического уравнения (4.3) являются главными напряжениями, по которым определяются главные касательные напряжения:

$$\tau_1 = \pm \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_2), \quad \tau_2 = \pm \frac{1}{2}(\sigma_2 - \sigma_3), \quad \tau_3 = \pm \frac{1}{2}(\sigma_3 - \sigma_1)$$

Максимальные касательные напряжения затем рассчитывались по следующей формуле:

$$\tau_{\max} = \max(\tau_1, \tau_2, \tau_3). \quad (4.4)$$

4.3.3 Расчет и анализ глубины зарождения контактно-усталостных повреждений для исследованных композитов

В результате действия контактных нормальных и касательных напряжений в материале композита возникают внутренние напряжения, которые циклически меняются при движении индентора, вызывая накопление в материале усталостных повреждений.

С учетом условий эксперимента, не приводящих к повышению температуры подповерхностных слоев материала, а также наблюдаемого в эксперименте характера разрушения в виде зарождения усталостной трещины под поверхностью трения, в качестве критерия накопления усталостных повреждений на макроуровне была принята степенная зависимость скорости накопления повреждений $q(z, P)$ от амплитудных значений $\tau_{\max}(z, P)$ максимальных касательных напряжений на некоторой заданной глубине z при заданной нагрузке P , действующей на индентор, которые характеризуют максимальные сдвиговые напряжения в точке z [181]:

$$q(z, P) = \left(\frac{\tau_{\max}(z, P)}{\tau_*} \right)^m. \quad (4.5)$$

В выражении (4.5) τ_* есть некоторое нормирующее значение напряжения, а показатель степени m является характеристикой материала и определяется экспериментальным путем.

При неизменности распределения контактных напряжений в системе координат, связанной с индентором, и, соответственно, неизменном характере распределения максимальных касательных напряжений в композите, накопленная в материале поврежденность до начала разрушения прямо пропорциональна числу циклов нагружения N и определяется по формуле:

$$Q = Nq(z, P). \quad (4.6)$$

Критическая поврежденность Q^* , при которой в некоторой точке z^* под поверхностью происходит зарождение усталостной трещины, определяется количеством циклов N^* до разрушения материала.

Таким образом, для определения мест зарождения усталостной трещины в композите необходимо рассчитать распределение по глубине амплитудных значений максимальных касательных напряжений $\tau_{\max}(z, P)$, используя определенные по методике, изложенной в п. 4.3.2, распределения максимальных касательных напряжений в материале под индентором [180].

4.4 Сопоставление теоретических и экспериментальных расчетов

Используя приведенную выше схему расчетов, были вычислены распределения максимальных касательных напряжений под сферическим индентором при действии нормальных и касательных контактных напряжений для всех исследуемых композитов. Для расчетов приведенного модуля упругости (4.2) были взяты следующие значения коэффициента Пуассона и модуля Юнга для стального шарика: $\nu_{ст} = 0,3$, $E_{ст} = 220$ ГПа, а для осредненных модулей упругости и коэффициентов Пуассона рассматриваемых УУКМ использовались значения, приведенные в таблице 4.2.

На основании изложенного алгоритма расчета для каждого из рассматриваемых композитов были определены контактные и внутренние напряжения для двух нагрузок, при которых проводились экспериментальные

исследования с учетом значений измеренных коэффициентов трения, представленных в таблице 4.1.

На рисунках 4.5 – 4.7 приведены изолинии максимальных касательных напряжений для всех трех исследуемых композитов при нагрузках $F = 50$ Н (*а*) и $F = 100$ Н (*б*), а также построены соответствующие разным приложенным нагрузкам графики зависимости амплитудных значений максимальных касательных напряжений от глубины (*в*).

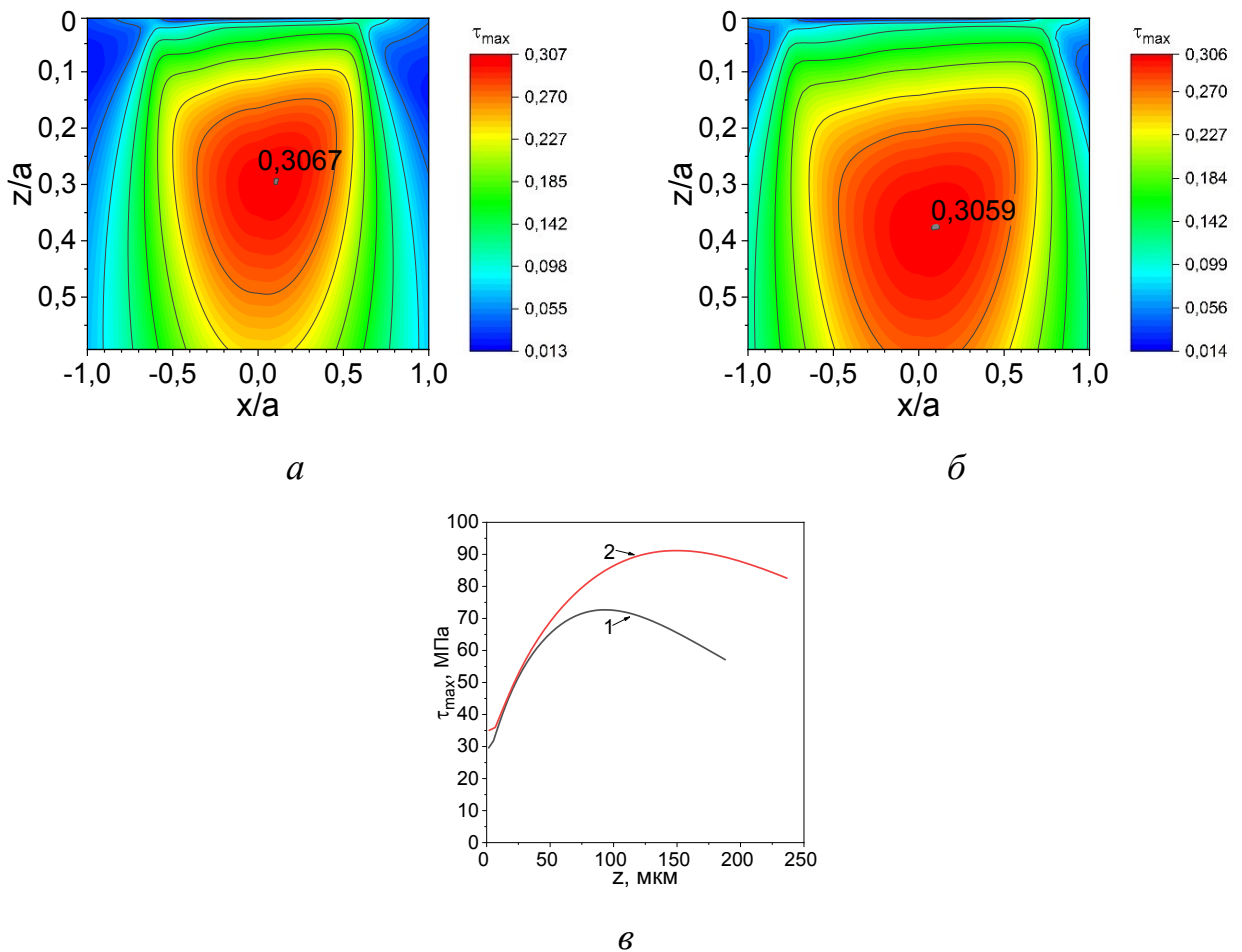


Рисунок 4.5 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМ1 при нагрузках $F = 50$ Н (*а*) и $F = 100$ Н (*б*) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (*в*) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2)

Результаты расчетов, проведенных для УУКМ1 (рисунок 4.5) показывают, что при нагрузке $F = 50$ Н максимальные значения максимальных касательных напряжений имеют место на глубине $z = 0,293a_1 = 93$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,307p_1 = 72,7$ МПа, а при нагрузке $F = 100$ Н максимальные значения

функции $\tau_{\max}(z, F)$ возникают на глубине $z = 0,377a_1 = 150$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,306p_1 = 91,2$ МПа.

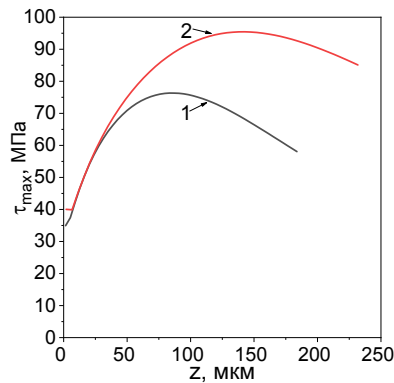
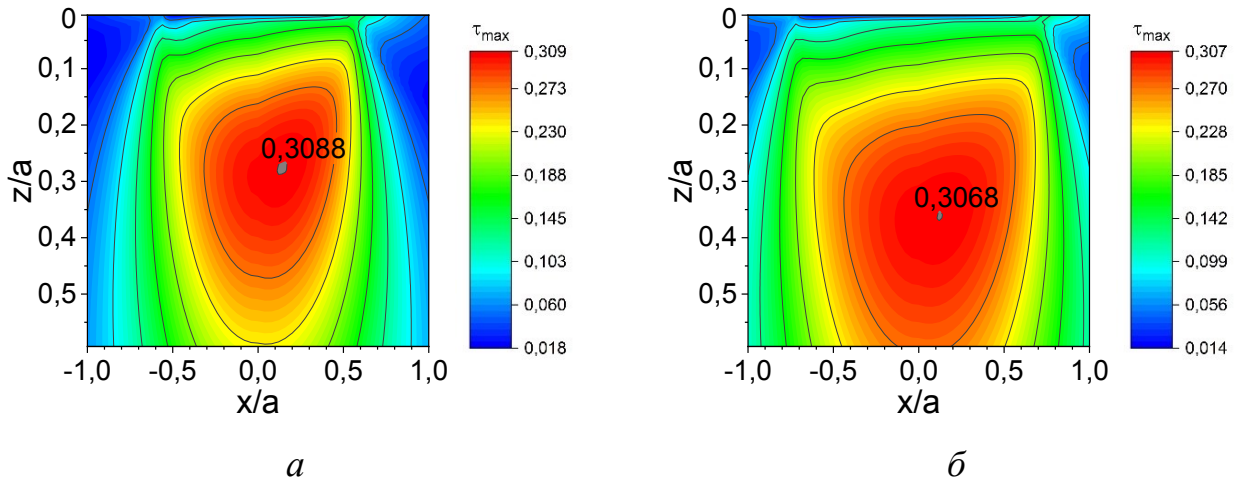


Рисунок 4.6 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМ2 при нагрузках $F = 50$ Н (*a*) и $F = 100$ Н (*б*) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (*в*) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2)

Результаты расчетов, проведенных для УУКМ2 (рисунок 4.6) показывают, что при нагрузке $F = 50$ Н максимальные значения максимальных касательных напряжений имеют место на глубине $z = 0,269a_2 = 83$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,309p_2 = 76,3$ МПа, а при нагрузке $F = 100$ Н максимальные значения функции $\tau_{\max}(z, F)$ возникают на глубине $z = 0,365a_2 = 143$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,307p_2 = 95,4$ МПа.

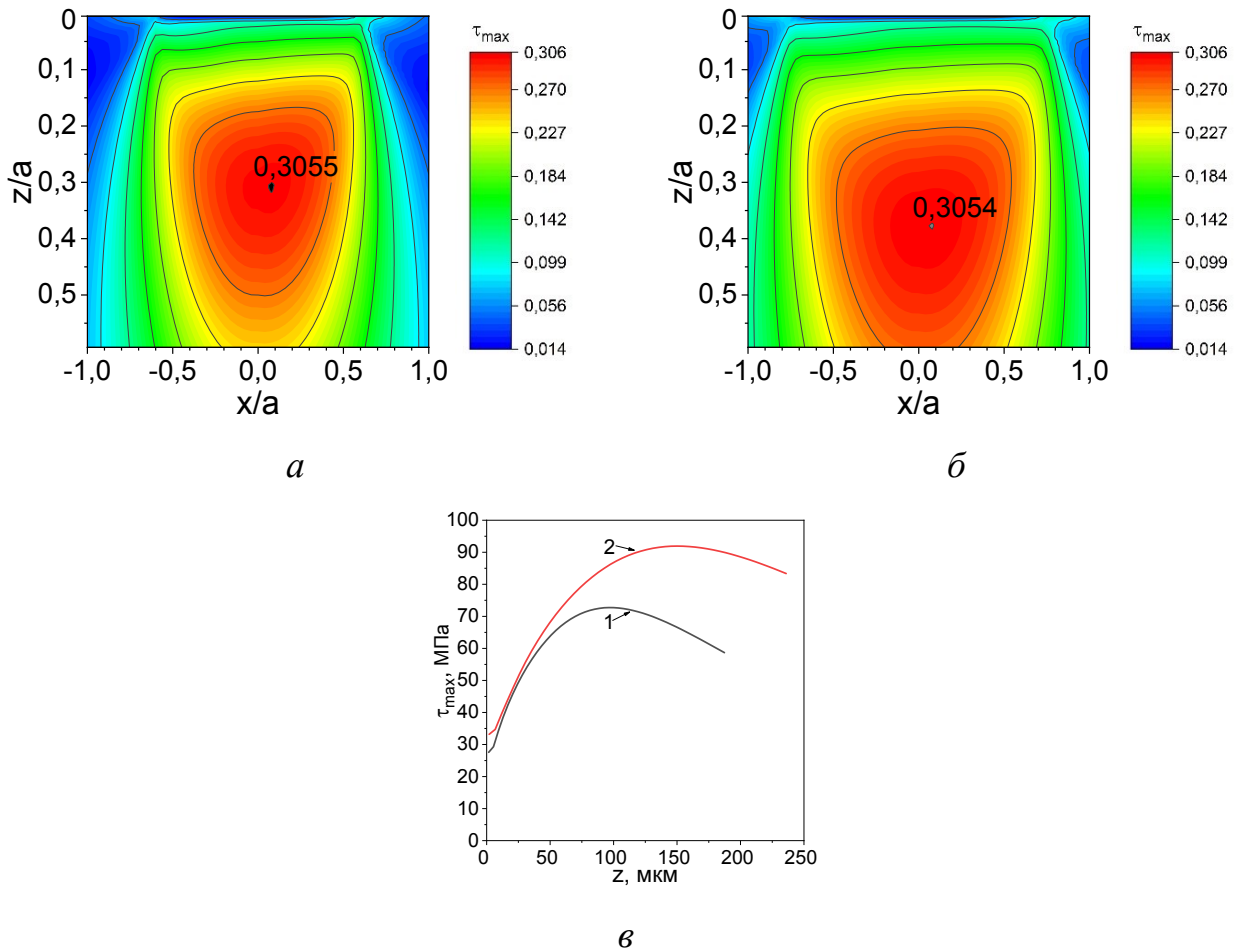


Рисунок 4.7 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМЗ при нагрузках $F = 50$ Н (а) и $F = 100$ Н (б) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (в) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2)

Результаты расчетов, проведенных для УУКМЗ (рисунок 4.7) показывают, что при нагрузке $F = 50$ Н максимальные значения максимальных касательных напряжений имеют место на глубине $z = 0,305a_3 = 96$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,306p_3 = 72,7$ МПа, а при нагрузке $F = 100$ Н максимальные значения функции $\tau_{\max}(z, F)$ возникают на глубине $z = 0,377a_3 = 155$ мкм и составляют $\tau_{\max} = 0,305p_3 = 91,9$ МПа.

На рисунках 4.8 приведены трехмерные профилограммы разрушенных поверхностей для всех трех исследуемых композитов в условиях их циклического нагружения при $F = 100$ Н. Профилограммы продемонстрированы в виде линейной перспективы, обеспечивающей однородность восприятия всех элементов изображения.

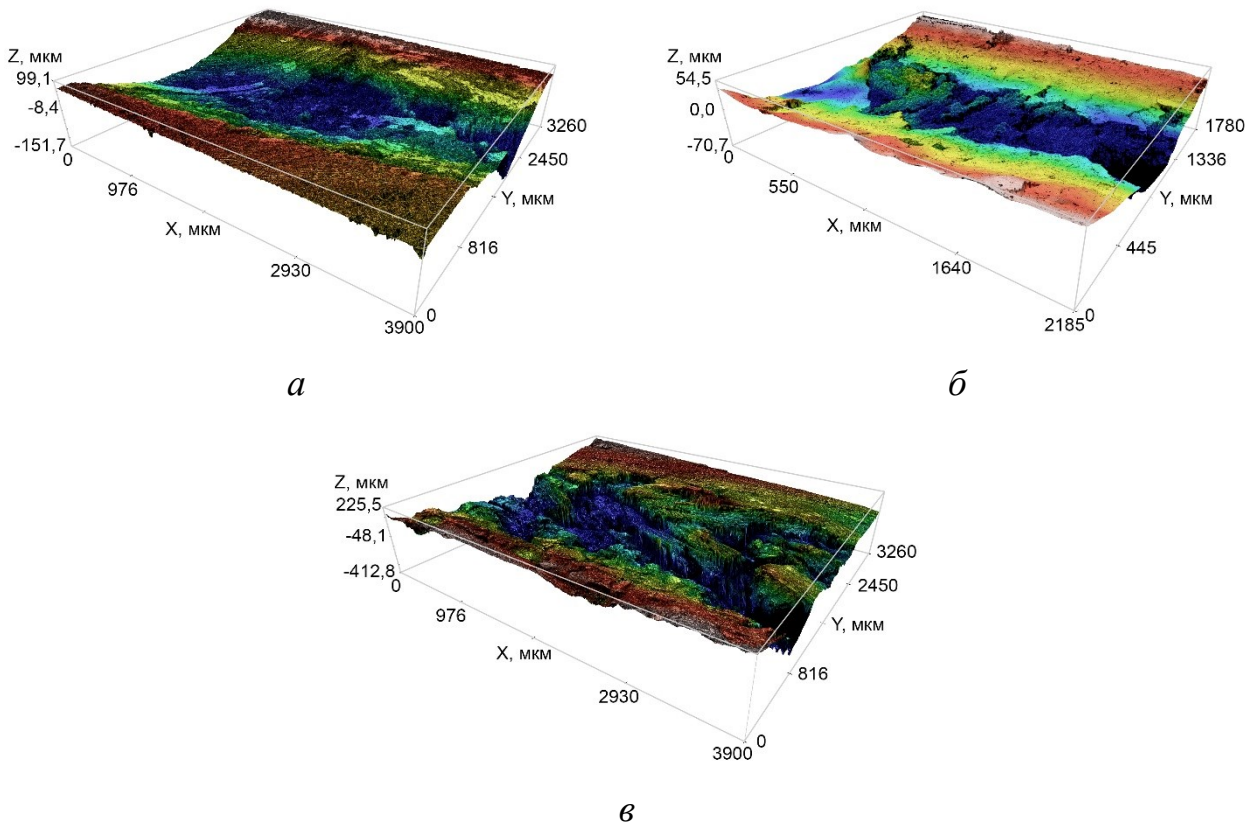


Рисунок 4.8 – Профилограммы разрушенной поверхности композитов УУКМ1 (*a*), УУКМ2 (*б*) и УУКМ3 (*в*)

Из анализа приведенных профилограмм можно сделать вывод, что от структуры УУКМ зависит характер его усталостного разрушения при достижении критической поврежденности. Так, материал УУКМ2 (рисунок 4.8, *б*) в силу его более однородной исходной структуры (см. рисунок 1.2, *б*) разрушается равномерно вдоль дорожки трения. Данный композит показывает также хорошую корреляцию расчетных и полученных экспериментально глубин разрушения. Для материалов, армированных длинными волокнами (рисунки 4.8, *a*, *в*) на профилограмме наблюдаются участки их вырывания из углеродной матрицы. При этом для композита, армированного хрупкими волокнами (материал УУКМ1), их вырывание из внутренних слоев композита незначительно. Это обуславливается тем, что волокна при достижении предела прочности начинают разрушаться, не затрагивая внутренние слои материала (рисунок 4.8, *a*). При армировании матрицы прочными карбонизованными волокнами (композит УУКМ3, рисунок 4.8, *в*)

происходит их интенсивное вырывание из внутренних слоев, что, в частности, объясняет большие колебания глубины разрушенного слоя вдоль дорожки трения.

Для определения максимальной глубины разрушений при фиксированной нагрузке и для конкретного материала, строились профили на объемных профилограммах (рисунок 4.8) перпендикулярно дорожке трения, причем на одной профилограмме проводилось четыре профиля. Всего для расчетов максимального значения глубины разрушения использовались 12 измеренных объемных профилограмм для каждой серии испытаний (3-х кратное повторение экспериментов с замерах в 4-х местах дорожки трения). По полученным профилям по методу среднеквадратичного отклонения определялись максимальные значения и доверительные интервалы.

В таблице 4.3 приведены значения рассчитанной в разделе 4.4 глубины залегания усталостной трещины для каждого композита и полученной после проведения экспериментальных исследований и снятия профилограмм.

Таблица 4.3 Рассчитанные (\tilde{z}) значения глубины залегания усталостной трещины и глубины разрушений после экспериментальных (\bar{z}) исследований

Образец	Нагрузка $F = 50$ Н		Нагрузка $F = 100$ Н	
	\tilde{z} , мкм	\bar{z} , мкм	\tilde{z} , мкм	\bar{z} , мкм
УУКМ1	93	105±17	150	128±21
УУКМ2	83	83±18	143	117±22
УУКМ3	96	118±36	155	220±43

Сравнение рассчитанных значений глубин залегания усталостных трещин для рассматриваемых УУКМ при двух нагрузках, действующих на индентор, с результатами экспериментальных исследований позволяет сделать следующие выводы:

1. При увеличении нагрузки как в расчетах, так и в экспериментах, наблюдается увеличение глубины залегания усталостной трещины.

2. Для УУКМ1 и УУКМ2 рассчитанные значения глубины возникновения усталостной трещины находятся внутри доверительного интервала экспериментально определенных значений глубин разрушения, полученных из анализа профилограмм разрушенной поверхности композита.
3. Для УУКМ3 при высокой нагрузке ($F = 100$ Н) экспериментальные данные показывают большую глубину разрушения по сравнению с расчетной величиной. Кроме того, для этого материала характерен большой доверительный интервал. Эти особенности разрушения композита объясняются его структурой: наличие длинных прочных волокон обуславливает их вырывание из более глубоких слоев материала, что приводит к неравномерному характеру разрушения и увеличению глубины разрушенного слоя.

Таким образом, в целом разрушение всех исследуемых видов композитов происходит в результате накопления усталостных повреждений в условиях циклически изменяющихся полей внутренних напряжений, определяемых действующими контактными напряжениями. При этом критерий максимальных касательных напряжений удовлетворительно описывает результаты экспериментов. Наблюдаемые незначительные расхождения расчетных и экспериментально определенных глубин разрушения поверхностных слоев рассмотренных в работе волокнистых композитов связаны с особенностями их структуры и прочностными характеристиками их структурных элементов.

4.6 Расчет показателя степени в функции скорости накопления усталостных повреждений на основе проведенных теоретико-экспериментальных исследований

Используя результаты проведенных экспериментов, можно определить показатель степени m в соотношении (4.5), что позволит прогнозировать начало разрушения рассматриваемых композитных материалов в условиях фрикционных испытаний при циклическом характере взаимодействия.

Учитывая, что критическое значение поврежденности Q^* есть характеристика конкретного материала, а также используя зарегистрированные в эксперименте значения количества циклов до разрушения N_1 и N_2 для двух различных нагрузок P_1 и P_2 , соответственно, из (4.5) и (4.6) получим:

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{\tau_{\max}(z_2^*, P_2)}{\tau_{\max}(z_1^*, P_1)} \right)^m, \quad (4.7)$$

откуда следует $m = \frac{\ln\left(\frac{N_1}{N_2}\right)}{\ln\left(\frac{\tau_{\max}(z_2^*, P_2)}{\tau_{\max}(z_1^*, P_1)}\right)}$

Используя зафиксированные в экспериментах значения числа циклов N_i до разрушения при нагрузках P_i ($i = 1, 2$), действующих на конкретный композитный материал, а также результаты расчета максимальных касательных напряжений в рассматриваемых материалах по формуле (4.7) были получены следующие значения показателя для рассматриваемых композитов:

$$m_{\text{УУКМ1}} = 2,2684, \quad m_{\text{УУКМ2}} = 5,1122, \quad m_{\text{УУКМ3}} = 2,6558^*$$

Результаты расчетов показали, что у материалов близкой структуры УУКМ1 и УУКМ3 показатели степени $m_{\text{УУКМ1}}$ и $m_{\text{УУКМ3}}$ в функции скорости накопления поврежденности (4.5) близки друг к другу и значительно отличаются от значения $m_{\text{УУКМ2}}$, полученного для материала УУКМ2, имеющего короткие волокна, хаотично расположенные в матрице. Стоит заметить, что у УУКМ3 при измерении глубины разрушения после экспериментов наблюдается большой доверительный интервал (см. таблицу 4.3), что может повлиять на достоверность полученного значения степени $m_{\text{УУКМ3}}$.

4.6 Выводы по главе 4

Проведены трибологические испытания углерод-углеродных композитных материалов (УУКМ) по схеме контакта «стальной шарик – диск» при контактных

нагрузках 50 и 100 Н, постоянной скорости скольжения 1 м/с и температуре окружающей среды $T = 23$ °С. Исследуемые образцы композитов отличались как длиной и характером расположения в них волокон, так и прочностными характеристиками самих волокон.

По результатам обработки экспериментальных данных для трех видов испытываемых композитов установлено снижение коэффициента трения с увеличением нагрузки.

В условиях циклического фрикционного нагружения композита после инкубационного периода наблюдалось разрушение подповерхностных слоев композита, что характерно для усталостного типа разрушения.

По результатам обработки профилограмм разрушенных поверхностей всех композитов установлено, что при увеличении нагрузки имело место увеличение глубины разрушения и уменьшение количества циклов до разрушения.

Построена расчетная модель, основанная на анализе функции поврежденности материала на макроуровне. Проведены сравнения результатов моделирования и экспериментов, показывающие, что наиболее близкое совпадение расчетных и экспериментальных значений глубины залегания усталостной трещины находится у композита на основе коротких графитированных волокон (УУКМ2), обладающего относительно однородной структурой.

Предложен теоретико-экспериментальный метод расчета параметров функции поврежденности композитного материала на макроуровне.

Заключение

Основные результаты настоящей диссертационной работы заключаются в следующем:

1. На основе проведенных экспериментальных исследований углерод-углеродных композитных материалов (УУКМ) установлено:
 - на поверхности композитов в процессе трения образуется фрикционная пленка, которая в зависимости от структуры и температуры может состоять из частиц износа как матрицы, так и углеродных волокон;
 - сравнительный анализ значений коэффициента трения, полученных экспериментально в условиях одинаковых температур ($T = 23^{\circ}\text{C}$), нагрузок ($P = 0,5-22$ МПа) и скоростей скольжения ($V = 0,03-4$ м/с) УУКМ на основе карбонизованных и графитированных волокон в одноименной паре трения показал, что композит на основе карбонизованных углеродных волокон имеет больший коэффициент трения;
 - фрикционные свойства (коэффициент трения и интенсивность изнашивания) УУКМ можно улучшить (повысить коэффициент трения и износостойкость) путем уменьшения шероховатости углеродных волокон;
 - дополнительное армирование межжгутового пространства мелкодисперсной фракцией углеродных волокон приводит к увеличению коэффициента трения по сравнению с неармированным материалом в исследуемом диапазоне температур ($T = 150-1000$ °С), вызванных фрикционным разогревом, при сохранении высокой износостойкости УУКМ;
 - использование УУКМ с упорядоченной структурой и дополнительным армированием матрицы перпендикулярными волокнами приводит к увеличению износостойкости и улучшает теплопроводность в перпендикулярном направлении;

- для хаотично армированных УУКМ наблюдается как абразивный, так и контактно-усталостный механизм разрушения подповерхностных слоев в условиях фрикционного взаимодействия.
2. Построена расчетная модель разрушения хаотично армированных УУКМ в условиях циклического нагружения, основанная на анализе функции поврежденности материала на макроуровне.
 3. Предложен теоретико-экспериментальный метод расчета параметров функции поврежденности для исследуемых композитов.

Список используемых источников

1. Варшавский В.Я. Углеродные волокна. - 2-е изд. - М.: ФГУП ПИК ВИНТИ, 2007. - 500 с.
2. Симамура С., Синдо А., Коцука К., Цутияма Н., Сато Т., Ито Е., Икэгами К., Ямада К., Сакамото А., Варанабэ Е., Такэда Х., Исикава Т., Сасаки В., Абэ Я. Углеродные волокна. - М.: Мир, 1987. - 304 с.
3. Зазулина З.А., Дружинина Т.В., Коконин А.А. Основы технологии химических волокон. - 2 изд. - М.: Химия, 1985. - 304 с.
4. Фитцер Э., Дифендорф Р., Калинин И., Ягер Х., Хейес Б., Стензенбергер К., Адамс Д., Брунш К., Бергман Х., Гастинге Г., Нагабхушанам Т., Зенг Х., Ким С., Ри Б. Углеродные волкна и углекомполиты. - М.: Мир, 1988. - 366 с.
5. Беркович А.К., Сергеев В.Г., Медведев В.А., Малахо А.П. Синтез полимеров на основе акрилонитрила. Технология получения ПАН и углеродных волокон: учебное пособие. - М.: МГУ, 2010. - 63 с.
6. Браутман Л., Крок Р. Композиционные материалы. Том 5: Разрушение и усталость. - М.: Мир, 1978. - 488 с.
7. Сендецки Д. Механика композиционных материалов. Том 2. - М.: Мир, 1978. - 669 с.
8. Крейдер К., Браутман Л., Крок Р., Нотон Б. Композиционные материалы. Том 4: Композиционные материалы с металлической матрицей. - М.: Машиностроение, 1978. - 504 с.
9. Браутман Р., Крок Р. Композиционные материалы. Том 1: Поверхности раздела в металлических композитах. - М.: Мир, 1978. - 438 с.
10. Savage G. Carbon-carbon composites. - London: Chapman and Hall, 1993. - 389 p.
11. Awasthi S., Wood J. L. C/C Composite Materials for Aircraft Brakes // Advanced Ceramic Materials. 1988. V.3, No.5. P. 449-451.
12. Lee K. J., Chern L. J. H., Ju, C. P. Surface effect on braking behavior of PAN-pitch carbon-carbon composite // Wear. 1996. V.199, No.2. P. 228-236.

13. Broquere B. The SEPCARB carbon-carbon materials, friction materials // Proceedings of the 4th International Conference and Exhibition High Performance Composite Materials, New Applications and Industrial Production. 1983. P. 253-260.
14. Чичиназде А.В., Албагачиев А.Ю., Кожемякина В.Д., Коконин С.С., Суворов А.В., Кулаков В.В. Оценка фрикционно-износных характеристик отечественных углеродных фрикционных композиционных материалов для нагруженных тормозов самолетов // Трение и износ. 2009. Т.30, № 4, С.359-371.
15. Костиков В.В., Демин А.В., Кулаков В.В. и др. Фрикционные углерод-углеродные материалы «Термар» // Современные проблемы производства и эксплуатации углеродной продукции. - Челябинск: 2000. - С. 211-212.
16. Фиалков А.С. Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе. - М.: Аспект Пресс, 1997. - 718 с.
17. Byrne C. Modern Carbon Composite Brake Materials // Journal of Composite Materials. 2004. V. 38. P. 1837-1850.
18. Мальцева Л. А., Шарапова В. А. Жидкофазные технологии получения композиционных материалов. Матрицы. Упрочнители: учебное пособие. - Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2013. - 120 с.
19. Крамаренко Е. И., Кулаков В. В., Кенигфест А. М., Лисовский С. А., Мозалев В. В. Авиационные тормоза с углеродными фрикционными дисками // Трение и износ. 2006. Т.27, № 3. С. 290-298.
20. Hutton T.J., Johnson D., McEnaney B. Effects of fibre orientation on the tribology of a model carbon-carbon composite // Wear. 2001. V.249. P. 647-655.
21. Xiong X., Huang B., Li J., Xu H. Friction behaviors of carbon/carbon composites with different pyrolytic carbon textures // Carbon. 2006. V.44. P. 463-467.
22. Yen B.K., Ishihara T. The surface morphology and structure of carbon-carbon composites in high-energy sliding contact // Wear. 1994. V.174. P. 111-117.

23. Lacerra G., Bartolomeo M., Milana S., Baillet L., Chatelet E., Massi F. Validation of a new frictional law for simulating friction-induced vibrations of rough surfaces // *Tribol Int.* 2018. V.121. P. 468-480.
24. Yan L., Zhang Q., Wang J., Yu J. Effect of ultrasonic vibration on tribological behavior of carbon-carbon composite // *Tribology Int.* 2019. V.136. P. 469-474.
25. Zum Gahr K.H., Wahl R., Wauthier K. Experimental study of the effect of microtexturing on oil lubricated ceramic/steel friction pairs // *Wear.* 2009. V.267. P. 1241-1251.
26. Chen J.D., Ju C.P. Friction and wear of PAN/pitch-, PAN/CVI- and pitch/resin/CVI-based carbon/carbon composites // *Wear.* 1994. V.174. P. 129-135.
27. Blanco C., Bermejo J., Marsh H., Menendez R. Chemical and physical properties of carbon as related to brake performance // *Wear.* 1997. V.213. P. 1-12.
28. Gomes J., Silva O., Silva C., Pardini L., Silva R. The effect of sliding speed and temperature on the tribological behaviour of carbon-carbon composites // *Wear.* 2001. V.249, №3-4. P. 240-245.
29. Savage R. H. Carbon-Brush Contact Films // *Gen. Elec. Rev.* 1945. V.48. P. 13-20.
30. Savage R. H. Graphite Lubrication // *J. Appl. Phys.* 1948. V.19. P. 1-10.
31. Yen B.K., Ishihara T. An investigation of friction and wear mechanisms of carbon-carbon composites in nitrogen and air at elevated temperatures // *Carbon.* 1996. V.34. P. 489-498.
32. Ishihara T., Yen B.K. On temperature-dependent tribological regimes and oxidation of carbon-carbon composites up to 1800 °C // *Wear.* 1996. V.196. P. 254-262.
33. Yen B.K., Ishihara T., Yamamoto I. Influence of environment and temperature on dusting wear transitions of carbon-carbon composites // *Journal of Material Science.* 1997. V.32. P. 681-686.
34. Gomes J.R., Silva O.M. The effect of sliding speed and temperature on the tribological behaviour of carbon/carbon composites // *Wear.* 2001. V.249. P. 240-245.

35. Chen J.D., Ju C.P. Effect of sliding speed on the tribological behaviour of a PAN-pitch carbon-carbon composite *Materials Chemistry and Physics*. 1995. V.39. P. 174-179.
36. Roselman I.C., Tabor D. The friction of carbon fibres // *Journal of Physics D Applied Physics*. 1976. V.9. P. 2517-2532.
37. Gouider M. Tribologie des composites C/C: Echelles et contribution relatives de la mécanique et de la physico-chimie, PhD Thesis INSA of Lyon – France, 2004.
38. Kasem H., Bonnamy S., Rousseau B., Estrade-Szwarczopf H., Berthier Y., Jacquemard P. Interdependence between wear process, size of detached particles and CO₂ production during carbon/carbon composite friction // *Wear*. 2007. V.263. P. 1220-1229.
39. Gouider M., Berthier Y., Jacquemard P., Rousseau B., Bonnamy S., Estrade-Szwarczopf H. Mass spectrometry during C/C composite friction: carbon oxidation associated with high friction coefficient and high wear rate // *Wear*. 2004. V.256. P. 1082-1087.
40. Teo K.-M., Lafdi K. Friction and wear transitions in carbons (temperature and stress analysis) // *Tribology Transactions*. 2001. V.44, №4. P. 664-670.
41. Yen B. K. Roles of oxygen in lubrication and wear of graphite in "dusting" and ambient conditions // *J. Mater. Sci*. 1995. V.14. P. 1481-1483.
42. Savage R. H., Schaefer D. L. Vapor Lubrication of Graphite Sliding Contacts // *J. Appl. Phys.* 1956. V.27. P. 136-138.
43. Lancaster J. K., Pritchard J. R. The influence of environment and pressure on the transition to dusting wear of graphite // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 1981. V.14, №4. P. 747-762.
44. Campell W. E. Kozak R. // *Ttrans. ASME*. 1948. V.70. P. 491.
45. Chang H.W., Rusnak R.M. Contribution of oxidation to the wear of carbon-carbon composites // *Carbon*. 1978. V.16. P. 309-312.
46. Shi X. Impact of airport pavement deicing products on aircraft and airfield infrastructure // *Airport Cooperative Research Programme (ACRP Synthesis 6) Report, Transportation Research Board, Washington DC (2008)*

47. Windhorst T., Blount G. Carbon-carbon composites: a summary of recent developments and applications // *Mater Des.* 1997. V.18. P. 11-15.
48. Чичинадзе А. В., Кожемякина В. Д., Суворов А. В. Методика расчета температурного поля в модельных кольцевых образцах при двухстороннем трении на новой универсальной машине трения ИМ-58-т2 применительно к многодисковым тормозам самолетов // *Трение и износ.* 2010. Т.31, № 1, С. 38-47.
49. Bacos M.P. Carbon-carbon composites: oxidation behaviour and coatings protection // *J. Physique IV.* 1993. V.3. P. 1895-1903.
50. Yasuda E., Kimura S., Shibusa Y. Oxidation behaviour of carbon fibre/glassy fibre composite // *Trans. JSCM.* 1980. V.6. P. 14-23.
51. Zmij V., Rudenkyi S., Shepelev A. Complex Protective Coatings for Graphite and Carbon-Carbon Composite Materials // *Materials Sciences and Applications.* 2015. V.6. P. 879-888.
52. Abdoa J., Shamseldeen E., Lafdee K. Humidity Effects on Carbon-Carbon Composites (Fiber Pre-form + CVI) // *Materials Science and Engineering A.* 2008. V.472. P. 2-14.
53. Wu S., Liu Y., Ge Y., Ran L., Peng K., Yi M. Structural transformation of carbon/carbon composites for aircraft brake pairs in the braking process // *Tribol Int.* 2016. V.102. P. 497-506.
54. Luo R., Huai X., Qu J., Ding H., Xu S. Effect of Heat Treatment on the Tribological Behavior of 2D Carbon/Carbon Composites // *Carbon.* 2003. V.41, № 14. P. 2693-2701.
55. Yu S., Zhang F., Xiong X., Li Y., Tang N., Koizumi Y., Chiba A. Tribological Properties of Carbon/Carbon Composites with Various Pyrolytic Carbon Microstructures // *Wear.* 2013. V.304. P. 103-108.
56. Lei B., Yi M., He L., Xu H., Ran H., Ge Y., Peng K. Structural and Chemical Study of C/C Composites Before and After Braking Tests // *Wear.* 2011. V.272. P. 1-6.

57. Ju C.P., Lee K.J., Wu H.D., Chen C.I. Low-energy wear behavior of polyacrylonitrile, fiber-reinforced, pitch-matrix, carbon-carbon composites // Carbon. 1994. V.32. P. 971-977.
58. Chen J.D., Ju C.P. Friction and wear of PAN/pitch-, PAN/CVI- and pitch/resin/CVI- based carbon/carbon composites // Wear. 1994. V.174. P. 129-135.
59. Chen J.D., Ju C.P. Low Energy Tribological Behavior of Carbon-Carbon Composites // Carbon. 1995. V.33, No. 1. P. 57-62.
60. Lee K.J., Chern Lin J.H., Ju C.P. Surface effect on braking behavior of PAN-pitch carbon-carbon composite // Wear. 1996. V.199. P. 228-236.
61. Hutton T.J., Johnson D., McEnaney B. Effects of fibre orientation on the tribology of a model carbon-carbon composite // Wear. 2001. V.249. P. 647-655.
62. Shin H.-K., Lee H.-B., Kim K.-S. Tribological properties of pitch-based 2-D carbon-carbon composites // Carbon. 2001. V.39. P. 959-970.
63. Ozcan S., Filip P. Microstructure and wear mechanisms in C/C composites // Wear. 2005. V.259. P. 642-650.
64. Тарнопольский Ю.М., Жигун И.Г., Поляков В.А. Пространственно-армированные композиционные материалы: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 224 с.
65. Morgan P. Carbon fibers and their composites. Boca Ration: Taylor&Francis, 2005. 1153 p.
66. Лысенко А.А., Gladunova O.I. Мировое производство углеродных волокон // Композитный мир. 2019. Т. 87. № 5. С. 28-31.
67. Кузякина Д.В., Павлов В.П., Нусратуллин Э.М. Микроструктура композиционного материала на основе углеродных волокон и магниевой матрицы, и экспериментальное изучение прочности углеродных волокон // Молодежный вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2018. № 2. С. 68-72.

68. Литвинов В.Б., Кобец Л.П., Токсанбаев М.С., Деев И.С., Бучнев Л.М. Структурно-механические свойства высокопрочных углеродных волокон // Композиты и наноструктуры. 2011. Т 11. № 3. С. 36-50.
69. Гарифуллин А.Р., Абдуллин И.Ш. Современное состояние проблемы поверхностной обработки углеродных волокон для последующего их применения в полимерных композитах в качестве армирующего элемента // Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т. 17. № 7. С. 85-85.
70. Нурмухаметова А.Н., Хамидуллин А.Р., Зенитова Л.А. Углеродное волокно. Получение, модификация, свойства, области применения // Бутлеровские сообщения. 2020. Т. 62. № 5. С. 1-42.
71. Nie W.Z., Li J. Effects of plasma and nitric acid treatment of carbon fibers on the mechanical properties of thermoplastic polymer composites // Mech. Compos. Mater. 2010. V. 46. № 3. P. 251-256.
72. Chang Tao C. Plasma Surface Treatment In Composites Manufacturing // J. Ind. Technol. 1999. V. 15. № 1. P. 1-7.
73. Гарифуллин А.Р., Абдуллин И.Ш., Галямова К.Н, Скидченко Е.А. Влияние плазменной обработки на механические свойства пропитанных смолой углеродных волокон при растяжении // Вестник технологического университета. 2015. Т. 18. № 13.С. 144-145.
74. Rhee K.Y., Park S.J., Hui D., Qiu Y. Effect of oxygen plasma-treated carbon fibers on the tribological behavior of oil-absorbed carbon/epoxy woven composites // Composites. B. 2012. V. 43. № 5. P. 2395-2399.
75. Nemat-Nasser S., Hori M. Micromechanics: overall properties of heterogeneous materials. Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 1993. p. 786.
76. Kim B.R., Lee H.K. An RVE-based micromechanical analysis of fiber-reinforced composites considering fiber size dependency // Compos Struct. 2009. V.90. P. 418-427.

77. Xu Y.J., You T., Du C.L. An integrated micromechanical model and BP neural network for predicting elastic modulus of 3-D multi-phase and multi-layer braided composite // *Compos Struct.* 2015. V.122. P. 308-315.
78. Xu Y.J., Zhang P., Zhang W.H. Two-scale micromechanical modeling of the time dependent relaxation modulus of plain weave polymer matrix composites // *Compos Struct.* 2015. V.123. P. 35-44.
79. Hashin Z. Thermoelastic properties and conductivity of carbon/carbon fiber composites // *Mech Mater.* 1990. V.8. P. 293-308.
80. Bucci D.V., Koczak M.J., Schadler L.S. Micromechanical investigations of unidirectional carbon/carbon composites via micro-Raman spectroscopy // *Carbon.* 1997. V.35. P. 235-245.
81. Lamon J. A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites // *Compos Sci Technol.* 2001. V.61. P. 2259-2272.
82. Venkat Rao M., Mahajan P., Mittal R.K. Effect of architecture on mechanical properties of carbon/carbon composites // *Compos Struct.* 2008. V.83. P. 131-142.
83. Sharma R., P. Mahajan, Mittal R.K. Elastic modulus of 3D carbon/carbon composite using image-based finite element simulations and experiments // *Compos Struct.* 2013. V.98. P. 69-78.
84. Tsukrov I., Piat R., Novak J., Schnack E. Micromechanical modeling of porous carbon/carbon composites // *Mech Adv Mater Struct.* 2005. V.12. P. 43-54.
85. Piat R, Böhlke T, Dietrich S, Gebert JM, Wanner A. Modeling of effective elastic properties of carbon/carbon laminates. Proceedings of Seventeenth international conference on composite materials, Edinburgh, UK.
86. Wang L., Wu J., Chen C., Zheng C., Li B., Joshi S.C., Zhou K. Progressive failure analysis of 2D woven composites at the meso-micro scale // *Compos. Struct.* 2017. V.178. P. 395–405.
87. Wang L., Zhao B., Wu J., Chen C., Zhou K. Experimental and numerical investigation on mechanical behaviors of woven fabric composites under off-axial loading // *Int. J. Mech. Sci.* 2018. V.141. P.157–167.

88. L. Borkowski, A. Chattopadhyay, Multiscale model of woven ceramic matrix composites considering manufacturing induced damage, *Compos. Struct.* 126 (2015) 62–71.
89. Nam J.D., Seferis J.C., Composite methodology for multistage degradation of polymers // *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.* 1991. V.29, No. 5. P. 601–608.
90. Nam J.D., Seferis J.C. Generalized composite degradation kinetics for polymeric systems under isothermal and nonisothermal conditions // *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.* 1992. V.30, No. 5. P. 455–463.
91. Nam J.D., Seferis J.C. Initial polymer degradation as a process in the manufacture of carbon-carbon composites // *Carbon.* V.30, No. 5. P. 751–761.
92. Dimitrienko Y. Modelling of the mechanical properties of composite materials at high temperatures: Part 1 Matrix and fibers // *Appl. Compos. Mater.* 1997. V.4, No. 4. P. 219–237.
93. Dimitrienko Y.I. Mechanics of porous media with phase transformations and periodical structures 1. Method of asymptotic averaging // *Eur. J. Mech.-A/Solids.* 1998. V.17, No. 2. P. 305-319.
94. Schulte F.J., Zern A., Mayer J., Ruehle M., Voggenreiter H. The crack evolution on the atomistic scale during the pyrolysis of carbon fibre reinforced plastics to carbon/carbon composites // *Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf.* 2007. V.38, No. 10. P. 2237–2244.
95. Schulte F., Fishedick J., Seiz S., Lützenburger N., Wanner A., Voggenreiter H. The crack development on the micro- and mesoscopic scale during the pyrolysis of carbon fibre reinforced plastics to carbon/carbon composites // *Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf.* 2007. V.38, No. 10. P. 2171-2181.
96. Kima J., Lee W.I., Tsai S.W. Modeling of mechanical property degradation by short-term aging at high temperatures // *Compos. Part B: Eng.* 2002. V.33. P. 531-543.
97. Kim J., Lee W.I., Lafdi K. Numerical modeling of the carbonization process in the manufacture of carbon/carbon composites // *Carbon.* 2003. V.41, No.13. P. 2625-2634.

98. Bogetti T., Gillespie J., Process-induced stress and deformation in thick-section thermoset composite laminates // *J. Compos. Mater.* 1992. V.26, No.5. P. 626-660.
99. Sharma R., Bhagat A.R., Mahajan P., Finite element analysis for mechanical characterization of 4D inplane carbon/carbon composite with imperfect microstructure, *Latin Am // J. Solids Struct.* 2014. V.11. P. 170-184.
100. Alghamdi A., Khan A., Mummery P., Sheikh M., The characterisation and modelling of manufacturing porosity of a 2-D carbon/carbon composite // *J Compos Mater.* 2013. V.48, No.23. P. 2815–2829.
101. Cheng J., Li H-J., Zhang S-Y., Xue L-Z. Effect of matrix sub-layer interfacial fracture on residual strength improvement of the fatigued carbon/carbon composites // *J Mater Sci Technol* 2018. V.34. P. 1243–1249.
102. Li Y., Xiao P., Li Z., Zhou W., Liensdorf T., Freudenberg W., et al. Strength evolution of cyclic loaded LSI-based C/C-SiC composites // *Ceram Int.* 2016. V.42. P. 14505–14510.
103. Xue LZ., Li KZ., Zhang SY., Li HJ., Cheng J., Luo WF. Monitoring the damage evolution of flexural fatigue in unidirectional carbon/carbon composites by electrical resistance change method // *Int J Fatigue* 2014 V.68. P. 248-252.
104. Han H., Li H., Wei J., Li K. Micro-pleating in carbon-carbon composites under a cyclic load // *Sci China Ser E: Technol Sci.* 2003. V.46. P. 337-342.
105. Goto K, Furukawa Y, Hatta H, Kogo Y. Fatigue behavior of 2D laminate C/C composites at room temperature // *Compos Sci Technol.* 2005. V.65. P.1044-1051.
106. Tanabe Y, Yoshimura T, Watanabe T, Hiraoka T, Ogita Y, Yasuda E. Fatigue of C/C composites in bending and in shear modes // *Carbon.* 2004. V.42. P.1665-1670.
107. Fang G, Gao X, Zhang S, Xue J, Song Y, Wang F. A residual strength model for the fatigue strengthening behavior of 2D needled CMCs // *Int J Fatigue.* 2015. V.80. P. 298-305.
108. Morales-Rodríguez A, Moevus M, Reynaud P, Fantozzi G. Strength enhancement of 2D-SiCf/SiC composites after static fatigue at room temperature // *J Eur Ceram Soc.* 2007. V.27 P. 3301-3305.

109. Li Y, Xiao P, Shi Y, Almeida RSM, Zhou W, Li Z, et al. Mechanical behavior of LSI based C/C-SiC composites subjected to flexural loadings. // *Compos Part A-Appl Sci Manuf*. 2017. V. 95. P.315-324.
110. Rasuo B. Experimental techniques for evaluation of fatigue characteristics of laminated constructions from composite materials: full-scale testing of the helicopter rotor blades. // *J Test Eval*. 2011. V.39. P.237-242.
111. Rasuo B. Experimental methodology for evaluating survivability of an aeronautical construction from composite materials: an overview. // *Int J Crashworthiness*. 2007. V.12. P. 9-15.
112. Reifsnider K, Stinchcomb WW, O'Brien TK. Frequency effects on a stiffness-based fatigue failure criterion in flawed composite specimens // *ASTM special technical publications*. 1977. 171-184.
113. Fang G, Gao X, Yu G, Zhang S, Chen J, Song Y. Effect of the stress level on the fatigue strengthening behavior of 2D needled C/SiC CMCs at room temperature. // *Mater Des*. 2016. V.89. P.432-438.
114. Hahn HT., Kim RY. Fatigue behavior of composite laminate // *J Compos Mater*. 1976. V.10 P. 156–180.
115. Li LB. Modeling strength degradation of fiber-reinforced ceramic-matrix composites under cyclic loading at room and elevated temperatures // *Mater Sci Eng A-Struct Mater Properties Microstruct Process*. 2017. V.695. P. 221–229.
116. Jortner J. Macroporosity and interface cracking in multi-directional carbon-carbons // *Carbon*. 1986. V.24, No 5. P. 603–13.
117. Gao F, Patrick JW, Walker A. The characterization of cracks and voids in twodimensional carbon-carbon composites // *Carbon*. 1993. V.31, No 1. P. 103–108.
118. Kosek M, Sejak P. Visualization of voids in actual C/C woven composite structure // *Compos Sci Technol*. 2009. V.69, No 9. P. 1465–1469.
119. Sharma R, Mahajan P, Mittal RK. Fiber bundle push-out test and image-based finite element simulation for 3D carbon/carbon composites // *Carbon*. 2012. V.50, No 8. P. 2717–2725

120. Rao V.M., Mahajan P., Mittal R.K. Effect of interfacial debonding and matrix cracking on mechanical properties of multidirectional composites // *Compos Interface*. 2008. V.15, No 4. P. 379–409.
121. Rao V.M., Mahajan P., Mittal R.K. Effect of architecture on mechanical properties of carbon/carbon composites // *Compos Struct*. 2008. V.83 P. 131–142.
122. Sakai M, Matsuyama R, Miyajima T. The pull-out and failure of a fiber bundle in a carbon fiber reinforced carbon matrix composite // *Carbon* 2000. V.38, No 15. P. 2123–2131.
123. Magne P. Efficient 3D finite element analysis of dental restorative procedures using micro-CT data // *Dent Mater*. 2006. V.3, No 23. P. 539–548.
124. Youssef S, Maire E, Gaertner R. Finite element modelling of the actual structure of cellular materials determined by X-ray tomography // *Acta Mater* 2005. V.53. P. 719–730.
125. Hain M, Wriggers P. Computational homogenization of micro-structural damage due to frost in hardened cement paste // *Finite Elem Anal Des*. 2008. V.44. P. 233–244.
126. Ali J, Farooqi JK, Buckthorpe D, Cheyne A, Mummery P. Comparative study of predictive FE methods for mechanical properties of nuclear composites // *J Nucl Mater* 2009. V.383, No 3. P. 247-253.
127. Mlekusch B. Fibre orientation in short-fibre-reinforced thermoplastics. II. Quantitative measurements by image analysis // *Compos Sci Technol*. 1999. V.59. P. 547-560.
128. Zahid M., Sharma R., Bhagat A.R., Abbas S., Kumar A., Mahajan, P. Micro-Structurally Informed Finite Element Analysis of Carbon/Carbon Composites for Effective Thermal Conductivity. // *Composite Structures*. 2019. V.226. A. 111221.
129. Blanc R., Germain Ch, Da Costa G.P., Baylou P., Cataldi M. Fibre orientation measurements in composite materials // *Composites A*. 2006. V.37 P. 197-206
130. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести // *Изв. АН СССР. ОТН*. 1958. С. 26–31.
131. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.:Наука, 1966. 752 с.

132. Lemaitre J., Chaboche J.L. Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement (phenomenological aspects of fracture damage) // *J Méc Appl.* 1978 V. 2. P. 167-189
133. Krajcinovic D. Continuum damage mechanics // *Appl Mech Rev.* 1984. V. 37. P. 1-6.
134. Ladevèze P. Sur la mécanique de l'endommagement des composites. // *Proc Conf JNC 5.* Paris: Ed. Pluralis, Paris. 1986. P. 667–683.
135. Ladevèze P. On an anisotropic damage theory. In: Boelher JP, editor. *Failure criteria of structure media*, Rotterdam: Balkema. 1993. P. 355–363.
136. Ladevèze P. A damage computational method for composites structures. // *J Computers and Structures.* 1992. V.44. P.79–87.
137. Aubard X., Lamon J., Allix O. Model of the nonlinear mechanical behaviour of 2D SiC–SiC chemical vapor infiltration composites // *J Am Ceram Soc.* 1994. V.77.P. 2118-2126
138. Aubard X. Modelling of the mechanical behaviour of a 2D SiC–SiC composite at a meso-scale // *Comp Sci and Tech.* 1995. V.54. P. 371-378
139. Matzenmiller A., Lubliner J., Taylor R.L. A constitutive model for anisotropic damage in fibre-composites // *Mech of Mater.* 1995 V.20. P. 125-152
140. Murakami S. Notion of continuum damage mechanics and its application to anisotropic creep damage theory // *J Eng Mater Technol.* 1983. V.105. P. 99-105
141. Talreja R. Continuum modelling of damage in ceramic matrix composites // *Mech Mater.* 1991. V.12. P. 165-180.
142. Boehler JP, Delafin M. Failure Criteria for Unidirectional Fiber-Reinforced Composites under Confining Pressure // *Mechanical Behavior of Anisotropic Solids / Comportment Mécanique des Solides Anisotropes.* 1982. P. 449-470.
143. Farooq U., Myler P. Finite element simulation of damage and failure predictions of relatively thick carbon fibre-reinforced laminated composite panels subjected to flat and round noses low velocity drop-weight impact // *Thin-walled Struct.* 2016. V.104. P. 82-105.

144. Ferreira L.M., Graciani E., Paris F. Predicting failure load of a non-crimp fabric composite by means of a 3D finite element model including progressive damage // *Compos Struct.* 2019. V.225. A. 111115
145. Zhou J., Wen P., Wang S. Finite element analysis of a modified progressive damage model for composite laminates under low-velocity impact // *Compos Struct.* 2019 V.225. A. 111113
146. Hosseini A.M.R., Forouzan M.R., Daneshkhah E. Damage and residual bending strength in glass-polyester molded grating composite panels after low-velocity impact // *Compos Struct.* 2019. V.227. A. 111290
147. Буковский П. О., Морозов А. В., Кириченко А. Н. Влияние приработки на коэффициент трения углеродных композитных материалов авиационных тормозов // *Трение и износ.* 2020. Т. 41, № 4. С. 448-456.
148. Буковский П. О., Горячева И. Г. Теоретико-экспериментальное исследование контактно-усталостного разрушения углерод-углеродных композитов // *Трение и износ.* 2021. Т. 42, № 5. С. 539-551.
149. Морозов А. В., Буковский П. О., Голубков А. К. Влияние температуры и нагрузки на коэффициент трения между углеродными волокнами // *Изв. РАН. МТТ.* 2022. № 3. С. 32-39.
150. Буковский П. О., Морозов А. В., Кулаков В. В., Голубков А. К., Родионов Н. Б., Кириченко А. Н. Триботехнические свойства углерод-углеродных фрикционных композитов при высоких температурах // *Трение и износ.* 2022. Т. 43, №5. С. 491-501.
151. Буковский П. О. Сравнительная оценка трибологических свойств углерод-углеродных композиционных материалов // *Научные труды VI Международной научной конференции Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении.* 2019. С. 81.
152. Шпенев А. Г., Муравьева Т. И., Шкалей И. В., Буковский П. О. Особенности эволюции микроструктуры углеродных композитов в процессе усталостного разрушения при изнашивании // *Механические свойства современных конструкционных материалов.* 2020. С. 112-113.

153. Буковский П. О. Сравнительная оценка трибологических свойств графитированных и карбонизованных углеродных волокон // Проблемы механики: теория, эксперимент и новые технологии: тезисы докладов XV Всероссийской школы-конференции молодых ученых. 2021. С. 31-32.
154. Буковский П. О., Горячева И. Г. Контактно-усталостное разрушение волокнистых углеродных композитов: модели и эксперимент // Ломоносовские чтения. Научная конференция. Секция механики. Тезисы докладов. 2021. С. 42.
155. Буковский П. О. Экспериментальное исследование коэффициента трения и интенсивности изнашивания фрикционных углеродных композитов // Научные труды VII Международной научной конференции “Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении”. 2021. С. 50-51.
156. Горячева И. Г., Буковский П. О., Мещерякова А. Р. Теоретико-экспериментальное изучение разрушения поверхностных слоев волокнистых композитов при фрикционном взаимодействии // Механика композиционных материалов и конструкций, сложных и гетерогенных сред. Сборник трудов 11-й Всероссийской научной конференции с международным участием. 2021. С. 44.
157. Буковский П. О. Сравнительная оценка трибологических характеристик углеродных композитов в среде инертного газа // Труды 64-й Всероссийской научной конференции МФТИ. 2021
158. Буковский П. О., Горячева И. Г. Моделирование и экспериментальное изучение разрушения поверхности углерод-углеродного композита при циклическом нагружении // Материалы XXVII Международного симпозиума Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред им. А.Г. Горшкова. 2021. Т. 2. С. 24–26.
159. Буковский П. О., Горячева И. Г. Теоретико-экспериментальное изучение разрушение поверхности углеродных композитов при циклическом

- нагрузении // Ломоносовские чтения. Научная конференция. Секция механики. Тезисы докладов. 2022. С. 41-42.
160. Шкалей И.В., Буковский П.О. Экспериментальное изучение трибологических характеристик углеродных композитов, изготовленных для авиационных тормозов // Всероссийская конференция молодых ученых-механиков YSM-2022. Тезисы докладов. 2022. С. 171.
161. Евдокимов Ю. А., Колесников В. И. Планирование и анализ экспериментов при решении задач трения и износа. - М.: Наука. - 1980.
162. Добычин М. Н., Морозов А. В., Никулин А. В., Сачек Б. Я., Анисимов А. В. Планирование эксперимента при исследовании триботехнических характеристик фенольных углепластиков // Вопросы материаловедения. 2009. Т.57, № 1, 186-193.
163. Bokobza L., Bruneel J.-L., and Couzi M. Raman Spectroscopy as a Tool for the Analysis of Carbon-Based Materials (Highly Oriented Pyrolytic Graphite, Multilayer Graphene and Multiwall Carbon Nanotubes) and of Some of Their Elastomeric Composites // Vibrational Spectroscopy. - 2014, no. 74, 57-63.
164. Wu S., Yi M., Ge Y., Ran L., Peng K. Effect of carbon fiber reinforcement on the tribological performance and behavior of aircraft carbon brake discs // Carbon. 2017. V. 117. P. 279–292.
165. Ribeiro R.F., Pardini L.C., Alves N.P., Brito C.A.R. Thermal Stabilization study of polyacrylonitrile fiber obtained by extrusion // Polímeros. 2015. V. 25. № 6. P. 523–530.
166. Нащокин А.В., Калугин Д.И., Могильный И.М., Малахо А.П., Авдеев В.В. Окисленные ПАН-волокна как наполнитель для безасбестовых уплотнительных материалов // Успехи современной науки. 2018. № 2. 40-45.
167. Нащокин А.В., Малахо А.П., Галигузов А.А., Кулаков В.В., Селезнев А.Н., Авдеев В.В. Зависимость механических свойств, морфологии и структурных характеристик различных типов углеродных волокон от температурной обработки // Композиционные волокнистые материалы // Химические волокна. 2012. Т. 44. № 3. С. 44-49.

168. Ji M., Wang C., Bai Y., Yu M., Wang Y. Structural evolution of polyacrylonitrile precursor fibers during peroxidation and carbonization // *Polymer Bulletin*. 2007. V. 59. № 4. P. 527-536.
169. Roselman I.C., Tabor D. The friction of carbon fibres // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 1976. V. 9. P. 2517-2532.
170. Албагачиев А.Ю. Триботехнические характеристики углеродных материалов тормозных дисков при попадании на поверхности трения антигололедной жидкости // *Приводы и компоненты машин*. 2018. Т. 29. № 5. С. 5-8.
171. Yu S., Zhang F., Xiong X., Li Y., Tang N., Koi-zumi Y., and Chiba A. Tribological Properties of Carbon/Carbon Composites with Various Pyrolytic Carbon Microstructures // *Wear*. 2013. V.304, P. 103-108.
172. Crocker P. and McEnaney B. Oxidation and Fracture of a Woven 2D Carbon-Carbon Composite // *Carbon*. 1991. V.29, No.7. P. 881-885.
173. Pogodin V.A., Astapov A.N., Eremkina M.S., Babaytsev A.V., and Rabinskiy L.N. Investigation of the Low-Temperature Oxidation Effect on the Structure and Mechanical Properties of C/C Composite // *Nanoscience and Technology: An International Journal*. 2021. V.12, No.3. P. 29-46.
174. Zhang J., Luo R., Xiang Q., and Yang C. Compressive Fracture Behavior of 3D Needle-Punched Carbon/Carbon Composites // *Materials Science and Engineering A*. 2011 V.528, No.15, P. 5002-5006.
175. Deng H., Li K., Cui H., Li H., He Yi., Zheng J., and Song G. Floating Catalyst Chemical Vapor In-filtration of Nanofilamentous Carbon Reinforced Carbon/Carbon Composites – Tribological Behavior and Wear Mechanism // *Tribology International*. 2018. V.121. P. 231-240.
176. Matilla, A., Mariné, J., Pérez, J., Cadevall, C., Artigas, R. Three-dimensional measurements with a novel technique combination of confocal and focus variation with a simultaneous scan. In: *Optical Micro-and Nanometrology VI: 5–7 April 2016*, Brussels, Belgium. 98900B International Society for Photo-Optical Instrumentation Engineers (SPIE), Brussels.

177. Helmlí, F. Focus variation instruments. In: Leach, R. (Ed.), *Optical Measurement of Surface Topography*. Berlin.:Springer, 2011. P. 131-166.
178. Фудзии Т., Дзако М. *Механика разрушения композиционных материалов*. Пер. с японск. —М.: Мир. 1982. 232с.
179. Усеинов А.С., Кравчук К.С., Кенигфест А.М. Механические свойства углеродных композиционных материалов // *Наноиндустрия*. 2011, № 6, С. 24-26.
180. Джонсон К. *Механика контактного взаимодействия*. — М.: Мир. 1989. 510с.
181. Горячева И.Г. *Механика фрикционного взаимодействия*. — М.: Наука. 2001. 478с.

Список рисунков

- Рисунок 1 – Расположения волокон в композите, где *a, б* – хаотичное армирование; *в* – однонаправленное армирование; *г, д, е* – двунаправленная ткань; *ж, з, и* – трехнаправленное армирование 6
- Рисунок 1.1 – Типичная фотография исследуемой пары трения: 1 – углеродный пальчик; 2 – кольцевой образец; 3 – образовавшаяся пленка трения 39
- Рисунок 1.2 – СЭМ фотографии исследуемых образцов УУКМ1 (*a*), УУКМ2 (*б*), УУКМ3 (*в*) 40
- Рисунок 1.3 – Зависимости коэффициента трения μ от номинального давления P , полученные для образцов **УУКМ1** (черная линия/квадрат), **УУКМ2** (синяя линия/круг) и **УУКМ3** (красная линия/треугольник), приработанных на разных путях трения: 200 м (*a*); 400 м (*б*); 800 м (*в*), где 1 - $V = 0,03$ м/с, 2 - $V = 0,3$ м/с. 54
- Рисунок 1.4 – Зависимости коэффициента трения μ от удельной нагрузки P , полученные для образцов, **УУКМ1** (*a*), **УУКМ2** (*б*), **УУКМ3** (*в*): где 1 – $V = 0,03$ м/с; 2 – $V = 0,3$ м/с 55
- Рисунок 1.5 – Типичный вид Рамановского спектра для всех исследуемых образцов, где 1 – вне дорожки трения; 2 – на дорожке трения 56
- Рисунок 2.1 – Типичный вид поперечного сечения карбонизованных (*a*) и графитированных (*б*) углеродных волокон 58
- Рисунок 2.2 – Принципиальная схема трибометра, где 1, 2 – пучки волокон, закрепленные в своих держателях (3, 4); 5 – термокамера; 6 – 2-х компонентный датчик сил. 60
- Рисунок 2.3 – АСМ (*a*) и СЭМ (*б, в*) изображения карбонизованных углеродных волокон марки УК до (*a, б*) и после (*в*) трения 63
- Рисунок 2.4 – АСМ (*a*) и СЭМ (*б, в*) изображения карбонизованных углеродных волокон марки Zoltek до (*a, б*) и после (*в*) трения 63

- Рисунок 2.5 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения графитированных углеродных волокон марки УК до (а, б) и после (в) трения 64
- Рисунок 2.6 – АСМ (а) и СЭМ (б, в) изображения графитированных углеродных волокон марки Zoltek до (а, б) и после (в) трения 65
- Рисунок 2.7 – Зависимость коэффициента трения μ от нагрузки F [Н] при двух температурах $T = 23$ и 300 °С (серый фон) для карбонизованных (1) и графитированных (2) волокон марок УК (а) и Zoltek (б). 67
- Рисунок 3.1 – Микроскопия поверхности исследуемых образцов УУКМ3 (а), УУКМ4 (б) 71
- Рисунок 3.2 – Фотография (а) и принципиальная схема (б) трибометра УМТ-2, где 1 – трибометр, 2 – теплоизоляторы, 3 – спираль для обдува пары трения, 4 – термopара, 5 – баллон с аргоном. 72
- Рисунок 3.3 – Типичный вид приработки исследуемого композита, где 1 – температура, 2 – коэффициент трения, 3 – нормальная нагрузка 74
- Рисунок 3.4 – Изолинии коэффициента трения μ от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г) 82
- Рисунок 3.5 – Изолинии коэффициента трения интенсивности изнашивания I_h [мкм/км] от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г) 83
- Рисунок 3.6 – Изолинии температуры вблизи контакта T [°С] от скорости скольжения и нормального давления, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г) 85
- Рисунок 3.7 – КРС спектры волокна (а), матрицы (б) и пленки трения (в) всех исследуемых композитов 1–4 соответственно 87
- Рисунок 3.8 – СЭМ изображения поперечных сечений углеродных композитов, где УУКМ1 (а), УУКМ2 (б), УУКМ3 (в), УУКМ4 (г) 88
- Рисунок 4.1 – Испытание на изнашивание образца по схеме шарик-диск, где 1 – стальной шарик, 2 – кольцевой образец 91

- Рисунок 4.2 – Типичный вид записи коэффициента трения на трибометре УМТ-2 для УУКМ1 (черная кривая), УУКМ2 (синяя кривая), УУКМ3 (красная кривая), где a – этап приработки, b – установившийся режим трения, c – этап разрушения 94
- Рисунок 4.3 – Типичные профилограммы разрушенной поверхности после испытаний на износ при $V = 1$ м/с, $P = 50$ Н (a) и 100 Н (b) для образцов УУКМ1 (линия 1), УУКМ2 (линия 2), УУКМ3 (линия 3) 96
- Рисунок 4.4 – Схема скольжения сферы по хаотично армированному композитному материалу, где 1 – стальная сфера, 2 – композитный материал 97
- Рисунок 4.5 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМ1 при нагрузках $F = 50$ Н (a) и $F = 100$ Н (b) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (c) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2) 103
- Рисунок 4.6 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМ2 при нагрузках $F = 50$ Н (a) и $F = 100$ Н (b) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (c) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2) 104
- Рисунок 4.7 – Изолинии максимальных касательных напряжений для композита УУКМ3 при нагрузках $F = 50$ Н (a) и $F = 100$ Н (b) и амплитудные значения максимальных касательных напряжений по глубине (c) для нагрузок $F = 50$ Н (кривая 1) и $F = 100$ Н (кривая 2) 105
- Рисунок 4.8 – Профилограммы разрушенной поверхности композитов УУКМ1 (a), УУКМ2 (b) и УУКМ3 (c) 106

Список таблиц

Таблица 1 – Физико-механические характеристики углеродных волокон	10
Таблица 1.1 – Механические свойства исследуемых углеродных композитов	39
Таблица 1.2 – Кодирование факторов	43
Таблица 1.3 – Матрица планирования с учетом взаимодействия факторов	43
Таблица 1.4 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ1	50
Таблица 1.5 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ2	50
Таблица 1.6 – Экспериментальные данные коэффициента трения для УУКМ3	50
Таблица 2.1 – Характеристики углеродных волокон	59
Таблица 3.1 – Кодирование факторов	73
Таблица 3.2 – Экспериментальные данные для образца УУКМ1	76
Таблица 3.3 – Экспериментальные данные для образца УУКМ2	76
Таблица 3.4 – Экспериментальные данные для образца УУКМ3	77
Таблица 3.5 – Экспериментальные данные для образца УУКМ4	77
Таблица 4.1 – Экспериментальные данные со стальным шариком, при $V = 1$ м/с	95
Таблица 4.2 – Механические свойства и объемное содержание волокна и матрицы, а также осредненные значения модуля Юнга и коэффициента Пуассона в рассматриваемых композитах	98
Таблица 4.3 – Рассчитанные (\tilde{z}) значения глубины залегания усталостной трещины и глубины разрушений после экспериментальных (\bar{z}) исследований	107