

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ  
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ «МИСИС»

На правах рукописи

Ожерелков Дмитрий Юрьевич

ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Специальность: 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка  
металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
кандидат технических наук  
Сазонов Юрий Борисович

Москва – 2018

## Оглавление

Введение.....	4
Глава 1 Аналитический обзор литературы .....	10
1.1 Углерод-углеродные композиционные материалы и их применение в конструкциях авиационных тормозных систем.....	10
1.2 Технология производства фрикционных углерод-углеродных композиционных материалов .....	13
1.3 Условия работы тормозных дисков в конструкции авиационных тормозных систем.....	19
1.4 Теплофизические и трибологические свойства, износ и окисление УУКМ .....	24
1.5 Механические свойства УУКМ .....	29
1.5.1 Вязкость разрушения УУКМ .....	33
1.5.2 Межслоевая сдвиговая прочность УУКМ .....	42
1.5.3 Влияние циклических эксплуатационных нагрузок на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ .....	46
1.6 Выводы по литературному обзору и обоснование исследования .....	52
Глава 2 Материалы и методики исследования .....	53
2.1 Материалы исследования .....	53
2.2 Методики исследования .....	55
2.2.1 Методики определения физико-механических характеристик .....	55
2.2.2 Методики определения вязкости разрушения.....	56
2.2.3 Методика построения полей деформаций и напряжений .....	60
2.2.4 Методика определения межслоевой прочности.....	61
3.1 Результаты исследования макроструктуры, определения физических характеристик и испытаний на сжатие и трехточечный изгиб.....	63
3.2 Разрушение тормозных дисков в процессе эксплуатации .....	67
3.3 Оценка вязкости разрушения УУКМ .....	69
3.4 Фрактография после испытаний на вязкость разрушения УУКМ .....	79
3.5 Выводы по главе 3.....	82
Глава 4 Исследование напряженно-деформированного состояния в зоне у вершины трещины УУКМ фрикционного назначения.....	83
4.1 Экспериментальная оценка зоны концентрации напряжений.....	83
4.2 Распределение напряжений в момент старта трещины.....	88
4.3 Экспериментальная оценка зоны концентрации напряжений для образцов с дефектами структуры .....	90

4.4 Выводы по главе 4.....	91
Глава 5 Определение межслоевой прочности УУКМ и исследование изменения вязкости разрушения и межслоевой прочности УУКМ под действием циклических нагрузок.....	92
5.1 Определение межслоевой прочности УУКМ.....	92
5.2 Влияние циклических нагрузок на вязкость разрушения УУКМ .....	94
5.3 Фрактография после испытаний на вязкость разрушения образцов УУКМ, подвергнутых предварительному циклическому нагружению .....	97
5.4 Влияние циклических нагрузок на межслоевую прочность УУКМ .....	99
5.5 Фрактография после испытаний на межслоевую прочность образцов УУКМ, подвергнутых предварительному циклическому нагружению .....	101
5.6 Выводы по главе 5.....	105
Общие выводы по работе .....	106
Благодарности.....	108
Приложение 1 – Акт использования результатов работы.....	125

## Введение

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) благодаря высоким удельным механическим характеристикам, а также сохранению упругих и прочностных свойств до температур 2100-2400 °С активно используются как жаропрочные и термостойкие материалы в химическом машиностроении, авиационной и ракетно-космической технике.

УУКМ представляют собой армирующий каркас на основе углеродных волокнистых наполнителей, связанный углеродной матрицей на основе коксовых остатков карбонизованных или графитированных нефтяных или каменноугольных пеков, синтетических смол или пиролитического углерода.

Материалы активно используются в химическом машиностроении, авиационной и ракетно-космической технике, что обусловлено их меньшим весом по сравнению с металлическими или керамическими материалами, более низкой плотностью (в диапазоне 1,6-2,0 г/см<sup>3</sup>), высокой прочностью при повышенных температурах, низким коэффициентом линейного расширения, высоким коэффициентом теплопроводности, высокой стойкостью к тепловому удару. Подобный комплекс свойств, наряду с сохранением и увеличением механических характеристик при эксплуатации вплоть до 2400 °С, делает УУКМ незаменимыми при использовании в качестве высокотемпературных материалов [1].

Одним из направлений применения УУКМ является их использование в конструкциях авиационных тормозных систем (АТС) в качестве материалов тормозных дисков. В настоящий момент около 70% всего производства УУКМ составляют материалы для авиационных тормозных дисков. Такой выбор обусловлен сочетанием комплекса прочностных характеристик с малым удельным весом и возможностью существенного снижения массы конструкции. УУКМ обладают высокой термopрочностью и термостойкостью, высоким и стабильным коэффициентом трения, обеспечивающим эффективное торможение, а также способность к быстрому и эффективному поглощению кинетической энергии самолета.

В настоящий момент развитие авиационной техники сопровождается увеличением массы и посадочных скоростей самолетов, что приводит к возрастанию эксплуатационных нагрузок на большое количество узлов самолетов и, в первую очередь, на тормозные системы [2]. Одним из путей повышения ресурса и работоспособности тормозных систем является разработка новых и совершенствование уже известных материалов тормозных дисков – самого ответственного компонента этих систем. Сейчас на мировом рынке ведущие фирмы представили материалы, обладающие ресурсом до 4500 циклов «взлет-посадка». Наблюдается серьезное отставание отечественных материалов по характеристикам ресурса работы от мирового уровня. Складывающаяся ситуация на рынке материалов данного класса требует совершенствования



применяемых технологических схем и режимов изготовления композитов с учетом напряженно-деформированного состояния тормозных дисков в условиях эксплуатации, их адаптации к имеющейся сырьевой и производственной базе предприятий России. Вместе с тем, большое значение приобретает более полное использование возможностей уже имеющихся серийных материалов за счет внесения необходимых изменений в технологию производства, учитывающих новую информацию о характере поведения УУКМ в условиях воздействия нагрузок.

Наряду с перечисленными преимуществами, УУКМ присущ ряд недостатков, одним из которых является невысокая вязкость разрушения, которая является одной из ключевых характеристик при проектировании деталей ответственного назначения [3]. В настоящее время единого подхода к оценке напряженного состояния у вершины трещины и методикам определения вязкости разрушения УУКМ нет, а стандартов испытаний на вязкость разрушения УУКМ не существует.

УУКМ работают в условиях меняющегося сложнапряженного состояния. В процессе эксплуатации композита происходит изменение его характеристик, обусловленное накоплением повреждений и изменениями структуры материала под действием циклических нагрузок. Определение критериев, на основании которых можно было бы прогнозировать работоспособность УУКМ является сложной задачей. Количество научных работ, посвященных вязкости разрушения УУКМ, а также ее изменению в процессе эксплуатации с учетом наблюдаемой эволюции структуры и свойств, является недостаточным для решения этой задачи.

### **Цель исследования**

Выявление взаимосвязи между структурой, технологией изготовления, особенностями процессов деформирования и разрушения УУКМ фрикционного назначения для прогнозирования работоспособности в реальных условиях эксплуатации.

### **Задачи исследования**

- Экспериментальная оценка напряженно-деформированного состояния у вершины трещины УУКМ;
- Выбор оптимальных критериев оценки вязкости разрушения УУКМ ( $K_{Ic}$ ,  $J$ -интеграл,  $COD$ );

- Выявление взаимосвязи между структурой, дефектами структуры, технологией изготовления УУКМ и характеристиками вязкости разрушения;
- Оценка прочности на межслоевой сдвиг УУКМ фрикционного назначения, выявление влияния структуры на межслоевую прочность дискретно-армированных УУКМ;
- Исследование влияния циклического нагружения на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ фрикционного назначения;
- Формирование рекомендаций по уточнению методик прочностных расчетов конструкций из УУКМ с учетом характера напряженного состояния у вершины надреза.

### **Научная новизна**

- Исследованы поля напряжений и деформаций у вершины трещины в углерод-углеродных композиционных материалах фрикционного назначения с использованием современных оптических систем. Установлено, что у вершины трещины в УУКМ независимо от схемы армирования и типа армирующего наполнителя реализуется плоско-деформированное напряженное состояние;
- Экспериментально определены размеры зоны концентрации и уровень напряжений у вершины трещины в момент ее старта в УУКМ с различными схемами армирования;
- Показаны границы применимости критериев  $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $J_c$ ,  $COD$  для оценки вязкости разрушения УУКМ фрикционного назначения с различными схемами армирования;
- Исследовано изменение вязкости разрушения и межслоевой сдвиговой прочности УУКМ фрикционного назначения типа ТЕРМАР в процессе циклического нагружения, имитирующего условия эксплуатации в АТС. Предложена модель связывающая изменение вязкости разрушения и межслоевой сдвиговой прочности с изменениями структуры в процессе циклического нагружения.

### **Практическая значимость**

На основе результатов работы определены пути повышения вязкости разрушения УУКМ фрикционного назначения:

- Повышение эксплуатационных характеристик тормозных дисков из УУКМ возможно при использовании материалов с армирующими каркасами на основе углеродных тканей, обладающих наибольшими значениями вязкости разрушения;

- Для повышения сопротивления возникновению и развитию межслоевых трещин, в УУКМ с армирующими каркасами на основе тканей, наряду с созданием поперечных связей между слоями по иглопробивной технологии, необходимо использование напыления дискретных волокон на поверхность ткани при формировании каркаса и формирование первичной заготовки с использованием пеков с введенными в них дискретными волокнами;
- Контролируемое ослабление границы раздела «волокно-матрица», так как при реализации технологии ПКД в материале обеспечивается хорошее адгезионное взаимодействие между армирующими волокнами и матрицей, что наряду с повышением ряда упруго-прочностных характеристик приводит к снижению вязкости разрушения. В процессе движения, трещина разрушает волокно и матрицу как единое целое, энергия на разрушение границ не расходуется, не возникают условия рассеяния трещины на границах раздела «волокно-матрица», что приводит к снижению вязкости разрушения таких материалов;
- Контролируемое ослабление границ раздела «волокно-матрица» возможно при проведении тренировки дисков по специально подобранным программам на испытательном стенде;

Даны рекомендации по корректировке методик прочностного расчета тормозных дисков из УУКМ с учетом характера плоско-деформированного напряженного состояния, формы и размеров областей концентрации напряжений, действующих величин напряжений, в областях, содержащих дефекты, с учетом их эволюции под действием эксплуатационных нагрузок. Соответствующий Акт прилагается в Приложении 1.

### **Достоверность результатов исследований**

Достоверность результатов достигается за счет использования аттестованного и поверенного современного высокоточного исследовательского оборудования, средств измерений и методик, проведение испытаний на равноценных выборках образцов, обеспечивающих воспроизводимость полученных результатов, согласования полученных результатов с уже имеющимися в литературе данными. Использование различных методов исследования, в ряде случаев дополняющих друг друга, представление и обсуждение результатов на научных мероприятиях различного уровня, а также их опубликование в рецензируемых научных журналах повышает обоснованность сделанных выводов.

### **Положения, выносимые на защиту**

- Результаты экспериментальной оценки характера напряженного состояния, размеров и конфигурации зоны концентрации напряжений у вершины трещины в УУКМ фрикционного назначения;
- Результаты экспериментальной оценки применимости критериев вязкости разрушения для УУКМ фрикционного назначения;
- Экспериментальная оценка влияния структуры, режимов термообработки и технологических дефектов на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ фрикционного назначения;
- Экспериментально обоснованная модель изменения вязкости разрушения и межслоевой сдвиговой прочности УУКМ под действием малоцикловых усталостных нагрузок;
- Способы повышения вязкости разрушения, межслоевой прочности и работоспособности УУКМ фрикционного назначения.

### **Апробация работы**

Основные результаты диссертационной работы представлены на следующих конференциях:

V Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (г. Москва, 2013 г);

VII-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2014 (г. Москва, 2014 г);

VI Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (г. Москва, 2015 г);

VI Международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (г. Москва, 2015 г);

VIII-я Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2016 (г. Москва, 2016 г);

10-я Международная конференция «Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение, технология» (г. Москва, 2016 г);

VII Международная конференция «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (г. Москва, 2017 г);

VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (г. Москва, 2017 г).

## **Публикации**

По материалам диссертации опубликовано 3 научные статьи в ведущих рецензируемых научных журналах, входящих в перечень ВАК, и 13 тезисов докладов, опубликованных в сборниках трудов российских и международных конференций.

## **Личный вклад автора**

Личный вклад автора в работу состоит в подборе и систематизации литературных данных по предлагаемой теме, постановке целей и задач работы, изготовлении и подготовке образцов для испытаний, планировании и проведении испытаний, обработке и анализе полученных результатов. Результаты исследований получены лично автором в межкафедральной лаборатории «Наноматериалы» и НИЛ «Гибридные наноструктурные материалы» НИТУ «МИСиС». В совместных публикациях личный вклад автора состоит в получении и описании основных экспериментальных результатов.

## **Структура и объем диссертации**

Диссертация состоит из введения, 5 глав, выводов и списка литературы. Материалы диссертационной работы изложены на 126 страницах, содержат 59 рисунков, 10 таблиц, 1 приложение. Библиографический список содержит 198 наименований.

## Глава 1 Аналитический обзор литературы

### 1.1 Углерод-углеродные композиционные материалы и их применение в конструкциях авиационных тормозных систем

Создание и освоение в 1960-х годах промышленных технологий получения углеродных волокон положило начало разработке композиционных материалов на их основе (углепластики, углерод-углеродные, углерод-карбид-кремниевые композиционные материалы). В настоящее время мировое производство углеродных волокон и композиционных материалов на их основе в среднем увеличивается на 10% в год. Использование углеродных волокон с плотностью менее  $1,9 \text{ г/см}^3$ , прочностью 4-5,5 ГПа, модулем упругости 350-550 ГПа позволяет создавать высокоэффективные конструкции ответственного назначения [4].

УУКМ представляют собой армирующий каркас на основе углеродных волокнистых наполнителей, связанный углеродной матрицей на основе коксовых остатков карбонизованных или графитированных нефтяных или каменноугольных пеков, синтетических смол или пиролитического углерода.

Материалы активно используются в химическом машиностроении, авиационной и ракетно-космической технике, что обусловлено их меньшим весом по сравнению с металлическими или керамическими материалами, более низкой плотностью (в диапазоне 1,6-2,0  $\text{г/см}^3$ ), высокой прочностью при повышенных температурах, низким коэффициентом линейного расширения, высоким коэффициентом теплопроводности, высокой стойкостью к тепловому удару. Подобный комплекс свойств, наряду с сохранением и увеличением механических характеристик при эксплуатации вплоть до 2400 °С, делает УУКМ незаменимыми при использовании в качестве высокотемпературных материалов [2, 5].

Из всех областей применения УУКМ, таких как сопла ракетных двигателей, пресс-формы, высокотемпературные нагреватели, обшивка космических аппаратов, более 70% общего объема производства приходится на долю авиационных тормозных дисков. УУКМ имеет ряд преимуществ перед металлическими и керамическими фрикционными материалами, среди которых существенное снижение массы конструкции, больший эксплуатационный ресурс, стабильный и высокий коэффициент трения и способность к поглощению большей кинетической энергии в процессе торможения.

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. Одним из наиболее важных путей повышения ресурса и работоспособности тормозных систем

является разработка новых и совершенствование уже известных материалов фрикционных тормозных дисков – самого ответственного компонента этих систем.

Появление в 70-х годах прошлого века сверхзвуковых и высоко грузоподъемных пассажирских и транспортных самолетов послужило толчком к замене существующих тогда металлокерамических тормозных дисков на фрикционные диски из УУКМ. Причиной такой замены послужила ограниченность допустимых температур эксплуатации металлокерамики. Компания Dunlop в 1973 году [2] стала первым производителем тормозных дисков из УУКМ, установленных на серийной модели самолета. До настоящего времени был проделан большой объем исследований в области фрикционных УУКМ, обеспечивший снижение стоимости их производства и улучшения эксплуатационных характеристик. Сейчас практически все самолеты, производимые фирмами Boeing, Airbus, Bombardier, Embraer и др., комплектуются тормозными дисками из УУКМ [2, 6].

Фрикционные диски должны обеспечивать тормозной момент, достаточный для эффективного торможения самолета при различных условиях его маневрирования на земле, воспринимать, не разрушаясь, возникающие при этом значительные механические нагрузки и служить эффективным теплопоглотителем, способным защитить от перегрева остальные элементы шасси. Целесообразность использования УУКМ в качестве материалов авиационных тормозных дисков обусловлена рядом характеристик и конкурентных преимуществ по сравнению с металлическими и металлокерамическими материалами [7-8]:

- Высокий и стабильный при различных режимах эксплуатации и условиях внешней среды коэффициент трения;
- Высокие теплоемкость и теплопроводность, термическая стабильность, способность поглощения большей кинетической энергии при торможении путем преобразования ее в тепловую;
- Высокая механическая прочность при статических и динамических нагрузках в широком диапазоне температур. При работе в режиме прерванного взлета поверхностная температура тормозного диска может достигать 3000 °С менее чем за 30 секунд;
- Низкий износ поверхности диска в различных атмосферных условиях, что позволяет производить свыше 3000 циклов «взлет-посадка» до ремонта, вместо максимальных 500 для дисков из металлокерамики;
- Высокое сопротивление термическому удару;
- Малая плотность, позволяющая уменьшить полетную массу самолета. Например, для самолета Boeing 737, масса тормозной системы снижается на 320 кг, что в свою очередь снижает потребление топлива и снижение выбросов CO<sub>2</sub> в атмосферу;

- Важнейшей эксплуатационной характеристикой является энергонагруженность УУКМ. Рассеяние поглощенной в процессе торможения энергии должно заканчиваться через 30 секунд после начала торможения.

На сегодняшний день, крупнейшими мировыми компаниями – производителями тормозных дисков из УУКМ являются: Honeywell (США), Carbone Lorreaine (Франция), Korea Aerospace Industry, Ltd (Корея), Dunlop (Великобритания), Hunan (Китай), B. F. Goodrich (США), Messier (Франция). Большое количество экспериментальных разработок ведется в Китае, Южной Кореи, США. Наблюдается высокая конкуренция между производителями дисков из УУКМ, которая зачастую не позволяет получить полный объем данных по аспектам технологического процесса получения УУКМ. Некоторые свойства УУКМ, найденные в научных статьях приведены в таблице 1 [9].

Таблица 1. Некоторые свойства УУКМ фрикционного назначения

Характеристика	Производитель					
	Dunlop (Велико- британия)	B. F. Goodrich (США)	Messier (Франция)	Bendix (США)	CSU (Китай)	CFCCARBON CO., LTD (HTMA GROUP)
Плотность, г/см <sup>3</sup>	1,8	1,75	1,79	1,67	1,73	1,78
Теплопроводность, Вт/(м·К)	53,1	16	68,4	10,3	45,1	80
Прочность на сжатие, МПа	71,77	90	114,4	123	152,76	>180
Модуль на сжатие, ГПа	1,056	2,725	3,752	2,587	9,72	-
Прочность на изгиб, МПа	81,8	133,1	94,1	108,1	121,63	>140
Модуль изгиба, ГПа	16,89	20,72	13,2	26,7	21,9	-
Межслоевая прочность, МПа	10,3	12,2	13,6	16,23	15,13	>15
Коэффициент трения	0,34	0,36	0,33	0,27	0,29	0,24 - 0,42
Износ, мг/с	28,4	45,7	8,5	118,6	2,345	15

В СССР экспериментальные работы по созданию УУКМ фрикционного назначения начались в 1972 г. В этом же году первые опытные варианты таких материалов прошли испытания на самолете МИГ-23, а с 1975 г. началось их опытно-серийное производство.

Из российских компаний, занимавшихся разработкой тормозных дисков из УУКМ, можно выделить ОАО «Композит» (УУКМ марки АРГОЛОН) и АО «НИИГрафит» (УУКМ марки ТЕРМАР), а основными производственными площадками являются АК «Рубин» (г. Балашиха, Московская область) и ЗАО «НПО Авиатуглерод» (г. Новочеркасск). Семейство



УУКМ фрикционного назначения типа ТЕРМАР, разработанные в АО «НИИГрафит», в разное время прошли испытания на самолетах МИГ-29, ТУ-22, ТУ-154М, Руслан, ИЛ-96, АН-140, АН-70, МКК «Буран» и др.; успешно эксплуатируются на самолетах СУ-27, ТУ-160, ТУ-204, ТУ-214 и др. [10-11].

К авиационным тормозным дискам предъявляются требования не только в части функционирования и безопасности, но и в части коммерческих характеристик самолета. Тормозная система самолета должна обеспечивать полную остановку самолета во всем диапазоне эксплуатационных весов 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 представили материалы, обладающие ресурсом свыше 4500 циклов «взлет-посадка». Серийно выпускаемые в России УУКМ заметно уступают зарубежным аналогам по своим ресурсным характеристикам [10]. Причиной этого является комплекс факторов, среди которых отсутствие производства углеродных волокон необходимого качества и необходимость закупки импортных волокон, длительность научных разработок и необходимость большого количества материала для них. Также следует учитывать ряд технологических проблем производства УУКМ: неоднородность волокнистой структуры, плохое расщепление углеродных волокон, большую длительность процесса производства, низкую производительность и высокий процент брака.

Наряду с разработкой новых материалов фрикционного назначения, важной задачей становится оптимизация свойств уже имеющихся серийных УУКМ. Сложившаяся ситуация требует проведения научных исследований УУКМ фрикционного назначения, которые позволят оптимизировать технологические схемы их получения, а также учесть новые полученные данные о характере поведения материала в условиях воздействия нагрузок.

## 1.2 Технология производства фрикционных углерод-углеродных композиционных материалов

Суть процесса изготовления УУКМ состоит в создании армирующего каркаса, введении в каркас матрицы с последующим уплотнением, карбонизацией и графитацией с целью придания изделию необходимых плотности и прочности. Пути получения УУКМ одинаковы для всех марок. Основные принципы и технологические операции, используемые лабораториями хорошо известны [12] и приведены схематично на рисунке 1, однако детали и

нюансы получения известны лишь производителю и обычно такая информация является конфиденциальной [5].

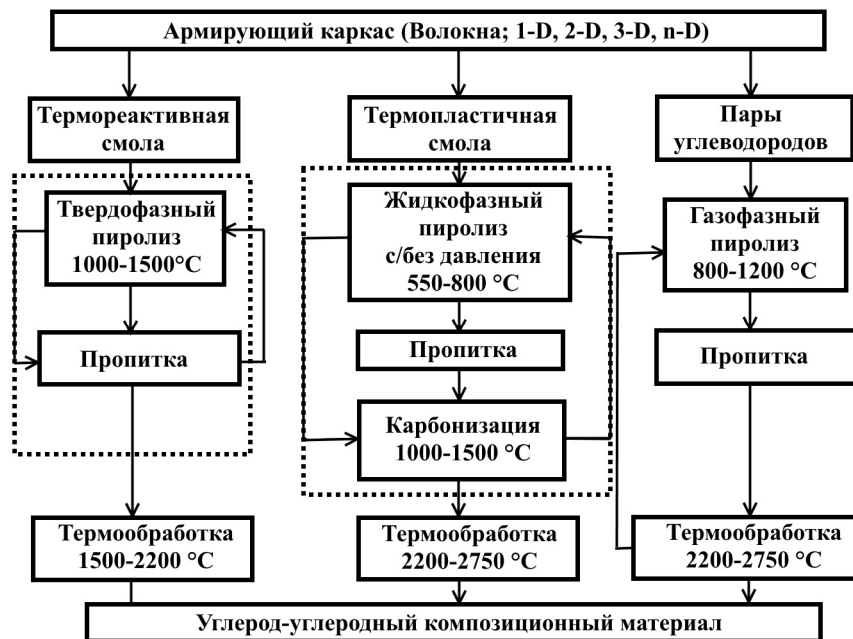


Рисунок 1 – Схема получения УУКМ.

Первый этап включает в себя выбор схемы армирования и создание армирующего каркаса. Фрикционные углерод-углеродные материалы представляют собой армированные композиты, содержащие углеродные волокна, которые ориентированы преимущественно параллельно рабочим поверхностям тормозных дисков. Для их изготовления могут применяться углеродные волокна, полученные из вискозы, полиакрилонитрила (ПАН) и пека. Основные характеристики промышленных углеродных волокон приведены в таблице 2. По ряду технических и экономических причин предпочтение чаще всего отдается углеродным волокнам на основе ПАН.

Таблица 2. Характеристики промышленных углеродных волокон [4]

Характеристика	Вискоза		Полиакрилонитрил		Пек
	С низкой прочностью и жесткостью	С высокой прочностью и жесткостью	Высокопрочный	Высокомодульный	
Прочность при растяжении, ГПа	0,62	2,2	3,1	2,4	2,1
Модуль упругости при растяжении, ГПа	41	393	230	390	380
Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup>	1,53	1,66	1,73	1,81	2
Диаметр волокон, мкм	8,5	6,5	7	6,5	10
Удлинение при разрыве, %	1,5	0,6	1,3	0,6	0,5
Содержание углерода, %	98,8	99,9	92	99,4	99,4
Коэффициент теплопроводности $\lambda$ , Вт/(м·с)	38	122	2,1	70	100
Удельное электрическое сопротивление, мкОм·м	2	-	18	9,5	7,5
Температурный коэффициент линейного расширения при 21 °С, $\alpha \cdot 10^6$ , 1/°С	-	-	-0,5	-0,7	-0,9
Удельная теплоемкость с при 21 °С, Дж/(кг·°С)	-	-	950	925	925

Фрикционные материалы армируют как дискретными, так и непрерывными волокнами. Для этих целей используют рубленые волокна и войлоки из них, ткани и плетения с различной текстильной структурой. В основном в качестве материалов для авиационных тормозных дисков применяют 2D и 2,5D-армированные композиты, как наиболее удовлетворяющие условиям работы в конструкции [13]. Основные виды распределения волокон в объеме УУКМ приведены на рисунке 2.

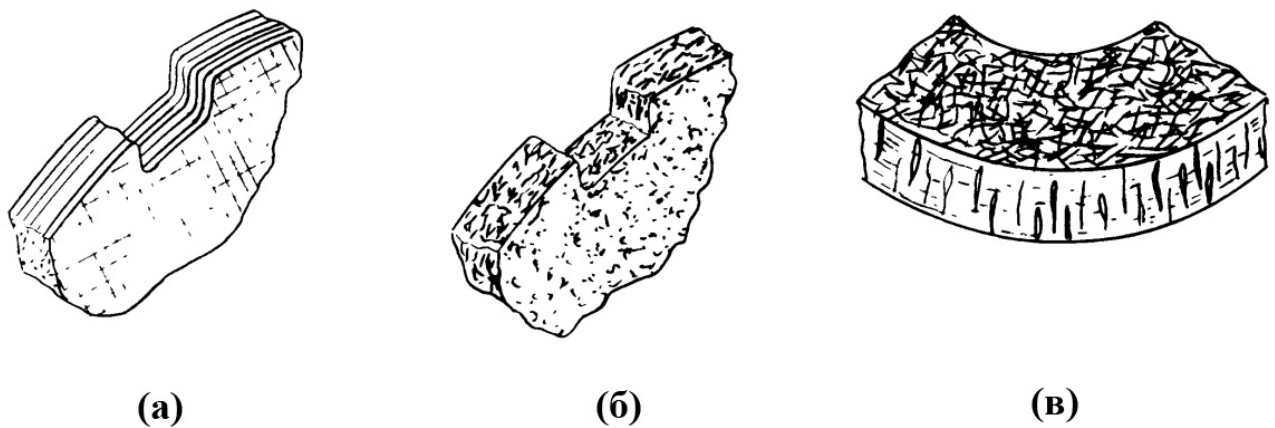


Рисунок 2 – Варианты армирования тормозных дисков из УУКМ:

(а) – слоистый УУКМ, армированный тканым наполнителем; (б) – квази-изотропный УУКМ на основе дискретного волокна; (в) – слоистый УУКМ на основе дискретного волокна.

Обычно при изготовлении УУКМ фрикционного назначения используют высокопрочные и высокомодульные углеродные волокна. Это обусловлено требованиями высокой теплопроводности, низкого температурного расширения и высоких механических характеристик. Распространены два основных способа получения заготовок: сшивание углеродными нитями, вырезанными в соответствии с размерами диска, слоев углеродного войлока или прессование смеси волокон с органической связкой (смолой или пеком) с последующей термообработкой (карбонизацией) с целью преобразования последней в углеродную матрицу волокнистого композита. Смешивание волокна со связкой может осуществляться различным образом.

На следующей стадии производства, волокнистый каркас будущего диска подвергается уплотнению с целью придания необходимых характеристик плотности и прочности, получения необходимых механических характеристик. Уплотнение пористых заготовок фрикционных УУКМ осуществляют путем пропитки газообразными или жидкими органическими реагентами и пиролиза реагентов внутри пор. В качестве исходного материала матрицы целесообразно использовать вещества, которые при обжиге дают малую степень усадки, способны к хорошей адгезии к углеродному волокну, имеют большой выход кокса.

На данный момент стоит отметить два метода формирования матрицы фрикционных УУКМ: метод химического осаждения из газовой фазы и метод жидкофазного насыщения [14].

При газофазном уплотнении используются газообразные углеводороды (чаще всего – природный газ, содержащий в основном метан, а также пропан и ацетилен), в потоке которых выдерживают заготовки, нагретые в вакуумной печи до температуры около 1000 °С, получая при осаждении однородную матрицу. Известно несколько методов газофазного осаждения:

- Изотермический: температура газа и каркаса поддерживается одинаковой, для получения матрицы необходимо несколько циклов с промежуточной механической обработкой. В основном используется для деталей малых габаритов;

- Термического градиента: температура каркаса в индукционной печи максимальна и постепенно уменьшается по направлению к стенке индукционной печи. Таким образом осаждение начинается в теле образца. Используется для заготовок большого размера;

- Градиента давлений: достигается более высокое давление газа внутри каркаса заготовки и, как следствие, происходит осаждение при прохождении газа через поры образца.

Процесс газозаполнения является весьма длительным и требующим создания сложного оборудования. Для достижения предельной 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 (высокая плотность, модуль упругости, 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.

Жидкофазное уплотнение заготовок осуществляется путем пропитки их расплавленными нефтяными и каменноугольными пеками при  $200-300^\circ\text{C}$ , фенольными и фурфуроловыми смолами, фурфуриловым спиртом с последующей карбонизацией. В некоторых случаях, с целью заполнения пор в каркасе процесс пропитки происходит при давлении до  $100 \text{ МПа}$ . Детали, пропитанные пеком, подвергаются последующей карбонизации в атмосфере азота, которую проводят при температурах  $650-1100^\circ\text{C}$  с контролируемой скоростью нагрева, которая определяется размерами заготовки. Для получения материала необходимой плотности при наличии минимальной пористости и необходимого уровня механических характеристик, все технологические этапы повторяются от 3 до 15 последовательных циклов. Иногда возможно проведение промежуточной графитации заготовок при температурах  $2200-3000^\circ\text{C}$  с целью уменьшения пористости материала [8].

Полная пропитка каркаса, которая затрудняется при использовании смол высокой вязкости, является необходимым условием получения материала с малой пористостью. Остаточная открытая пористость для УУКМ фрикционного назначения колеблется в районе 8-10%.

Одним из способов повышения плотности и снижения пористости материала, является создание изостатического давления при карбонизации пека. Подобная усовершенствованная

технология была разработана в РФ. Она основана на проведении пропитки и карбонизации на едином технологическом оборудовании при высоких давлениях (20-100 МПа) и позволяет сократить число циклов и продолжительность каждого из них при том, что плотность материала может быть повышена до 1,9-2,0 г/см<sup>3</sup>. Об эффективности уплотнения высоким давлением можно судить по данным таблицы 3.

Таблица 3. Влияние давления в процессе карбонизации на плотность УУКМ

Давление при карбонизации, МПа	Выход кокса, %	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>		Прирост плотности, %
		начальная	конечная	
Атмосферное	51	1,62	1,65	1,9
6,9	81	1,52	1,58	4,6
51,7	88	1,59	1,71	7,5
51,7	89	1,71	1,8	5,2
103,4	90	1,66	1,78	7,2

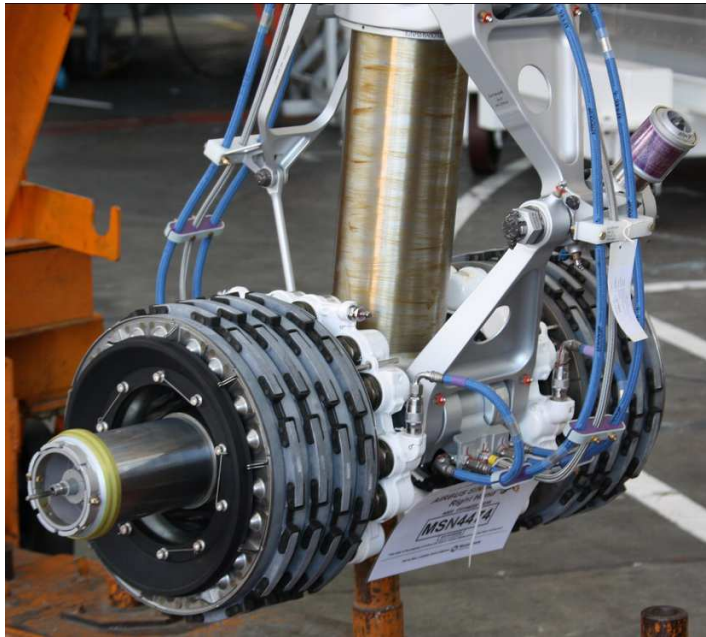
Карбонизация под давлением также дает более высокий выход кокса, что является дополнительным фактором повышения плотности материала [14]. Основными преимуществами метода жидкофазного уплотнения в сочетании с карбонизацией под давлением являются сравнительная простота технологии, возможность получения заготовок больших размеров, более низкая себестоимость материалов. Основными недостатками являются неоднородность материала по плотности и механическим свойствам, высокая дефектность и более низкие механические свойства по сравнению с материалами, полученными газофазным пироуплотнением.

Возможны варианты получения УУКМ с различными комбинациями уплотнения пироуглеродом и жидкими фазами. Так, например, для повышения жесткости волокнистого материала, пропитке смолами и пеками может предшествовать первичное упрочнение пироуглеродом [15]. Это обеспечивает повышение прочности получаемого материала в следствие хорошей адгезии на границе «волокно-матрица». Однако следует иметь ввиду, что при этом, из-за отличий в объемных и линейных изменениях матриц, полученных разными способами, могут возникать нежелательные внутренние напряжения, которые будут снижать механические характеристики полученного материала. Развитие методик производства материалов с двухкомпонентными матрицами, позволяет значительно расширить диапазон получаемых физико-механических характеристик [16].

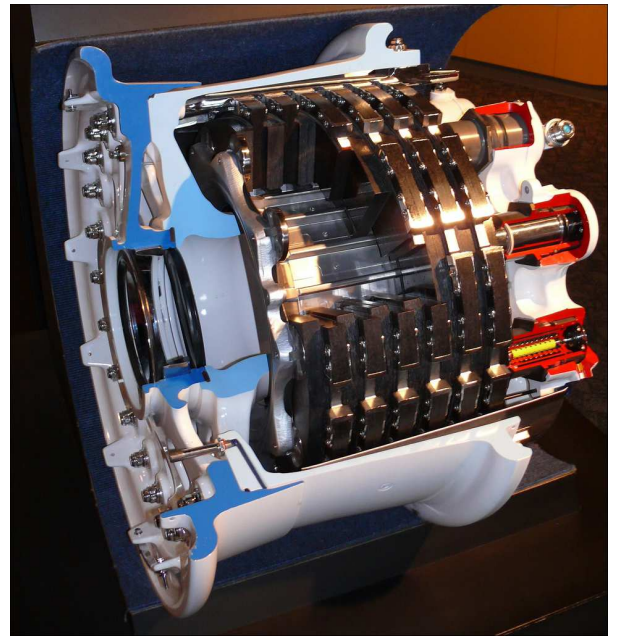
Последней операцией при производстве УУКМ является финальная термическая обработка заготовки. Она происходит при температуре на 200-300 °С превышающей максимальную температуру эксплуатации материала. Таким образом при термообработке материал приобретает свои эксплуатационные характеристики.

### 1.3 Условия работы тормозных дисков в конструкции авиационных тормозных систем

Специфика тормозных дисков из УУКМ обуславливает ряд особенностей конструкций тормозных систем при их использовании. Внешний вид конструкции тормозных систем самолетов приведен на рисунке 3.



(a)



(б)

Рисунок 3 – Внешний вид авиационной тормозной системы: (а) – система в сборе, (б) – система в разрезе.

Диски в тормозном пакете из УУКМ можно разделить на два типа: диски-статоры, закрепленные на барабане колеса и диски-роторы, вращающиеся вместе с валом колеса. Диски крепятся к барабану и валу при помощи шлицевого соединения.

Торможение самолета происходит путем обжатия пакета дисков при помощи блока поршней, при этом происходит соприкосновение рабочих поверхностей дисков. В результате возникающего трения механическая энергия преобразуется в тепловую и рассеивается, происходит остановка самолета. Общая схема работы и принцип срабатывания пакета тормозных дисков приведены на рисунке 4.

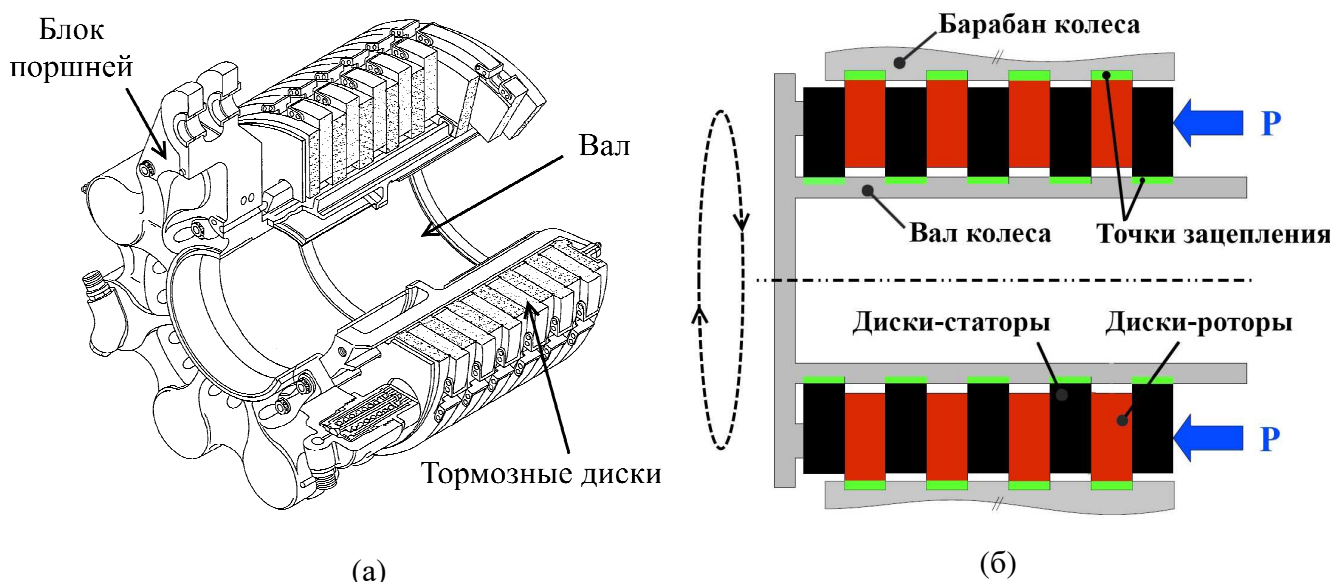


Рисунок 4 – Схема конструкции тормозной системы: (а) – схема с указанием основных рабочих узлов, (б) – иллюстрация принципа работы тормозной системы.

Существует два типа конструкций тормозных дисков: полностью углеродные и так называемые «секторные» (рисунок 5). Основу секторных дисков составляет несущий диск из жаропрочной стали, в металлических чашках которого устанавливаются секторы из УУКМ. Так как механические нагрузки воспринимаются преимущественно стальным каркасом, к углеродному материалу в этом случае не предъявляются высокие требования по прочности. К числу недостатков подобных дисков относятся сравнительно небольшой выигрыш в полетной массе, опасность коробления несущих дисков и чашек при больших термических нагрузках и ограниченный ресурс, обусловленный ограниченной толщиной выступающего за пределы чашек изнашиваемого слоя углеродных секторов [17].



Рисунок 5 – Конструкция тормозных дисков из УУКМ: (а) – диск с секторными накладками из УУКМ, (б) – монодисковый вариант тормозного диска.



Разработка высокопрочных УУКМ позволила использовать диски, полностью изготовленные из углеродного материала, которые свободны от указанных выше недостатков. Для защиты УУКМ при взаимодействии с металлическими деталями тормозной системы и защиты от разрушения при ударном воздействии с ободом колеса и корпусом тормоза, пазы тормозных дисков обрамляют металлическими накладками. Эти накладки имеют различную конфигурацию, которая зависит от размеров и условий нагружения дисков. Как правило, накладки, используемые в зонах шлицевого зацепления, изготавливают из сталей методами штамповки или точного литья, крепление защитных скоб осуществляется при помощи шпилек. В ряде конструкций тормозов накладки на шипы неподвижных дисков (статоров), менее нагруженные по сравнению с шипами вращающихся дисков (роторов), не используются. В этом случае статоры имеют большее количество шипов с более глубокими пазами, что обеспечивает увеличение площади контакта с направляющими корпуса тормоза и снижение нагрузки на индивидуальный шип.

В таблице 4 приведены сведения об эксплуатационных характеристиках тормозных дисков, использующихся в ряде самолетов российского производства [11].

Таблица 4. Основные характеристики авиационных тормозных систем российских самолетов

Самолет	Количество и размеры (мм) дисков		Энергонагруженность, $10^3$ кДж		Эксплуатационный тормозной момент, Н·м
	вращающихся	неподвижных	эксплуатационная	аварийная	
АН-124	5 (505÷340)×20,3	6 (480÷286)×20,3	31	57,2	27000
ТУ-160	5 (490÷320)×18,9	6 (456÷286)×18,9	26,5	64	22000
ТУ-214	5 (439÷292)×18,9	6 (410÷263)×18,9	18	43,5	18000
АН-70	5 (439÷292)×18,9	6 (410÷263)×18,9	22	-	17000
С-80	2 (318÷203)×18,2	3 (290÷177)×18,2	2,9	7	2650
ЯК-130	2 (318÷203)×18,2	3 (290÷177)×18,2	4,2	6,7	3650
АН-148	3 (414÷273)×22,0	4 (382÷242)×22,0	11	19	11000

В процессе эксплуатации тормозная система самолета участвует в целом ряде маневров, которые отличаются характером и условиями нагрузок на материал тормозных дисков:

- Руление при взлете и посадке;
- Различные режимы штатных торможений при посадке;

- Аварийный режим торможения (например, прерванный взлет);
- Удержание самолета на стоянке или месте старта при запуске двигателей.

Во всех режимах, кроме последнего, реализуется динамическое трение на поверхности тормозных дисков. При стоянке и запуске двигателей трение является статическим. Коэффициент трения УУКМ может изменяться в широком диапазоне в зависимости от условий эксплуатации и технологии изготовления материала. Материалы с пироуглеродной матрицей обладают оптимальными фрикционными свойствами при получении анизотропной слоистой матрицы. Для материалов с пековыми матрицами коэффициент трения зависит от отношения температур исходной обработки армирующего каркаса и финишной термической обработки. Коэффициент трения увеличивается с повышением финальной термообработки и уменьшается с увеличением температуры обработки каркаса.

Поглощаемая при торможении кинетическая энергия также влияет на коэффициент трения. Удельная кинетическая энергия при эксплуатации может изменяться от 0,3 кДж/см<sup>2</sup> при рулении самолета до 9,7 кДж/см<sup>2</sup> при прерванном взлете. При увеличении кинетической энергии происходит падение коэффициента трения УУКМ, причем в первую очередь это обусловлено ростом поверхностной температуры тормозных дисков [18].

Следует также отметить снижение коэффициента трения при росте давления на рабочих поверхностях дисков в случае попадания и адсорбции на рабочих поверхностях дисков жидкостей, используемых при обслуживании самолетов и зависимость коэффициента трения от условий окружающей среды. Стабильность коэффициента трения в основном достигается технологическими путями – повышением теплопроводности УУКМ, снижением пористости и повышением плотности [19-20].

Общей для всех многодисковых тормозных систем является проблема неполной реализации эффективности торможения, связанная с неравномерным распределением давления на диски в пакете из-за повышенного трения между металлическими накладками и направляющими на оси тормоза или ободу колеса: давление уменьшается по мере удаления от блока цилиндров гидравлической системы тормоза. Эффективная работа пакета дисков может быть достигнута за счет снижения коэффициента трения между дисками и направляющими в случае использования конструкции дисков без стальных накладок [17].

Важнейшей характеристикой тормозных дисков является их ресурс работы – количество полетов, в течение которых они сохраняют свою работоспособность. Здесь наиболее важным показателем выступает износостойкость УУКМ. Как и фрикционные свойства, она зависит от технологических параметров: природы армирующих волокон и матрицы, температур их термообработки, плотности материала и т. д., а также от режимов эксплуатации. Другим весьма важным показателем, от которого зависит ресурс углеродных дисков, является окислительная

стойкость материала. Повысить сопротивление углерод-углеродного материала окислению и замедлить окислительное изнашивание можно за счет изменения ряда технологических параметров и характеристик, влияющих на реакционную способность углерода. Достаточно эффективными методами являются повышение температуры термической обработки и плотности материала. Однако наиболее эффективное средство сопротивления окислению – нанесение покрытия на поверхности дисков [12, 13, 21].

В работе [22] было подробно рассмотрено изменение напряженного состояния фрикционных дисков из УУКМ типа ТЕРМАР в процессе торможения. Показано наличие двух основных зон возникновения напряженного состояния. При торможении происходит местный изгиб и сжатие углеродного материала в осевом направлении в области контакта под поршнями. Наибольшие нагрузки испытывает самый близкий к блоку поршней диск. При этом уровень изгибающих и сжимающих нагрузок составляет 5-10% от предела прочности материала, а материал работает в условиях многоциклового усталости. В зоне шипового соединения в процессе торможения возникает сложно-напряженное состояние, в результате воздействия на диск окружных усилий в области шлицевого зацепления. На диск действуют сжимающие напряжения, изгибающие напряжения под углом  $45^\circ$  к поверхности паза и напряжения среза в плоскости, перпендикулярной радиусу диска. Также в месте зацепления скоб шпильками действуют локальные растягивающие напряжения. Действующие напряжения схематично показаны на рисунке 6.

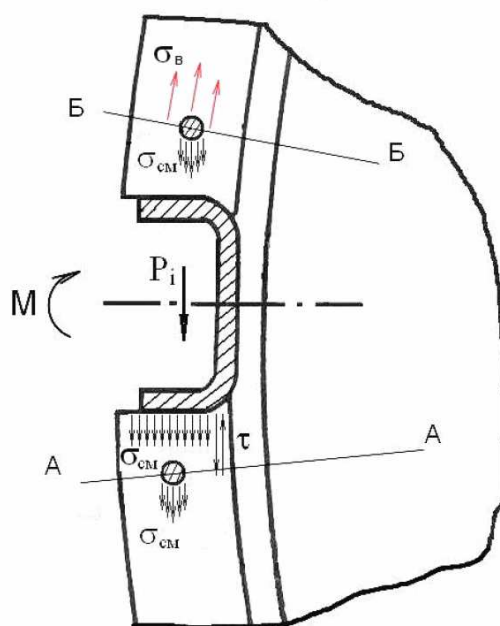


Рисунок 6 – Напряжения, действующие в зоне шлицевого зацепления «шип-паз» при торможении.

Усилия, возникающие при срабатывании тормоза в зоне шлицевого зацепления, пропорциональны действующему значению тормозного момента, который меняется как в процессе торможения, так и в процессе руления и технического обслуживания самолета. В пределах одного цикла «земля-воздух-земля» в зоне шлицевого зацепления «шип-паз» однократно действует пиковая нагрузка, максимальная по величине в первые секунды после начала торможения, и последующие 10-15 включений тормоза, вызывающие значительно меньшие по величине максимальные напряжения. Механика поведения материалов при воздействии высоких нагрузок, а также в конструкциях, работающих в области многоциклового усталости, но испытывающих редкие значительные перегрузки в результате пиковых режимов работы, подчиняется закономерностям малоциклового усталости [23]. В окружном направлении могут действовать максимальные напряжения, составляющие до 30-35% от предела прочности материала, в зависимости от режима торможения.

Проведенный автором анализ напряженного состояния в узле зацепления авиационных тормозных дисков показал, что наряду с прочностью при сжатии и изгибе, сопротивлением смятию и срезу, важной характеристикой является сопротивление действию циклических нагрузок в малоциклового области. Также были выделены наиболее важные, наряду с стандартными прочностными, характеристики, определяющие работоспособность УУКМ в данном типе конструкций: вязкость разрушения, сопротивление действию циклических нагрузок, особенно малоциклового, а также сопротивление воздействию ударных нагрузок.

#### 1.4 Теплофизические и трибологические свойства, износ и окисление УУКМ

Использование УУКМ в качестве фрикционных материалов тормозных дисков, работающих при повышенных температурах, обуславливает большое количество исследований посвященным трибологическим и теплофизическим свойствам этих материалов [7, 21, 24-28].

Наиболее важными теплофизическими характеристиками УУКМ, работающих в конструкциях тормозных систем, являются удельная теплоемкость, коэффициент теплопроводности и коэффициент термического расширения. Теплоемкость углерода определяется его химической природой и не зависит от его состояния и происхождения. Единственным способом увеличения теплоемкости УУКМ фрикционного назначения, а, тем самым, и доли поглощаемой пакетом тормозных дисков кинетической энергии при постоянном его объеме, является повышение плотности материала. Для коэффициента термического расширения наблюдается высокая анизотропия свойств для двух направлений тормозного диска. Его зависимость от структуры материала и технологических параметров мала [11].

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 и размерных соотношений, вида армирования, характера распределения волокон в матрице и т. д.

УУКМ фрикционного назначения чаще всего являются двумерно-армированными материалами с высокой степенью анизотропии. Так, теплопроводность сильно различается для двух направлений тормозного диска – перпендикулярно рабочей поверхности и вдоль нее. Первое ответственно за отвод тепла, выделяющегося в результате трения на рабочих поверхностях, вглубь дисков, и определяет поверхностные температуры, а в конечном итоге, характеристики трения. От второго зависит равномерность распределения температуры по поверхности и передача тепла в окружающую среду к контактирующим с дисками деталям и узлам тормоза. Так, по данным работы [11] максимальной теплопроводностью в обоих направлениях обладает материал на основе дискретных волокон.

В настоящее время проведено большое количество исследований, посвященных изучению механизмов износа УУКМ при трении. В их числе исследования температуры и давления при торможении [28-30], взаимодействия с газами при трении [31-32], изучения зоны третьего тела [33-34] и ее характеристик [35-36] и повреждения поверхности трения при торможении [37-39]. При низкотемпературном трении наблюдается высокий коэффициент трения и износа, а для поверхностей трения характерна высокая шероховатость [40]. Бороздки износа на поверхности УУКМ при низкотемпературном трении имеют большую ширину (до 20 мкм), что говорит о преобладании абразивного износа при низких температурах. При высокотемпературном трении наблюдается низкий коэффициент трения и износ, поверхности трения более гладкие. Это происходит по причине отделения более мелких частиц материала при повышенных температурах УУКМ [41].

Основной причиной износа УУКМ при эксплуатации является окисление [30]. На рисунке 7 показана зависимость потери массы образцов от температуры при окислении в атмосфере с присутствием ингибитора.

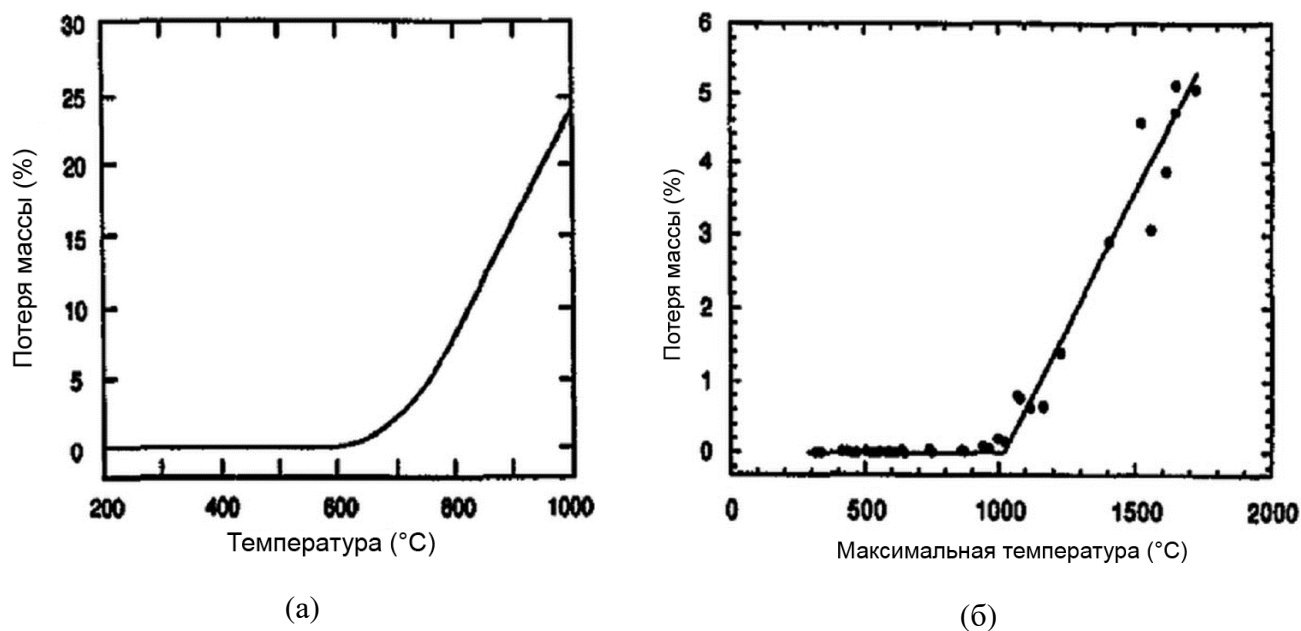


Рисунок 7 – Потеря массы УУКМ в зависимости от температуры: (а) – в среде 79% He и 21% O<sub>2</sub>; (б) – в среде с наличием ингибитора.

По причине окисления снижается коэффициент трения и увеличивается абразивный износ УУКМ [42]. Авторами в работах [43-46] исследован износ УУКМ с учетом условий работы в конструкциях авиационных тормозных систем. Ими показано, что окисление является основным механизмом износа тормозных дисков по причине высоких контактных температур при торможении.

В работе авторов [47] показана зависимость температуры, коэффициента трения, линейного износа и потери массы от давления при торможении для двух видов УУКМ с гладкой контактной поверхностью и грубой, высоко-текстурированной поверхностью. Результаты приведены на рисунке 8. По полученным данным видно, что температура поверхности для образца с гладкой матрицей выше, а также значительно выше и износ вследствие окисления поверхности. Все это приводит к падению коэффициента трения УУКМ с увеличением давления при торможении.

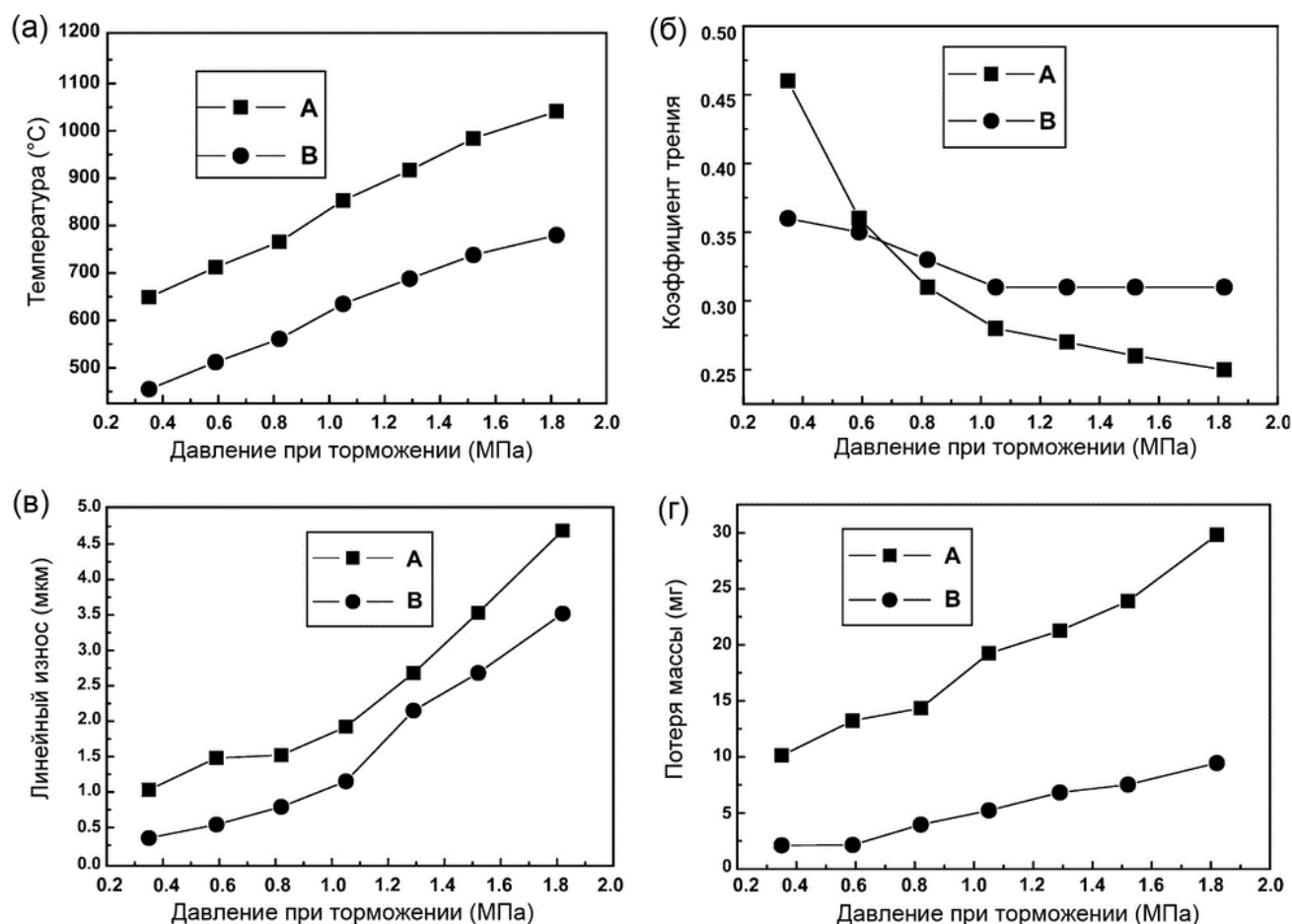


Рисунок 8 – Зависимость трения и износа от величины давления при торможении для двух различных видов УУКМ (А – гладкая матрица, Б – высоко-текстурированная матрица): (а) – температура, (б) – коэффициент трения, (в) – линейный износ, (г) – потеря массы.

В последние годы огромное количество исследований было посвящено поиску путей уменьшения окислительного износа УУКМ при повышенных температурах. Например, в работе [48] авторами приводятся данные о снижении окисления и уменьшении износа УУКМ при повышении плотности и температуры финальной термической обработки материала.

Исследователями в работе [42] показано, что стабилизации коэффициента трения и уменьшения износа возможно добиться при помощи модифицирования УУКМ различными наночастицами. Так, добавка наночастиц Si и SiC в структуру материала уже в малых концентрациях (порядка 0,3%) уменьшает износ. Однако подобные добавки являются довольно дорогими. Нанодобавки в форме карбидов и оксидов на поверхности дисков снижают износ при окислении УУКМ, однако иногда это приводит к увеличению абразивного износа, в зависимости от концентрации добавки на поверхности материала [42].

Температура УУКМ при торможении постоянно достигает высоких значений, затем снижаясь до комнатной. Такие температурные изменения приводят к кратковременному окислению УУКМ, которое особенно сильно влияет на механические свойства материала [49].

Свойства УУКМ зависят не только от структуры углеродного волокна и матрицы. Большое влияние оказывает граница раздела между ними. Многими исследователями показано, что окисление УУКМ преимущественно происходит на границе раздела «волокно-матрица» и в прилегающей к ней зоне, при этом разрушение границы приводит к росту окисления УУКМ [50]. Таким образом, увеличение механических свойств и уменьшение окисления УУКМ может быть достигнуто путем модифицирования границы раздела между волокном и матрицей [51]. Так, локальные добавки углеродных нановолокон, увеличивают сопротивление УУКМ окислению, однако при высоких температурах (выше 1000 °C) их влияние невелико [52].

Также для повышения стойкости к окислению используются различные керамические покрытия [53-55]. Однако, по причине несоответствия коэффициента термического расширения покрытия и УУКМ, в процессе эксплуатации покрытия может наблюдаться растрескивание, что приводит к окислению основного материала через образовавшиеся дефекты. В таком случае используют различные многослойные покрытия [55-60]. Адгезия покрытия на поверхности УУКМ должна быть достаточной для того, чтобы выдержать большое количество циклов возрастания температуры при торможении. Для повышения адгезии и предотвращения возникновения трещин в покрытия вводятся различные добавки, например, углеродные нанотрубки и фуллерены [55]. В настоящее время применяются следующие покрытия – SiC, TaC, TaB<sub>2</sub> [61-66]. Высокотемпературные керамики, используемые в качестве покрытий, обладают высокой температурой плавления (свыше 3000 °C), высокой твердостью, теплопроводностью, стойкостью к термическому удару и превосходной химической стабильностью [67-73]. Наиболее популярными являются покрытия на основе SiC по причине хорошей сочетаемости их свойств с УУКМ [27, 54, 74].

Фрикционные свойства УУКМ могут уменьшаться при их использовании в условиях повышенной влажности, взаимодействии с коррозионными средами или при взаимодействии поверхности торможения с маслом и поверхностно-активными веществами [20, 75, 76]. В связи с этим, перспективным является использование углерод-керамических композитов на базе C/SiC, обладающих высокой окислительной стойкостью и хорошими трибологическими характеристиками [77-79]. Одним из существенных преимуществ материалов C/SiC является высокая прочность на сдвиг, в 2,5-3 раза превышающая аналогичные значения для УУКМ [80]. Однако жидкий кремний взаимодействует с углеродными волокнами при производстве, повреждая их, что может приводить к снижению механических характеристик углеродных волокон, делая их хрупкими. Также, некоторое количество жидкого кремния может оставаться в свободной форме, не провзаимодействовав с углеродным волокном, что приводит к нестабильности трибологических свойств тормозных дисков [77]. С этим явлением можно



бороться путем введения керамических наполнителей ( $\text{SiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ) в матрицу при производстве материала [81].

Вид и технология армирования (дискретными волокнами, тканями и т.д.) слабо влияют на коэффициент трения УУКМ. Он в большей степени зависит от технологии производства УУКМ, в частности, с ростом температуры финальной термической обработки, коэффициент трения снижается. Однако вид армирования оказывает большое влияние на износ, который может повыситься в 2 раза для вариантов армирования тканями по сравнению с армированием дискретными волокнами. Данная особенность связана с более однородной структурой УУКМ при армировании дискретными волокнами, отсутствием крупных дефектов производства и делает их более предпочтительными для армирования УУКМ фрикционного назначения [11].

### 1.5 Механические свойства УУКМ

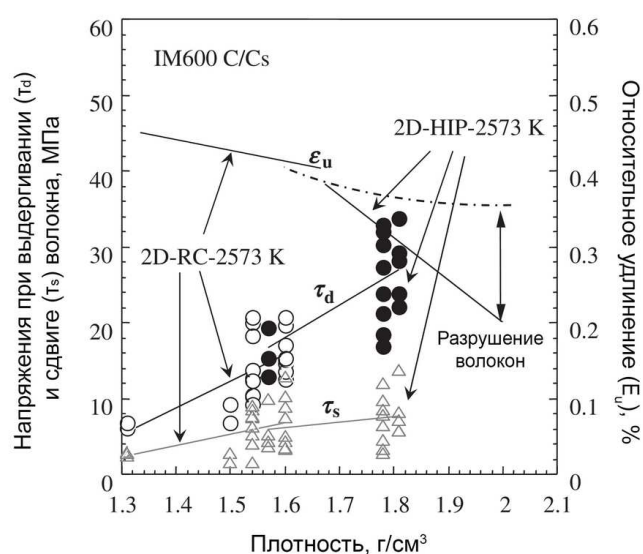
По причине сохранения комплекса упруго-прочностных характеристик вплоть до  $2500\text{ }^{\circ}\text{C}$  УУКМ в основном используются в конструкциях, работающих при повышенных температурах. Однако механическое поведение УУКМ до сих пор изучено не полностью, поскольку комплекс необходимых механических характеристик подобных материалов, в отличие от углепластиков и керамик, подчиняется конкретной цели применения. Наблюдается недостаток данных о механических свойствах УУКМ, необходимых для прогнозирования их работы в качестве деталей несущих конструкций и систем. В результате, применение УУКМ ограничено условиями относительно малых уровней нагрузки, а зачастую лишь условиями необходимой жаростойкости.

По причине многокомпонентности и высокой анизотропии, механизмы формирования механических свойств УУКМ довольно сложные. Механические свойства волокон и матрицы УУКМ, их объемная составляющая, свойства границы раздела – все эти характеристики вносят свой вклад в формирование механических свойств материала. Более того, при воздействии высоких температур, механические свойства УУКМ могут изменяться [82, 83].

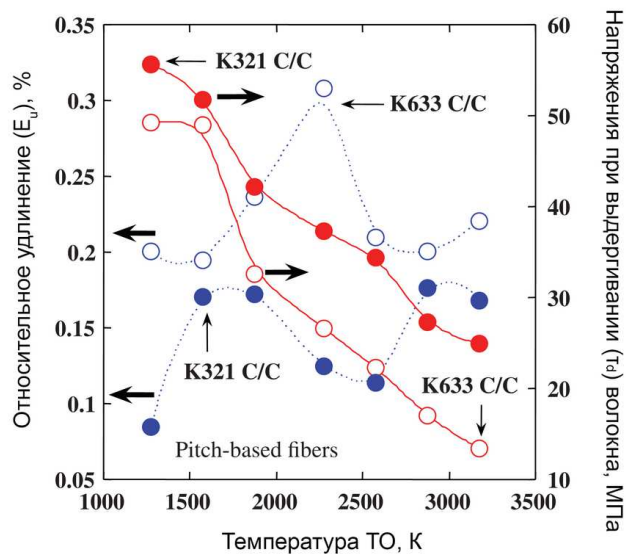
Прочность и разрушение УУКМ описываются теорией упрочнения твердых хрупких тел [84], согласно которой, если отношение адгезионной прочности границы раздела к когезионной прочности твердого тела находится в определенном диапазоне, то наблюдается повышение прочности хрупкого материала. Так, УУКМ с высокой прочностью границы раздела «волоконно-матрица» разрушаются хрупко, без наблюдаемого механизма выдергивания элементарных волокон из матрицы, в то время как материалы с более низкой прочностью границы раздела демонстрируют смешанный механизм разрушения и, как следовательно, более высокую прочность [12]. Снижение уровня напряжений в слоях матрицы, граничащих с волокном, может

быть снижено при подборе компонентов УУКМ с близкими значениями относительной деформации. Так как деформация матрицы до разрушения мала, несущий каркас УУКМ должен быть изготовлен из углеродных волокон с высокими значениями модуля упругости и относительно малой деформацией до разрушения [4].

В настоящее время, в большом количестве исследований [85-90] делается вывод о том, что механические свойства УУКМ в значительной степени зависят от свойств границы раздела «волокно-матрица». Так, по данным, приведенным на рисунке 9 (а), для трех различных марок перекрестно-армированных слоистых УУКМ (материала IM-600, армированного ПАН волокнами и материалов 2D-RC-2573K и 2D-HIP-2573K, армированных пековыми волокнами с объемной долей порядка 60%), прочность границы раздела увеличивается с ростом плотности материала. Однако с увеличением плотности наблюдается уменьшение относительного удлинения УУКМ [88]. Также по данным [91], показанным на рисунке 9 (б), наблюдается уменьшение прочности границы раздела с ростом температуры финальной термической обработки. Это связано с ростом локальных деформаций на границе «волокно-матрица» УУКМ при увеличении уровня графитации матрицы.



(а)



(б)

Рисунок 9 – Зависимость прочности границы «волокно-матрица» от характеристик УУКМ: (а) – зависимость от плотности; (б) – зависимость от температуры финальной термообработки.

Прочность границы раздела монотонно увеличивается с ростом температуры испытания, как это показано на рисунке 10 [92].

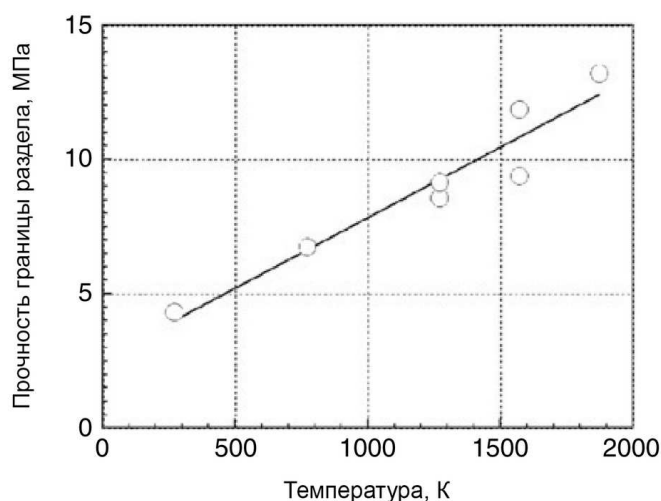


Рисунок 10 – Зависимость прочности границы раздела «волокну-матрица» УУКМ от температуры испытания.

Матрица УУКМ претерпевает значительные деформации в процессе своего формирования вследствие термического расширения: при переходе из жидкого состояния в твердое и при графитации и охлаждении до комнатной температуры. Значительные термические напряжения, аккумулирующиеся в матрице УУКМ [93] в направлении параллельно и перпендикулярно границе раздела с волокном, снижают прочность границы «волокну-матрица». Таким образом, основным механизмом повышения граничной прочности при повышенных температурах является релаксация термических напряжений в углеродной матрице при росте температуры.

Авторами многих работ было изучено влияние различных параметров производства на прочность при одноосном растяжении УУКМ, в частности влияние температуры термообработки [94-95], прочности на границе раздела «волокну-матрица» [96-97], наличия дефектов структуры [98-100]. Так, прочность на растяжение УУКМ повышается с ослаблением прочности границы раздела «волокну-матрица» и с увеличением плотности материала [89]. На рисунке 11 приведен обобщенный характер зависимости прочности при одноосном растяжении и типа разрушения УУКМ от температуры финальной термообработки [5].

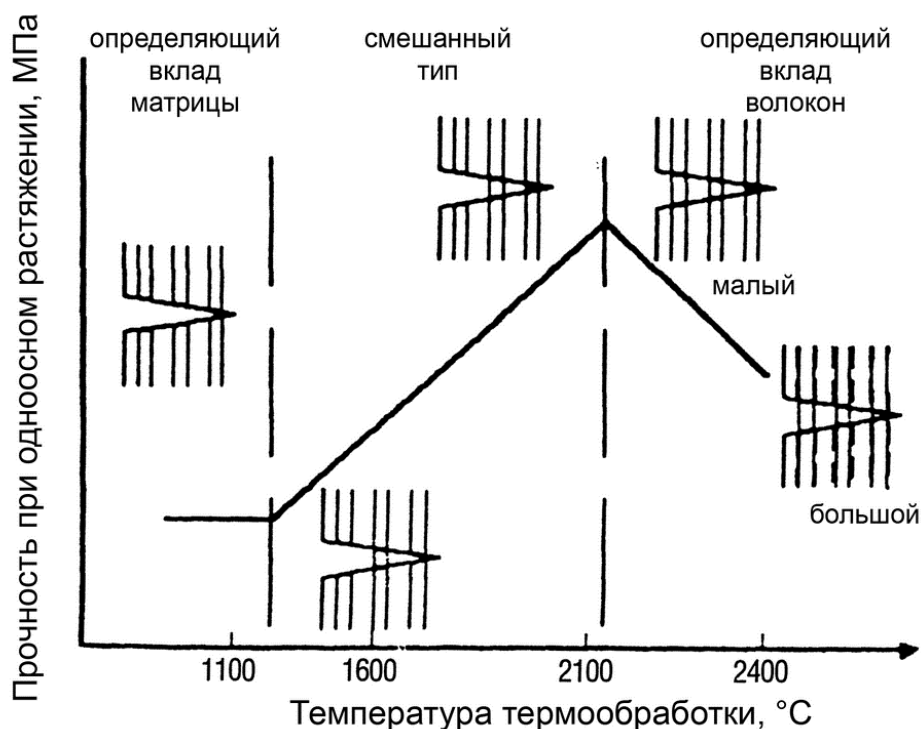


Рисунок 11 – Зависимость типа разрушения и прочности при одноосном растяжении УУКМ от температуры термообработки.

Прочность УУКМ на растяжение начинает возрастать, начиная с температуры испытания 1200 °C [8]. Прочность возрастает примерно на 10-20% при испытании в инертной атмосфере при температуре 2000 °C. Однако при испытаниях на воздухе прочность снижается примерно на 10% по причине окисления материала и потери массы.

Прочность УУКМ при испытании на сжатие в основном определяется межслоевой сдвиговой прочностью [101, 102], но само разрушение зарождается в объеме материала с внутренними дефектами структуры, такими как локальные расслоения, изгибы волокна и т.д. При высокотемпературных испытаниях, аналогично с испытаниями на растяжение, характерен рост прочности при сжатии вплоть до температур около 2000 °C и постепенное снижение при более высоких температурах. В рамках работы [11] были исследованы механические характеристики фрикционных УУКМ различных марок и схем армирования. При испытании на сжатие наибольшей прочностью обладали материалы, армированные дискретными волокнами и непрерывными ортогонально расположенными тканями. Материалы, армированные различными вариантами плетений из волокон, несколько уступают в прочности на сжатие.

Прочность на изгиб более чувствительна к характеру армирования материала. В этом случае наибольшими значениями обладают материалы с различными вариантами плетения и армированные высокопрочными тканями на основе ПАН-волокон. Однако авторами был сделан

вывод, что оптимальными характеристиками обладает материал, армированный длинным дискретным волокном [11].

При всей значимости влияния типа волокон и матрицы УУКМ, наличия дефектов, технологии производства и схемы армирования материала, основное влияние на формирование механических свойств оказывает прочность границы раздела «волокно-матрица». Таким образом, модели разрушения УУКМ должны учитывать вклад прочности границы раздела.

### 1.5.1 Вязкость разрушения УУКМ

Для таких материалов как УУКМ, имеющих внутренние дефекты вследствие процесса изготовления, вязкость разрушения является важным параметром, предопределяющим их использование в конструкциях в процессе нагружения. По причине сложности определения и расчета вязкости разрушения, в настоящий момент получено недостаточное количество данных, касающихся сопротивления распространению трещин в УУКМ [2].

Полученные результаты свидетельствуют о зависимости параметров вязкости разрушения от типа армирующего волокна УУКМ и ориентации нанесенного концентратора относительно структуры армирующего каркаса. Для УУКМ наблюдается анизотропия вязкости разрушения. Так для армированных тканями 2D-УУКМ наблюдается расслоение и отклонение трещины от нормального распространения при испытаниях образцов с надрезом, нанесенным перпендикулярно укладке армирующих слоев [103]. Значения коэффициента интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ ) в этом случае равного  $7,6 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  не являются корректными по причине неприменимости линейной упругой механики разрушения к псевдо-пластическому характеру разрушения УУКМ [104]. Параметр линейной механики разрушения может быть применен в случае распространения трещины нормального отрыва относительно нанесенного первоначального концентратора, например, между слоями в 1- и 2D армированных УУКМ.

Трещины и иные дефекты, которые формируются во время первого цикла пропитки каркаса УУКМ, могут увеличиваться в процессе пропитки и термообработки в результате роста термических напряжений. В 2D УУКМ расслоения могут возникнуть в материале непосредственно в процессе производства.

Межслоевая вязкость разрушения 2D УУКМ может быть увеличена почти вдвое путем введения третьей фазы дисперсных частиц графита. Частицы уменьшают усадку углеродной матрицы в процессе карбонизации и увеличивают вязкость разрушения УУКМ путем ветвления и затупления магистральной трещины [2]. Также при производстве 2D УУКМ по подобной технологии практически не наблюдалось расслоений, а при формировании конечного продукта требовалась более простая механическая обработка заготовок.

Углеродные волокна, как и углеродная матрица, являются хрупкими материалами с точки зрения механики разрушения. Однако объединение их в УУКМ с оптимальными свойствами на границе «волокно-матрица» и оптимальной объемной долей волокна, приводит к повышению их вязкости разрушения. Высокую стойкость к распространению трещин в УУКМ можно наблюдать по характеру диаграммы нагружения. Так называемый псевдо-пластический характер разрушения (рисунок 12) свидетельствует о наличии ступенек на диаграмме деформации УУКМ по причине механизма выдергивания волокна из матрицы, являющегося доминирующим при распространении трещины. Подобный характер разрушения характерен для материалов с высокой вязкостью разрушения [2].

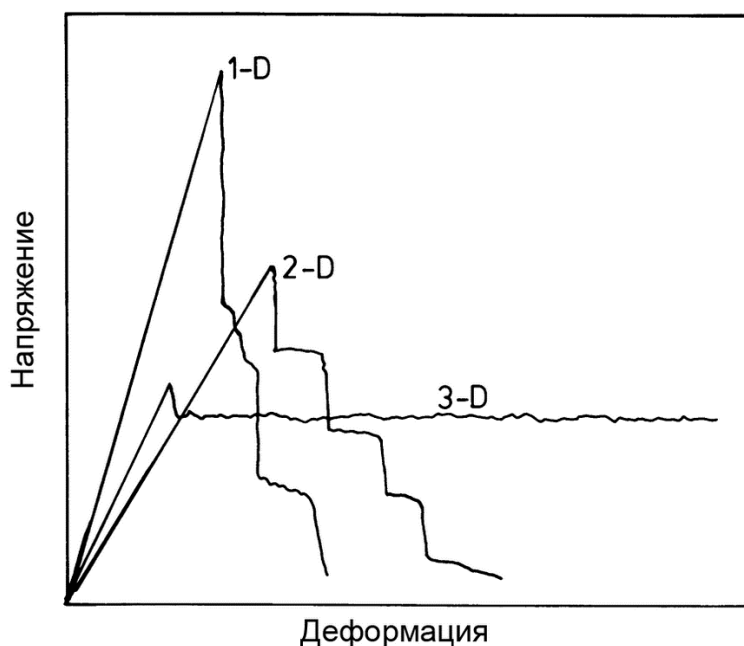


Рисунок 12 – Диаграмма деформации УУКМ при испытании на вязкость разрушения для различных схем армирования.

Вязкость разрушения УУКМ зависит от многих параметров, таких как армирующий каркас и схема армирования, тип матрицы и свойства границы раздела «волокно-матрица» [5]. Среди микромеханических процессов, влияющих на вязкость разрушения УУКМ, имеет место растрескивание матрицы, расслоение на границе «волокно-матрица», разрушение волокон, рассеивание напряжений в материале, трение на границе «волокно-матрица», эффект стягивания берегов трещины армирующими волокнами и процесс выдергивания элементарных волокон из матрицы.

Так, в работах [5, 105] сделан вывод о том, что наибольшие значения вязкости разрушения демонстрируют 3D армированные УУКМ, в то время как варианты УУКМ, армированные дискретными волокнами или 2D тканями демонстрируют меньшие значения вязкости разрушения. Однако 3D УУКМ по сравнению с 2D демонстрируют меньшую

сдвиговую прочность. В целом, вязкость разрушения УУКМ на порядок, а иногда и на несколько порядков выше вязкости разрушения графита и высокотемпературных керамик. Для слоистых материалов вязкость разрушения сильно зависит от частоты чередования слоев [106]. При этом вязкость разрушения выше для материалов с большей толщиной армирующих слоев. Разрушение УУКМ в основном происходит скачкообразно, путем выдергивания волокон из матрицы, а кривые нагружения демонстрируют высокую нелинейность. По другим результатам [107] вязкость разрушения 2D материалов выше, чем у 3D и 4D материалов, при этом она сильно зависит от отклонения трещины при ее распространении в материале.

Наряду с перечисленными преимуществами УУКМ в предыдущих разделах диссертации, данным материалам присущ ряд недостатков, одним из которых является невысокая вязкость разрушения. В механике разрушения предполагается, что условия, при которых происходит распространение трещин или процесс разрушения материала можно описать одним параметром, в соответствии с которым и оценивают прочность детали с трещиной. В настоящее время единого подхода к оценке напряженного состояния у вершины трещины и методикам определения вязкости разрушения УУКМ нет. Наиболее часто в практике используется методы линейной механики разрушения, в качестве критерия используют величину коэффициента интенсивности напряжений.

Методы оценки прочности с использованием какого-либо из критериев разрушения, в качестве которого может выступать коэффициент интенсивности напряжений ( $K$ ),  $J$ -интеграл, раскрытие в вершине трещины ( $COD$ ), подробно рассмотрены в работах [108, 109]. Авторы в работе [110] рассчитывают параметр  $K_{Ic}$  для УУКМ и строят  $R$ -кривые, измеряя длину трещины при испытании методом изменения электрических потенциалов. Здесь отмечается, что УУКМ с низкой прочностью на границе «волокно-матрица» демонстрирует возрастание  $R$ -кривой со значительно большим уклоном, чем УУКМ с сильной межслоевой прочностью. В работе [111] было исследовано распространение трещины при внецентренном растяжении компактных образцов при помощи критерия  $K_{Ic}$  и построены  $R$ -кривые сопротивления материала. Авторы этой работы делают вывод о сдвиговых напряжениях, присутствующих у вершины трещины, которые приводят к выдергиванию волокон из матрицы композиционного материала. Вывод о возможности использования критерия коэффициента интенсивности напряжений, независимо от типа испытания (внецентренное растяжение или трехточечный изгиб) и размеров образцов делается и в работе [112]. Также в работе было определено, что основные повреждения происходят в зоне диаметром порядка 1 мм перед вершиной трещины. Авторы в работе [113] говорят о возможности применения критерия  $K_{Ic}$  для УУКМ в случае, если длина нанесенного концентратора много больше его радиуса при вершине. Отмечается, что зона пластической

деформации у вершины трещины мала (примерно 0,5 мм в диаметре), что позволяет применить закономерности линейной упругой механики разрушения.

В работах [114, 115] авторами сделан вывод об упрочнении композита за счет стягивания волокнами краев трещины в матрице. Распространяясь по телу хрупкой матрицы, трещина останавливается на границе раздела с волокном, которое стягивает края трещины, и тем самым повышает вязкость разрушения [116]. Авторы также отмечают решающее влияние прочности границы раздела «волокно-матрица» на повышение вязкости разрушения материала. В работе [117] говорится о характере разрушения многомерных УУКМ, при котором сопротивление распространению трещин описывается с использованием  $R$ -кривых. Причиной использования данного параметра является перераспределение напряжений в зоне перед вершиной трещины, где микроразрушения приводят к преимущественно сдвиговому разрушению и повышению вязкости разрушения.

Применимость критериев линейной упругой механики разрушения возможна и для 2D УУКМ[85]. В случае испытания 3D материалов критерий  $K_{Ic}$  применить не удалось, наблюдались множественные расслоения в материале. При этом вязкость разрушения 3D УУКМ намного выше по причине большего сопротивления сдвиговым деформациям и более низкой прочности на границе раздела «волокно-матрица». В результате чего, авторами был сделан вывод о малой чувствительности к надрезу 3D УУКМ.

Работы коллектива авторов [118, 119] посвящены исследованию разрушения 2D УУКМ с диагональным расположением армирующих волокон в слоях. Здесь тип разрушения изменяется с моды I типа на II тип при переходе от расслоения к нестабильному росту трещины. Микротрещины в матрице между армирующими слоями играют важную роль в упрочнении материала, а подобный «зигзагообразный» характер разрушения (рисунок 13) с повторением циклов неконтролируемого/контролируемого распространения трещины ведет к значительному повышению вязкости разрушения. В данных работах вязкость разрушения УУКМ определялась при помощи построения  $R$ -кривых разрушения при внецентренном растяжении компактных образцов.



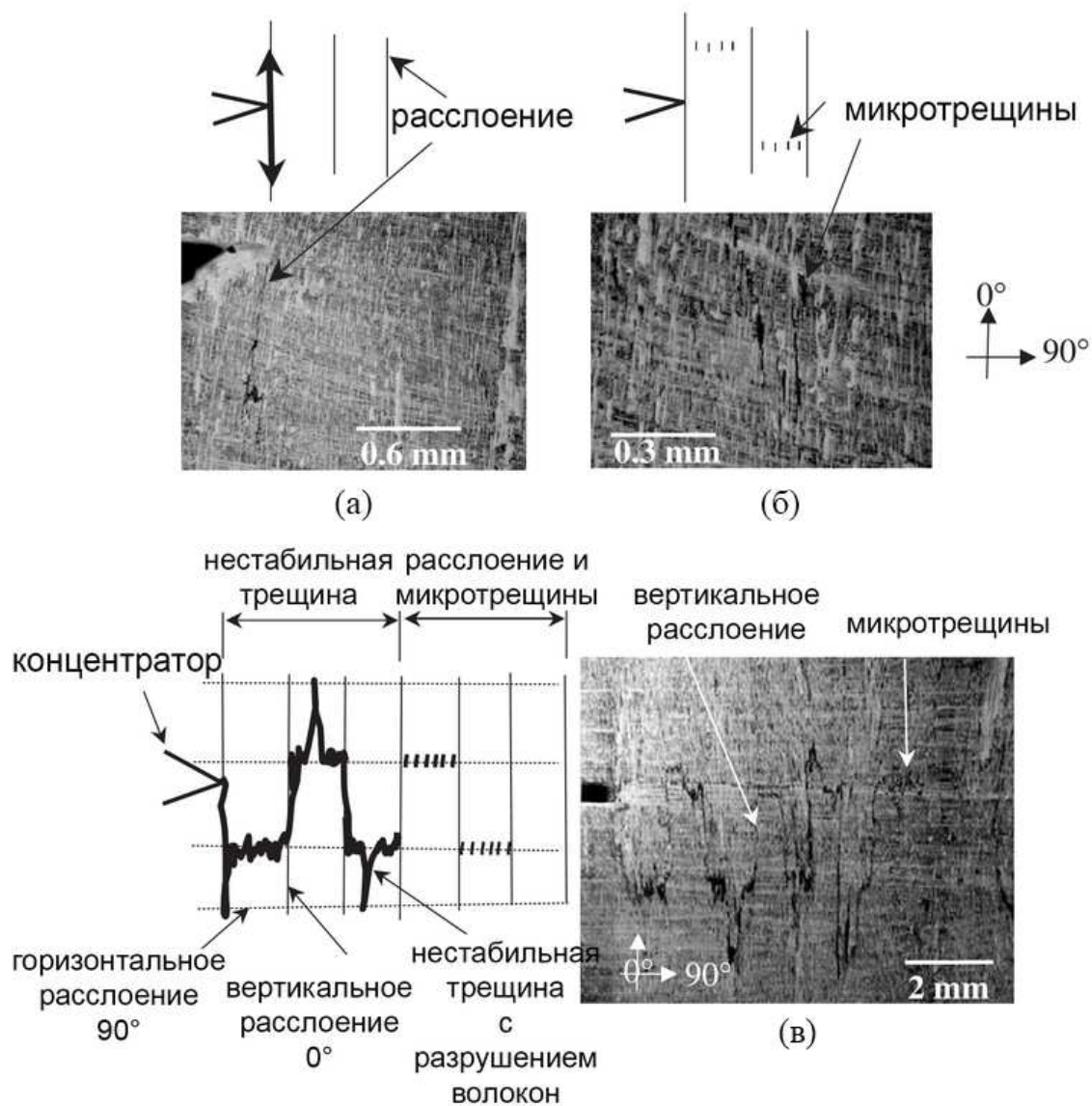


Рисунок 13 – Механизм разрушения 2D УУКМ с диагональным расположением армирующих волокон: (а) – расслоение, (б) – формирование микротрещин, (в) – нестабильный рост трещины.

По данным статьи [120] дефекты, образуемые при производстве УУКМ оказывают влияние на вязкость разрушения 3D УУКМ, армированных тканями. Появление дефектов в зоне распространения трещины снижает вязкость разрушения, при этом наиболее опасными являются дефекты укладки армиующего каркаса.

В ряде работ описывается изменение типа диаграммы разрушения и характера распространения трещин в УУКМ. Так в работе [121] говорится о влиянии графитации на механические свойства. Наблюдается падение прочности УУКМ после объемного уплотнения. Однако повышение плотности приводит к увеличению вязкости разрушения. Такое изменение связано с уменьшением адгезии на границе «волокно-матрица» и, следовательно, к увеличению работы, необходимой на распространение трещины в материале. При приложении нагрузки

трещина идет по границе между волокном и матрицей, происходит выдергивание волокон по сдвиговому механизму при разрушении. Характер разрушения материала изменяется с хрупкого на псевдо-пластический, о чем свидетельствует характер кривых «нагрузка-раскрытие трещины» (рисунок 14).

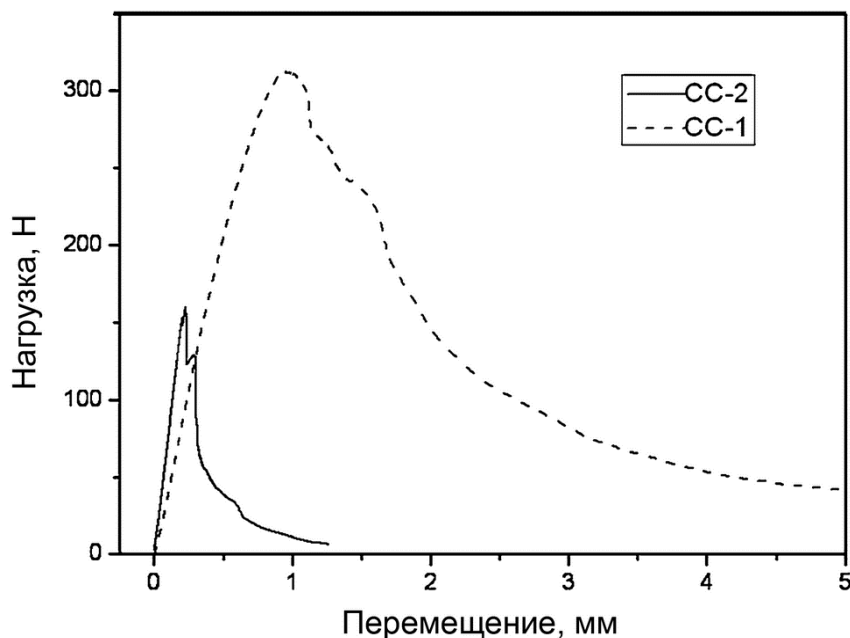


Рисунок 14 – Характер кривых нагрузки, соответствующих хрупкому разрушению УУКМ (СС-2) и псевдо-пластическому (СС-1).

Схожий характер и повышение вязкости разрушения материала описывается в работах [122-123] при введении в матрицу вязких связующих или при уменьшении плотности матрицы [124]. Трещина формируется в матрице вблизи волокна, это происходит из-за разницы коэффициента термического расширения волокна и матрицы. Связь между волокном и матрицей ослабевает и при увеличении нагрузки происходит послойное распространение трещин по микротрещинам в материале. Известно, что механические свойства 2D УУКМ сильно зависят от их плотности. Так с понижением плотности растёт число пор, в том числе и больших. Эти относительно большие поры могут уменьшить силу сцепления на границе «волокно-матрица». При этом прочность УУКМ падает, однако при возрастании количества пор увеличивается путь распространения трещин в материале и, следовательно, увеличивается вязкость разрушения материала [125].

При псевдо-пластическом характере разрушения при достижении максимума нагрузки на диаграмме испытания не наблюдается полного разрушения образцов. Поверхность образцов, разрушившихся хрупко, гладкая с малым количеством выдернутых волокон (рисунок 15 (б)). Это означает, что трещина распространяется без ответвлений. В свою очередь, более вязкие образцы имеют неровную поверхность разрушения (рисунок 15 (а)). Первоначально трещины

возникают в матрице, потом распространяются по границам раздела. Границы раздела являются барьерами для распространения трещин и увеличивают вязкость разрушения. Ответвления трещин, расслоение или выдергивание волокон увеличивают необходимую работу, затраченную на разрушение и приводят к повышению вязкости материала. Схожее поведение УУКМ показано в работах [126-129].

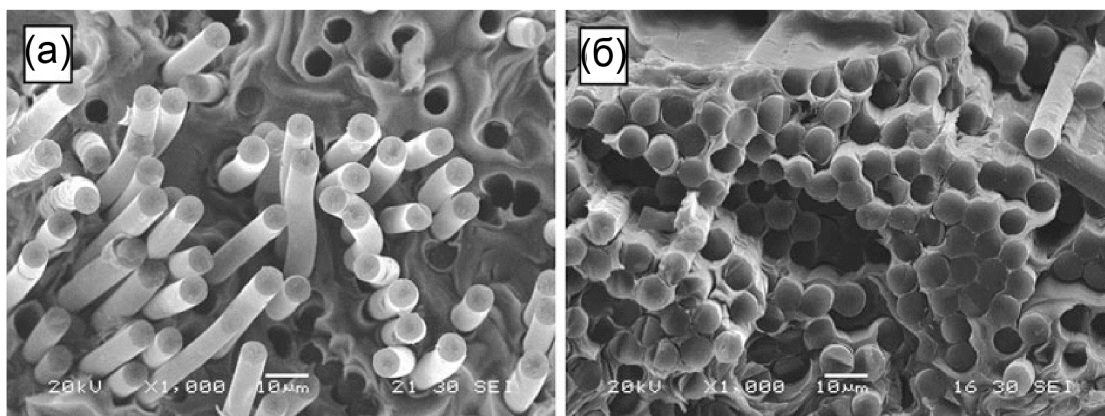


Рисунок 15 – Поверхность разрушения УУКМ: (а) – псевдо-пластическое разрушение; (б) – хрупкое разрушение.

Таким образом, по данным многочисленных исследований [100,130-132] можно сделать вывод о решающем вкладе границы раздела «волокно-матрица» при повышении вязкости разрушения УУКМ. Высокая прочность границы раздела характерна для хрупких материалов с низкой вязкостью разрушения.

В литературе встречаются различные варианты повышения вязкости разрушения УУКМ, такие как, использование многослойных матриц [133-134] и добавка различных наполнителей в матрицу (сажа, коллоидный графит, углеродные нано трубки, цирконий и др.) [135-137]. Вязкость разрушения УУКМ может контролироваться правильным выбором типа матрицы и технологии производства [138].

Стандартные методы испытаний на вязкость разрушения металлических [139-140], и керамических материалов не могут быть применены для испытаний композитов, а стандарты испытаний композиционных материалов с эпоксидными матрицами [141-143] определяют методы оценки вязкости разрушения только при расслоении. Унифицированной методики определения  $K_{Ic}$  и  $J$ -интеграла композиционных материалов не найдено, а стандартов испытаний на вязкость разрушения УУКМ не существует.

В Российской Федерации испытания УУКМ на вязкость разрушения проводятся на основе методики, разработанной в АО «НИИГрафит», по которой определяют критический параметр вязкости разрушения –  $K_{Ic}$  с использованием диаграмм «нагрузка-прогиб».

Принципиальное различие предлагаемой методики с методами расчета [108, 139] заключается в корректировке гамма-функции, зависящей от размеров образца.

При испытаниях на вязкость разрушения образцов УУКМ по методике определения  $K_{Ic}$  зачастую не представляется возможным выполнение жестких условий проведения испытаний, поэтому зачастую более целесообразным является использование энергетического критерия  $J_{Ic}$ . Так, авторами в работе [144] разработана новая методика расчета вязкости разрушения на основе  $J$ -интеграла, которая учитывает не только работу возникновения трещины, но и работу ее распространения в материале. Однако данная методика применена только к композитам с керамической матрицей. Процесс разрушения определяется формированием зоны микротрещин в объеме материала, а вклад вязкости разрушения у вершины трещины мал. Стягивание в зоне у вершины трещины является главенствующим упрочняющим механизмом. При этом параметры механизма стягивания зависят от объемной доли волокон, их диаметра и длины. Схематично подобный характер разрушения показан на рисунке 16.

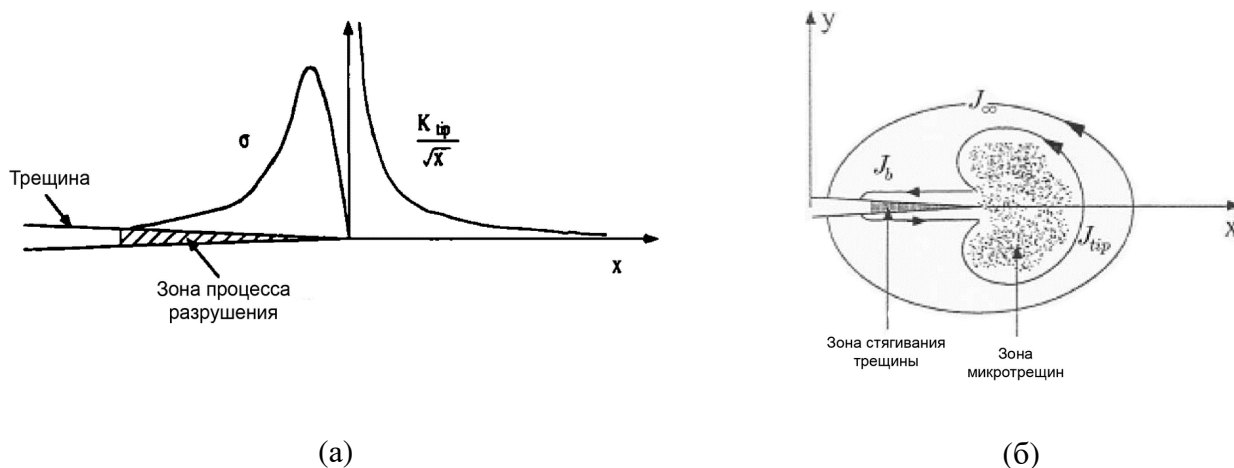


Рисунок 16 – Схематическое описание разрушения по данным: (а) – распределение напряжений в зоне у вершины трещины [144], (б) – контуры с различными механизмами разрушения у вершины трещины [145].

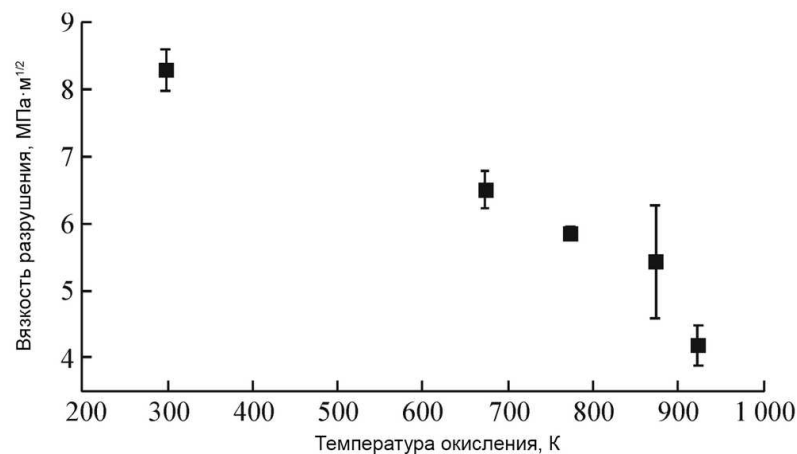
Наблюдается взаимодействие точки концентрации напряжений у вершины трещины с зоной протекания процессов разрушений перед вершиной трещины. Применение данной методики позволяет построить зависимости типа  $R$ -кривых, используя данные раскрытия трещины, а не фактического прироста трещины, определение которого затруднено по причине ветвления трещины в УУКМ.

В работе [146] описана методика испытания, основанная на определении  $J$ -интеграла по методу Бигли и Лендиза [147]. Определение момента старта трещины в данной методике

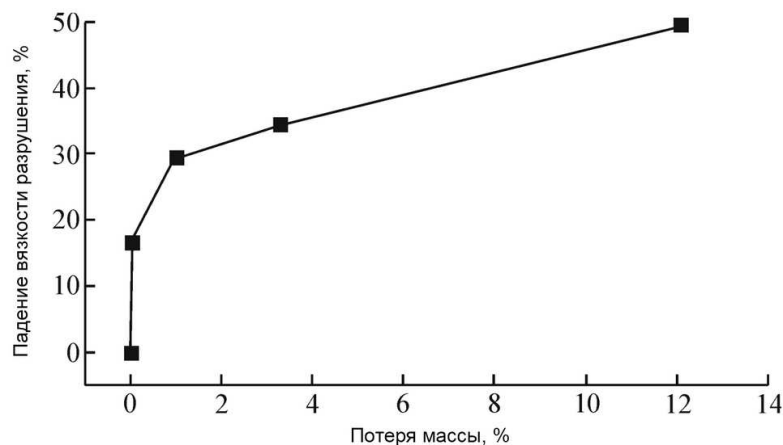
происходит при помощи записи сигналов акустической эмиссии, что увеличивает точность получаемых данных. Однако явным недостатком предложенной методики является необходимость использования большого количества образцов для получения достоверных результатов.

В работе [148] утверждается о неприменимости линейной упругой механики разрушения для УУКМ армированных непрерывными тканями, так как наблюдается высокая нелинейность кривой нагрузки в процессе испытания. Для материалов, армированных дискретными ПАН-волокнами удалось определить параметр  $K_{Ic}$ , однако интенсивность напряжений зависит от длины нанесенного концентратора, что не удовлетворяет условиям линейной упругой механики разрушения. Вязкость разрушения сильно зависит от положения нанесенного концентратора относительно слоев армирующего каркаса материала. Вывод о правильности выбора критерия упруго-пластической механики разрушения  $J$ -интеграла при оценке вязкости разрушения многомерных УУКМ был сделан и в работе [107]. В связи с вышеизложенным, параметр  $J$ -интеграл является предпочтительным для описания вязкости разрушения УУКМ.

Вязкость разрушения УУКМ падает вследствие окисления при высоких температурах испытания. При этом чем больше потеря массы, тем ниже вязкость разрушения [149]. В данной работе был определен критерий  $K_{Ic}$  и построены температурные зависимости вязкости разрушения (рисунок 17).



(a)



(б)

Рисунок 17 – Зависимость вязкости разрушения УУКМ от температуры испытания (а) и потери массы образца при окислении (б).

Потеря массы на 0,05% может понизить вязкость разрушения на 16,6%. Падение вязкости на 50% достигается при потере массы на 12%. Наибольший вклад в разрушение вносит окисление поверхности границы раздела «волокно-матрица». Нанесение покрытий и введение в структуру УУКМ частиц карбида кремния [150], углеродных нанотрубок [151] помогает снизить окисление и повысить вязкость разрушения при высоких температурах.

Запись данных акустической эмиссии широко применяется при испытании УУКМ на вязкость разрушения. В частности, в работах [152-153] авторы наблюдали хорошую корреляцию между протеканием процессов разрушения во время испытания и получаемыми сигналами акустической эмиссии, регистрируя момент старта трещины по возрастанию количества сигналов при испытаниях на трехточечный изгиб. По данным акустической эмиссии возможно описать процессы, проходящие при разрушении и распространении трещин, а также типы разрушения (тип I, тип II, тип III) материалов [154]. Авторами на основе данных акустической эмиссии делается вывод о процессах, происходящих на каждом из участков кривой нагружения: деформация и возникновение трещин в матрице, микроотслоения на границе «волокно-матрица» и распространение магистральной трещины, сопровождающееся разрушением волокон и их выдергиванием из матрицы.

### 1.5.2 Межслоевая сдвиговая прочность УУКМ

Сдвиговые деформации могут стать определяющими в процессе разрушения в случае нагружения перпендикулярно оси тормозного диска или в случае присутствия структурных

дефектов в УУКМ [155-158]. Сдвиговые деформации могут приводить к межслоевому разрушению материала, которое очень опасно по причине низкой межслоевой прочности УУКМ по сравнению с прочностью на сжатие и одноосное растяжение. Изучение процессов, происходящих при межслоевом разрушении необходимо для получения представлений о механизмах поведения УУКМ в условиях сложнапряженного состояния, приближенных к реальным условиям работы в авиационных тормозных системах.

В настоящее время существует два основных метода испытания по определению межслоевой прочности: сжатие образцов с двумя надрезами и изгиб образцов с двумя надрезами по методу Иосипеску (Iosipescu). Обе методики испытания приведены в ASTM C1292. Внешний вид образцов показан на рисунке 18.

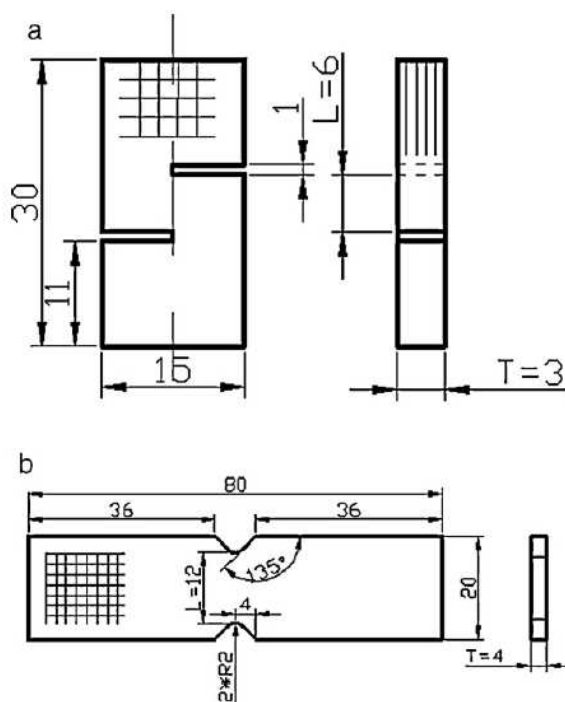


Рисунок 18 – Внешний вид образцов для испытания на межслоевую прочность: (а) – образец с двумя надрезами, (б) – образец Иосипеску (Iosipescu).

Авторами в статье [156] сделан вывод о равенстве результатов, полученных в результате испытаний по двум описанным выше методам для УУКМ с пироуглеродной матрицей, армированных ПАН-волокнами. При этом метод испытания образцов с двумя надрезами обладает преимуществами, а именно возможностью проведения испытаний при высоких температурах [159] и применением образцов более простой конфигурации [158]. Полученные авторами данные свидетельствуют о зависимости полученных результатов от скорости приложения нагрузки при сжатии (рисунок 19 (а)). При более низких скоростях нагружения (0,005 мм/мин) наблюдается псевдо-пластический характер разрушения, в то время как при скорости 0,25 мм/мин наблюдается хрупкое разрушение. Скорость нагружения влияет на

распространение трещин в материале, увеличивая длину выдернутых волокон при более медленном нагружении.

При увеличении температуры испытания наблюдается рост межслоевой прочности УУКМ (рисунок 19 (б)). Такой эффект наблюдается по причине уменьшения остаточных напряжений УУКМ, дегазации поверхности и увеличения прочности волокон [156].

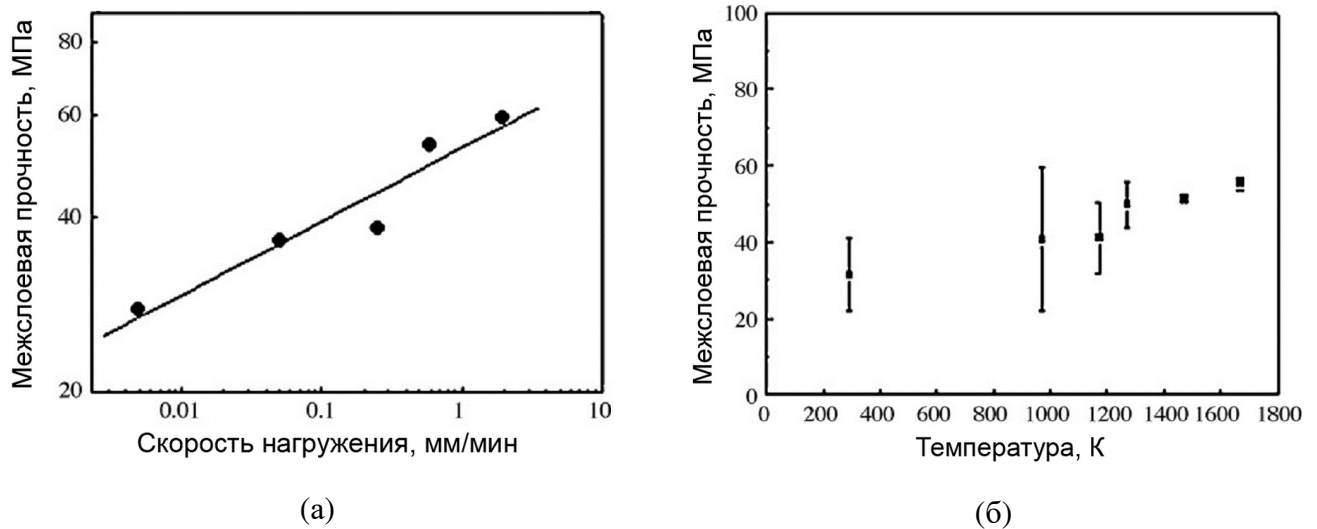


Рисунок 19 – Зависимость межслоевой прочности УУКМ от скорости нагружения (а) и температуры испытания (б).

На рисунке 20 показана типичная кривая, полученная при сжатии образца с двумя надрезами [155].

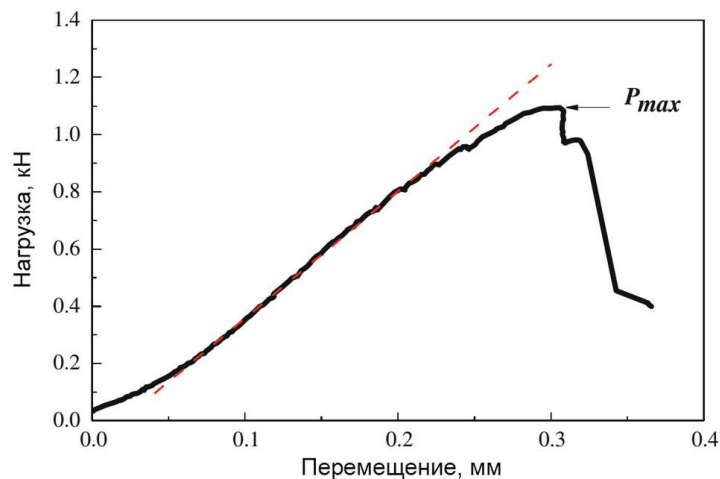


Рисунок 20 – Типичная кривая при испытании на межслоевую прочность образца УУКМ с двумя надрезами.

Кривая испытания может быть поделена на три части: начальная нелинейная часть, связанная с выбором люфтов испытательной машины; линейная часть, связанная с процессом



распределения нагрузки между матрицей и армирующим каркасом и нелинейный участок, предшествующий разрушению, когда происходит накопление микротрещин в матрице и на границе раздела «волокно-матрица» [160-161]. Схожее поведение характерно и для материалов с матрицей SiC [162]. В работе авторами на основании моделирования делается вывод, что распределение напряжений при испытании намного выше у вершин надрезов, а их распределение в объеме между надрезами неравномерно и увеличивается с уменьшением расстояния между надрезами. Поддерживающие устройства, рекомендованные к использованию в ASTM 1292 помогают уменьшить подобную неравномерность напряжений. При достижении точки максимальной нагрузки на диаграмме (рисунок 20) происходит неконтролируемое сдвиговое разрушение. При этом разрушение происходит в результате распространения трещины по плоскости между двумя нанесенными надрезами [163].

Межслоевая сдвиговая прочность падает с увеличением температуры финальной термической обработки слоистых УУКМ на основе ПАН-волокон с 1600 °C до 2500 °C [164]. Аналогичное падение наблюдается и в случае нанесения полимерного покрытия на волокна. В работе [165] авторами говорится о понижении межслоевой прочности композиционного материала с матрицей из карбида кремния при увеличении температуры испытания. В тоже время, данные авторов [166] показывают, что добавка SiC в 2,5D армированный композиционный материал увеличивает сопротивление окислению на границе «волокно-матрица», повышая межслоевую прочность. Однако некоторые данные свидетельствуют о снижении стойкости к термическому удару и вязкости разрушения при подобных добавках [167].

Увеличение межслоевой прочности материала 2D-CVI УУКМ наблюдалось в работе [168] путем добавки упрочняющих волокон, которые стягивали слои материала по схеме, показанной на рисунке 21.

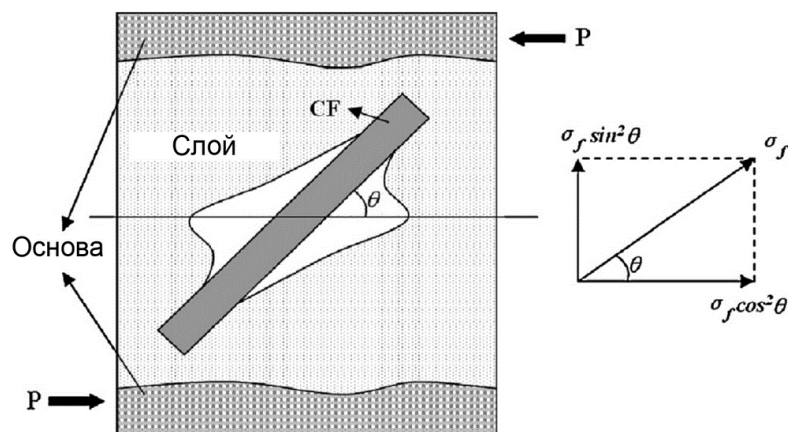


Рисунок 21 – Схема повышения межслоевой прочности УУКМ путем добавки стягивающих волокон [168].

При этом при добавке 6 масс% углеродных волокон, межслоевая прочность увеличилась на 3 МПа. Подобные волокна стягивают матрицу, увеличивая необходимую энергию на распространение трещины между слоями. Межслоевая прочность в таком случае зависит от характеристик углеродных волокон.

Повышение межслоевой прочности за счет повышения плотности материала, может быть достигнуто при увеличении количества циклов пропитки [169]. Однако в этом случае наблюдается большой разброс полученных значений межслоевой прочности. Также отмечается, что разрушение происходит преимущественно по границе раздела «волокно-матрица» и иногда наблюдается скачок трещины между соседними слоями. Здесь плотность имеет большое влияние на характеристики межслоевого разрушения, а схема армирования оказывает влияние лишь тогда, когда материал недостаточно пропитан и его плотность относительно мала.

### 1.5.3 Влияние циклических эксплуатационных нагрузок на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ

Анализ условий работы тормозных дисков показал, что на работоспособность УУКМ существенное влияние оказывает сопротивление усталости при сжатии и сопротивление возникновению и распространению трещин [10-11].

Механика поведения материалов при высоких уровнях напряжений, а также в конструкциях, работающих в области многоциклового усталости, но испытывающих редкие, значительные перегрузки в результате пиковых режимов работы, подчиняется закономерностям малоциклового усталости [6-7]. Усталостное поведение УУКМ с матрицами на основе полиэфирных смол и пиролитического углерода изучено довольно хорошо, такие материалы демонстрируют высокое сопротивление циклическим нагрузкам [86, 170-171]. Однако значительная часть исследований посвящена изучению усталостного поведения УУКМ в условиях далеких от эксплуатационных. Усталостные испытания проводятся преимущественно на циклическое растяжение с последующим определением остаточной прочности на трехточечный изгиб или на трехточечный изгиб с последующим определением остаточной прочности при растяжении [85, 172-173]. Количество проведенных исследований усталостного поведения УУКМ при сжатии и его влияния на вязкость разрушения остается недостаточным для построения моделей, позволяющих прогнозировать ресурс работы конструкций из УУКМ [174-175].

Значительная часть исследований посвящена изучению остаточных механических характеристик после проведения усталостных испытаний однонаправленных УУКМ при

циклическом растяжении [171, 176-179]. В работах [171, 177, 179-181] было показано, что усталостная прочность УУКМ при испытании на одноосное растяжение составляет 70-90% от предела статической прочности. В процессе таких испытаний отмечается, что остаточная прочность не меняется по сравнению с первоначальным уровнем, а в ряде случаев показано ее повышение после приложения циклических нагрузок [179, 182].

Механизмы подобного повышения прочности до конца не выяснены. В ряде работ [86, 170, 173, 182-184] рассматриваются механизмы повышения для различных условий и схем нагружения, но общей теории, которая бы описывала увеличение прочности УУКМ не существует, в основном по причине недостаточной информации, относящейся к изменению микроструктуры УУКМ в процессе усталостного нагружения. Исследования статической прочности УУКМ показали, что на прочность при одноосном растяжении УУКМ сильное влияние оказывает прочность на границе раздела «волокно-матрица» [97, 100, 185]. Скорее всего, увеличение остаточной прочности в результате усталостного нагружения также тесно связано с механическими свойствами материала на границе раздела «волокно-матрица».

Отмеченный характер изменения остаточной прочности связывают с микроповреждениями границы раздела «волокно-матрица» в композите. Так в работе [86] остаточная прочность на растяжение перекрестно-армированного слоистого УУКМ  $[0^\circ/90^\circ]_4s$  увеличивалась примерно на 17% после достижения  $10^4$  циклов нагружения. При этом прочность на границах разделов падала после усталостных испытаний на растяжение в результате образования трещин на границе «волокно-матрица». Появляющиеся в материале микротрещины выступают в роли стопоров, затрудняющих распространение трещин из хрупкой углеродной матрицы при разрушении. Эти повреждения и являются основным механизмом упрочнения и обуславливают высокий уровень прочности УУКМ при усталостных испытаниях.

Аналогичный механизм упрочнения отмечен в работах [182-184], в которых было показано, что остаточная прочность 2D УУКМ с различными схемами армирования возрастает ввиду наличия повреждений на границе «волокно-матрица» при напряжениях цикла ниже предела усталости (рисунок 22), а характер разрушения композита не зависит от типа армирующего наполнителя.

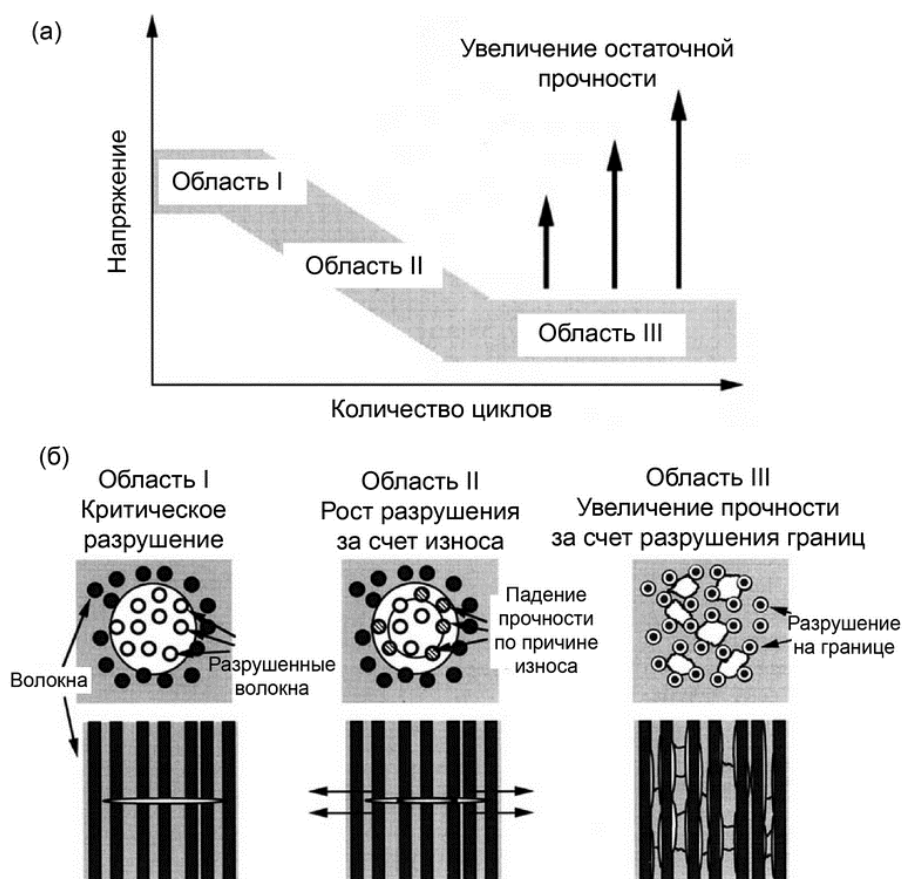


Рисунок 22 – Схематическое описание вклада трех областей усталостной кривой на механические свойства УУКМ (а) и схематичное описание процессов разрушения, происходящих в каждой из областей (б) [184].

В работе [173] показано влияние растягивающих напряжений при усталостном нагружении на поведение при изгибе 3D УУКМ. Сделано предположение, что в результате усталостного нагружения накопленные на поверхности раздела «волокно-матрица» дефекты играют важную роль в увеличении механических свойств УУКМ.

В работе [186] показано незначительное повышение прочности после усталостных испытаний на растяжение, модуль упругости материала при этом не изменялся. Образцы выдержали  $10^5$  циклов при 90% от предела прочности на растяжение, по результатам микроскопии не обнаружено накопления повреждений при увеличении количества циклов. Было показано, что если нагрузка меньше определенного уровня, при котором начинается рост микротрещин, то существенного разрушения при усталостных испытаниях не происходит.

По данным работы [181] увеличение прочности наблюдается лишь при невысоких максимальных напряжениях цикла (65%) и остаточная прочность уменьшается с увеличением количества циклов. При высоких уровнях нагрузки (70%) основными механизмами разрушения

выступают межслоевое разрушение и межграничное расслоение. При низких уровнях нагрузки (65%) основным механизмом разрушения являются трещины внутри слоя (в матрице) УУКМ. Таким образом, для УУКМ характерен сложный характер поведения при усталостном нагружении, включающий вклад как трещин в матрице, так и границ раздела «волокну-матрица» (рисунок 23) [184]. Разделение филаментов, трещины в матрице, расслоения и частичное разрушение волокон являлись механизмами разрушения при усталостных испытаниях. Расслоение играет важную роль в усталостной прочности [180].

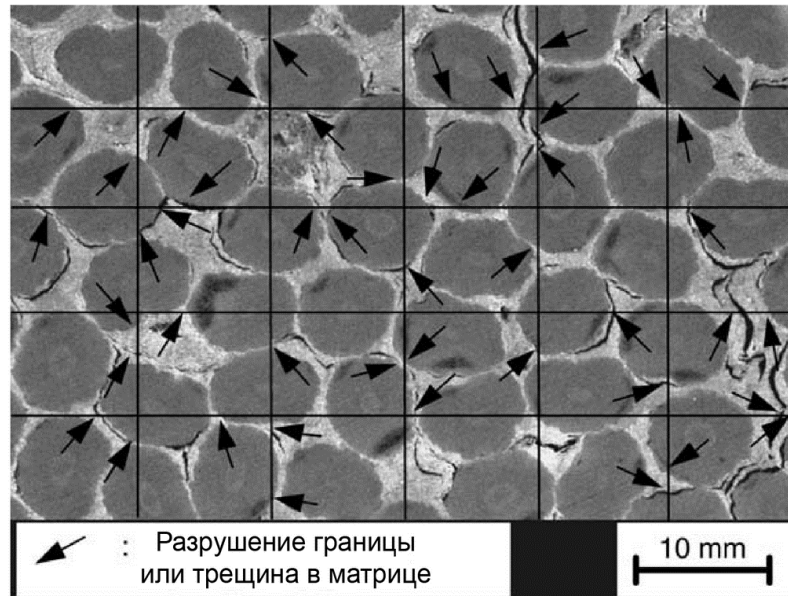


Рисунок 23 – Сетка повреждений на границе «волокну-матрица» после усталостных испытаний УУКМ [184].

Все вышеперечисленные результаты были получены для образцов УУКМ, не содержащих концентраторов, т.е. без надрезов. Характер поведения УУКМ в случае образцов с надрезом может быть иным.

Вязкость разрушения является одной из ключевых характеристик при проектировании деталей ответственного назначения. Таким образом, определение значений вязкости разрушения УУКМ при различных условиях эксплуатации является актуальной и важной задачей.

Влияние циклических нагрузок на вязкость разрушения изучено недостаточно. Ozturk и Moore [179] отмечают факт наличия влияния циклических нагрузок на механические свойства УУКМ. Другие работы [187-189] показывают, что в композитах с керамической матрицей происходит докритический рост трещины при циклических нагрузках при комнатной температуре. Механизмы усталостного разрушения для различных композиционных

материалов обсуждались с точки зрения соотношения характеристик деформации волокон и предела усталостной прочности матрицы [190-192].

УУКМ теряет в вязкости разрушения и прочности в результате приложения циклических нагрузок (рисунок 24) [174]. При циклических нагрузках происходит деформация и разрушение матрицы, волокон и границы между ними. Волокна разрушаются катастрофически, два других компонента – постепенно. При большом количестве циклов или при высокой нагрузке большое количество накопленных повреждений приводит к разрушению матрицы при уровнях напряжений ниже критического. Решающий вклад вносят микротрещины в матрице и на границе «волокно-матрица», возникающие в процессе усталостного нагружения. Наряду с этими факторами, определенный вклад вносит разрушение волокон при усталостном нагружении.

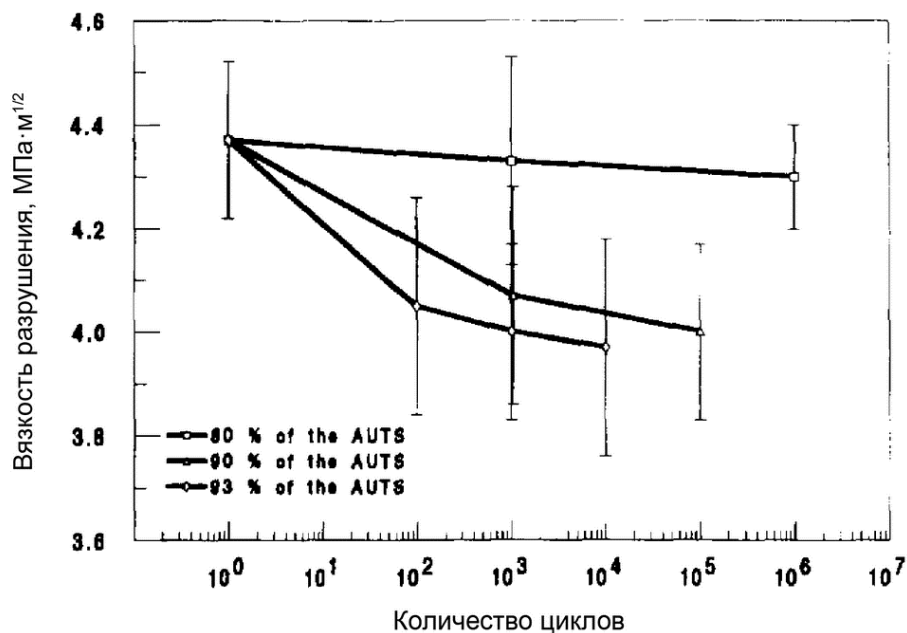


Рисунок 24 – Зависимость вязкости разрушения УУКМ от параметров усталостного нагружения [174]

Авторы статьи [184] выдвинули точку зрения, что усталостное нагружение способствовало рассеянию концентрации напряжений у вершины надреза в результате возникновения трещин в матрице в области концентратора. Сопротивление разрушению УУКМ увеличилось с увеличением повреждения на границе «волокно-матрица» вблизи вершины концентратора [85, 117, 193-194].

Также существуют данные о повышении модуля упругости [195] и механических свойств образцов [196] после усталостных нагрузок. Прочность возрастает постепенно с увеличением количества циклов нагружения, в то время как модуль упругости возрастает в течение первых 10<sup>5</sup> циклов, а затем падает. Высокие уровни усталостной нагрузки эффективнее

для увеличения модуля упругости. Для увеличения прочности высокие уровни нагрузки эффективны только при малом количестве циклов нагружения. Усталостное нагружение изменяет состояние границ раздела, уменьшая прочность границ «волокно-матрица», что влияет на пути распространения трещин и увеличивает необходимую работу разрушения.

Усталостная прочность УУКМ возрастает с увеличением коэффициента асимметрии цикла напряжений [180]. Чем ниже коэффициент асимметрии, тем выше расслоение и ниже усталостная прочность. При низком коэффициенте асимметрии и высоком уровне напряжений, количество повреждений в слое УУКМ значительно больше.

Авторы в работе [197] пишут, что петли гистерезиса при приложении усталостной нагрузки трансформировались из упругих в неупругие, а прочность на изгиб УУКМ увеличивалась с возрастанием уровня усталостной нагрузки. Также было обнаружено, что прочность на границе раздела падала после циклических нагрузок, а прочность на изгиб увеличивалась с увеличением количества циклов, тип разрушения изменялся с хрупкого на псевдо-пластический. Переход к псевдо-пластическому характеру разрушения показан и в статье [195]. Следуя теории разрушения УУКМ, изменение характера разрушения свидетельствует об ослаблении поверхности раздела в УУКМ в результате воздействия циклических нагрузок. С увеличением количества циклов, волокна выдергиваются из матрицы всё чаще и разрушаются в результате одноосного растяжения, играя упрочняющую роль в УУКМ, а для разрушения образца после циклического нагружения необходима большая энергия.

Авторами статьи [198] проведены усталостные испытания и определение остаточной прочности УУКМ на изгиб и остаточной сдвиговой прочности. Наблюдалось падение остаточных характеристик после усталостных испытаний в промежутке между  $10^4$  и  $10^7$  циклов.

Усталостному поведению УУКМ фрикционного назначения посвящено недостаточное количество работ. Подробно усталостное поведение материалов типа ТЕРМАР приведено в работе [22]. Установлено, что для УУКМ типа ТЕРМАР условный предел усталостной прочности на базе 15000 циклов, соответствующей ресурсу 2000 циклов «взлет-посадка», составляет 0,72 от соответствующих пределов прочности. Под воздействием циклических сжимающих нагрузок в УУКМ происходят структурные изменения, сопровождаемые микроповреждениями матрицы и армирующего наполнителя, необратимым уплотнением, приводящим к изменению упруго-прочностных характеристик материала. В пределах одного цикла нагружения может происходить значительное обратимое изменение упругих свойств материала, которое необходимо учитывать при проектировании конструкций тормозов авиаколес. Однако, влияние усталостного нагружения на изменение механических

характеристик УУКМ, используемых в тормозных системах, а именно на изменение вязкости разрушения до сих пор в полной мере не было изучено.

#### 1.6 Выводы по литературному обзору и обоснование исследования

Анализ условий работы тормозных дисков в конструкциях авиационных тормозных систем показывает, что в процессе работы материал претерпевает постоянное изменение сложноподвижного состояния, подчиняющееся закономерностям малоциклового усталости. Среди определяющих механических характеристик, наряду с прочностью при сжатии и изгибе, присутствуют вязкость разрушения, сопротивление расслоению и воздействию усталостных нагрузок, особенно малоциклового.

Обзор научной литературы показал, что вопросы вязкости разрушения и межслоевой прочности УУКМ фрикционного назначения в настоящее время освещены не в полной мере, а закономерности влияния малоциклового усталостного нагружения на эти параметры практически не исследованы. В настоящее время единого подхода к оценке подвижного состояния у вершины трещины и методикам определения вязкости разрушения УУКМ нет, в связи с чем необходимо проведение оценки применимости различных методик и подбор оптимальной методики для исследования данных классов материалов.

Определение критериев, на основании которых можно было бы прогнозировать работоспособность УУКМ является сложной задачей. Количество исследований влияния усталостного поведения УУКМ на вязкость разрушения и межслоевую прочность остается недостаточным для построения моделей, позволяющих прогнозировать ресурс работы конструкций из таких материалов. Значительная часть исследований посвящена изучению усталостного поведения УУКМ в условиях далеких от эксплуатационных. Необходима оценка изменения вязкости разрушения в процессе эксплуатации с учетом наблюдаемой эволюции структуры и свойств. При проведении исследований необходимо, чтобы параметры предварительного усталостного нагружения моделировали условия эксплуатации авиационных тормозных дисков.



## Глава 2 Материалы и методики исследования

### 2.1 Материалы исследования

В данной работе было исследовано четыре технологических варианта УУКМ фрикционного назначения – ТЕРМАР-ДФ, ТЕРМАР-АДФ, Графикит 2000 и Графикит 2400. Исследованные материалы относятся к классу дискретно-армированных, трансверсально-изотропных (монотропных) композиционных материалов. Материалы ТЕРМАР-ДФ и ТЕРМАР-АДФ при общности схемы армирования различаются между собой длиной армирующего наполнителя и технологией изготовления. Материал ТЕРМАР-АДФ произведен с использованием технологии карбонизации под давлением (ПКД), в то время как при изготовлении материала ТЕРМАР-ДФ используется карбонизация.

Материалы Графикит 2000 и Графикит 2400 идентичны по схеме армирования и использования сырьевых материалов, оба получены с применением технологии «пропитка - карбонизация под давлением» и отличаются лишь температурой финальной термообработки.

В качестве армирующего наполнителя при изготовлении материала ТЕРМАР-ДФ использовано дискретное углеродное графитированное волокно ВПР-19с (ТУ-48-20-23-83), разрезанное на фрагменты; средняя длина филаментов в готовом материале 0,5 мм, армирующий каркас сформирован гидроосаждением дискретного волокна. Матрица сформирована на основе коксового остатка среднетемпературного пека через циклы «пропитка пеком – карбонизация при 900 °С». Финальная термическая обработка проходила при температуре 2000 °С в течение 1 часа.

В качестве армирующего наполнителя при изготовлении материала ТЕРМАР-АДФ использовано дискретное углеродное графитированное волокно ВПР-19с (ТУ-48-20-23-83), разрезанное на фрагменты; средняя длина филаментов в готовом материале 20 мм. Первичное формирование матрицы проведено на низкотемпературном пеке, дальнейшее формирование проведено на среднетемпературном пеке через 2 цикла «пропитка – карбонизация под давлением». Финальная термическая обработка проходила при температуре 2000 °С в течение 1 часа.

В качестве армирующего наполнителя материалов Графикит 2000 и Графикит 2400 использована ткань на основе высокомодульных углеродных волокон из ПАН, разрезанная на фрагменты 30×30 мм. Разрезанные фрагменты равномерно-хаотично уложены в плоскости диска. Первичная матрица формировалась через циклы «пропитка среднетемпературным пеком – карбонизация» до получения плотности 0,9 г/см<sup>3</sup>. Полученная заготовка прошла дальнейшее формирование через 3 цикла «пропитка – карбонизация под давлением» в газостате. Финальная

термическая обработка 2000 °С и 2400 °С в течение 1 часа соответственно для материала Графikit 2000 и Графikit 2400.

Материал ТЕРМАР-ДФ используется в самолетах семейства АН в виде секторов-накладок тормозных дисков. Толщина накладок 6 мм. Другие материалы используются в виде монодисков толщиной 20 мм.

Материалы, исследуемые в работе, обладают значительной анизотропией свойств, что обусловлено технологией их изготовления, поэтому испытания образцов в данной работе проводились в двух направлениях относительно оси тормозных дисков, схематично показанных на рисунке 25: осевом направлении  $OZ$  (перпендикулярно слоям укладки волокон тормозного диска) и радиальном направлении  $OR$  (параллельно слоям укладки волокон тормозного диска).

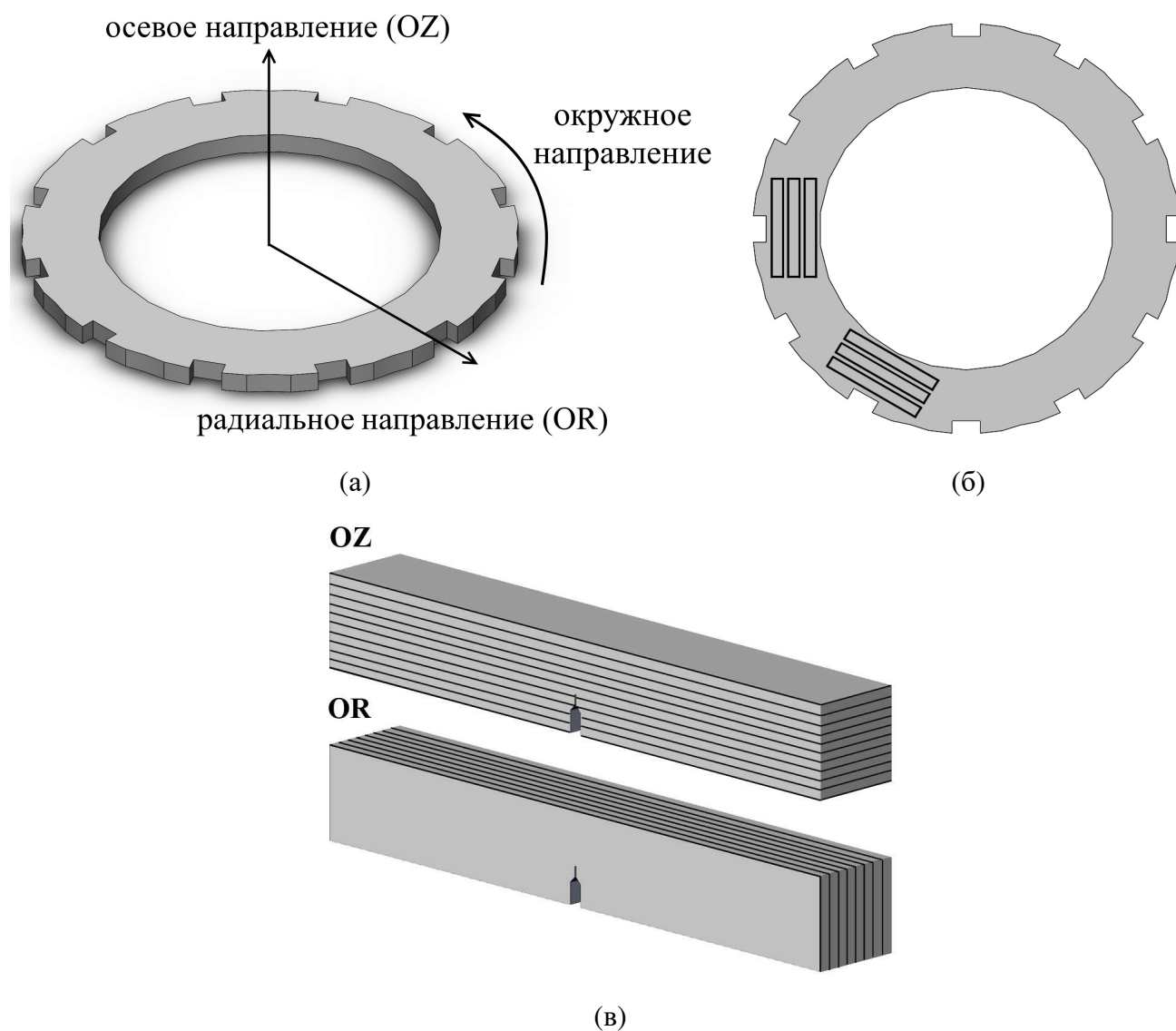


Рисунок 25 – Направления вырезки и испытаний образцов УУКМ: (а) – направления испытаний относительно оси тормозного диска, (б) – схема вырезки образцов, (в) – схема нанесения надреза образцов для определения вязкости разрушения.

## 2.2 Методики исследования

### 2.2.1 Методики определения физико-механических характеристик

Все образцы для испытаний были изготовлены методом механической обработки и вырезки на электроэрозионном станке. Схема вырезки образцов и направления нанесения надрезов показаны на рисунке 25. После изготовления проводился визуальный контроль качества образцов. Образцы с дефектами в рабочей зоне в виде трещин, хрупких включений матрицы, сколов, пор или дефектов укладки волокон к испытаниям не допускались и выделялись в отдельные группы.

Так как для УУКМ существуют взаимосвязи между плотностью, пористостью и физико-механическими характеристиками, для отбора образцов в равнозначные группы проводилось определение пористости и плотности. Плотность образцов ( $\rho$ ) определялась методом гидростатического взвешивания и геометрическим методом. Определение открытой пористости ( $I$ ) производилось по адсорбции гелия.

Механические испытания проводились с использованием универсальной испытательной машины INSTRON 5569.

При определении механических характеристик при сжатии использовали разработанные АО «НИИГрафит» методики испытаний:

- «Методика определения предела прочности при сжатии углеродных композиционных материалов» (МИ 4807-142- 98);
- «Методика определения статического модуля упругости и коэффициента Пуассона при растяжении и сжатии углеродных материалов» (МИ 4807-05.55-130-81).

При испытаниях использовались призматические образцы размерами 10×10×20 мм или цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 20 мм. Скорость движения траверсы при испытаниях 2 мм/мин. При испытаниях использовались самоцентрирующиеся опоры. Предел прочности при сжатии определяли по формуле:

$$\sigma_{сж} = \frac{P}{S} \quad (1)$$

где  $\sigma_{сж}$  – предел прочности при сжатии, МПа;

$P$  – Нагрузка при разрушении, Н;

$S$  – площадь поперечного сечения образца, мм<sup>2</sup>.

Модуль упругости ( $E_{сж}$ ) и коэффициент Пуассона ( $\nu$ ) при сжатии определяли при нагружении образцов до 30-40% от соответствующего предела прочности с использованием датчиков измерения деформации.

При определении механических характеристик при трехточечном изгибе использовали разработанные АО «НИИГрафит» методики испытаний:

- «Методика испытаний углерод-углеродных конструкционных материалов на изгиб при нагружении образца сосредоточенной силой» (МИ 4807-05.55-188-01);
- «Методика определения предела прочности при изгибе углеграфитовых материалов при температуре от 291 К до 303 К» (МИ 00200851-188-2007).

При испытании на трехточечный изгиб записывали диаграмму «нагрузка-деформация», были использованы призматические образцы размером 70×10×10 мм. Расстояние между опорами при испытании составляло 60 мм, скорость перемещения траверсы 2 мм/мин. Предел прочности при трехточечном изгибе определяли по формуле:

$$\sigma_{изг} = \frac{3 \cdot P \cdot l_0}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (2)$$

где  $\sigma_{изг}$  – предел прочности при изгибе, МПа;

$l_0$  – расстояние между опорами, мм;

$P$  – нагрузка при разрушении, Н;

$b$  – ширина образца, мм;

$h$  – высота образца, мм.

Модуль упругости ( $E_{изг}$ ) при изгибе определяли при нагружении образцов до 30-40% от соответствующего предела прочности с использованием датчиков измерения деформации.

Перед проведением испытаний на вязкость разрушения и межслоевую сдвиговую прочность образцы подвергали предварительному циклическому воздействию в окружном направлении. Усталостное нагружение проводили до нанесения концентраторов в условиях «мягкого» цикла, с частотой 1 Гц, коэффициентом асимметрии 0,1-0,12. Фрактографические исследования проводились на сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM-1000.

## 2.2.2 Методики определения вязкости разрушения

Критические значения коэффициента интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ ), величины  $J$ -интеграла и критического раскрытия трещины ( $COD$ ) определяли при трехточечном изгибе на образцах сечением 70×10×10 мм с концентратором (рисунок 26). Первичный надрез получали с помощью фрезы толщиной 1 мм на глубину 1-3 мм, затем от его вершины лезвием наносили

острую трещину – надрез толщиной 0,08 мм, глубиной 0,5-1 мм. Соотношение глубины надреза ( $l$ ) к толщине образца ( $b$ ) варьировали в пределах 0,25-0,45. Длину нанесенного концентратора контролировали при помощи оптического микроскопа. Расстояние между опорами при испытании составляло 60 мм.

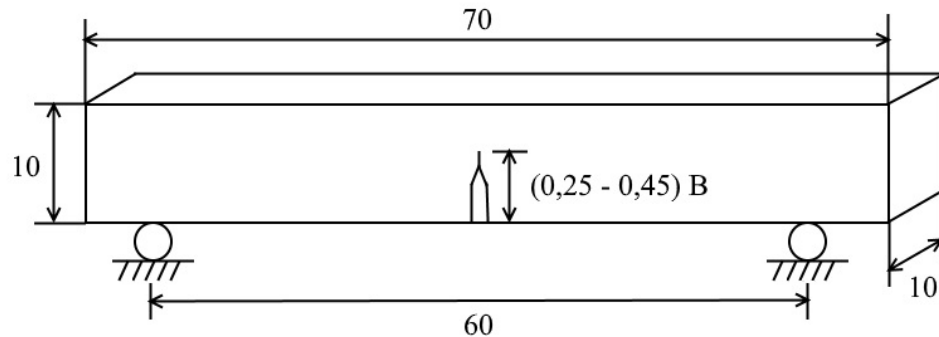


Рисунок 26 – Внешний вид образца УУКМ для испытания на вязкость разрушения.

В процессе испытания записывалась диаграмма «Нагрузка-Раскрытие трещины» с использованием датчика раскрытия трещины консольного типа. На рисунке 27 показан характерный вид диаграмм «Нагрузка-Раскрытие трещины», полученных в результате испытаний на трехточечный изгиб образцов с надрезом, совмещенный с сигналами акустической эмиссии. На рисунке схематично отмечены все основные точки, необходимые для расчетов параметров вязкости разрушения.

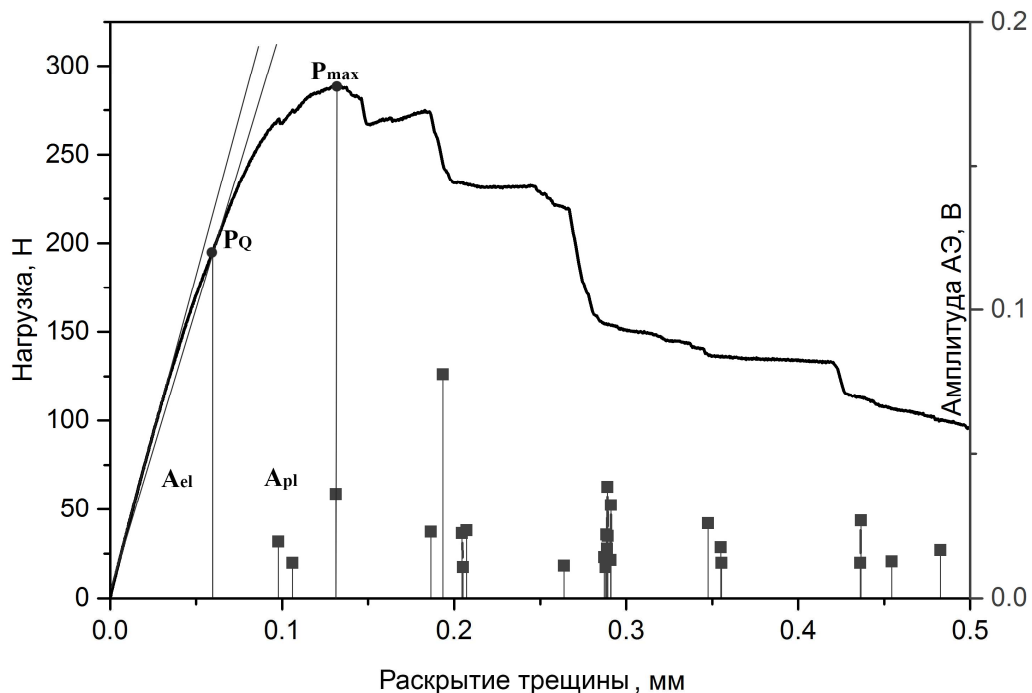


Рисунок 27 – Характерный вид диаграмм «Нагрузка-Раскрытие трещины» при испытаниях УУКМ на вязкость разрушения.

В процессе испытаний производилась запись сигналов акустической эмиссии для определения момента старта трещины с использованием измерительной системы на базе платформы PXI американской компании National Instruments.

В процессе испытаний сигналы акустической эмиссии регистрировались и обрабатывались с помощью преобразователя акустической эмиссии, оборудования компании National Instruments и виртуальных приборов, созданных в среде графического программирования LabVIEW. Компьютерная система позволяет осуществлять визуальный контроль сигнала акустической эмиссии во время испытания и обработку измерительных файлов.

В экспериментах использовался широкополосный датчик акустической эмиссии UT-1000. Датчик регистрирует и преобразовывает в электрический сигнал энергии упругих механических волн, распространяющихся от места зарождения и развития дефекта в материале. Диаметр датчика – 18 мм; максимальная чувствительность – 64 В/(м/с); диапазон рабочих частот – от 50 до 1000 кГц; резонансная частота – 60 кГц.

В качестве усилителя и фильтра использован усилитель 2/4/6 производства Physical Acoustics. Сигнал с датчика после предварительного усиления и фильтрации полосовым фильтром (служит для отсеивания акустических помех (ниже 100 кГц) и сигналов, которые могут оцифровываться некорректно (выше 1 МГц) в силу конечной частоты оцифровки системы) поступает на аналоговый вход платы сбора данных. Плата сбора данных осуществляет выделение полезного сигнала и его оцифровку.

Коэффициент интенсивности напряжений рассчитывался по формуле:

$$K_{Ic} = \frac{P_Q L}{Bb^{\frac{3}{2}}} Y \quad (3)$$

где  $P_Q$  – нагрузка в точке пересечения с 5 %-ной касательной, Н;

$L$  – расстояние между опорами, мм;

$l$  – длина нанесенной трещины, мм;

$B$  – ширина образца, мм;

$b$  – толщина образца, мм;

$Y$  – безразмерная гамма-функция отношения  $l/b$ .

Величина гамма-функции принималась по методике ASTM E1820 [17]:

$$Y = \frac{3\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{1}{2}}\left(1,99 - \frac{l}{b}\right)\left(1 - \frac{l}{b}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93\left(\frac{l}{b}\right) + 2,7\left(\frac{l}{b}\right)^2\right)}{2\left(1 + \frac{2l}{b}\right)\left(1 - \frac{l}{b}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (4)$$

При определении параметра  $K_{Ic}$  результаты считались недействительными, если значение максимальных напряжений на диаграмме  $P_{max} > 1,1 \cdot P_Q$  или если разрушение не соответствовало виду разрушения при нормальном отрыве (I модель линейной механики разрушения).

Параметр  $J_{Ic}$  определяли по диаграмме «Нагрузка – Раскрытие трещины», момент старта трещины  $f_c$  определяли по скачку количества событий на диаграмме акустической эмиссии. Работу раскрытия трещины на упругом ( $A_{el}$ ) и пластическом ( $A_{pl}$ ) участках, необходимую для расчета параметра  $J_{Ic}$ , определяли по площади под соответствующими участками кривой «Нагрузка – Раскрытие трещины» (рисунок 27).

Расчет  $J_{Ic}$  производился по формуле:

$$J_{Ic} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{nA_{pl}}{Bb} \quad (5)$$

где  $K$  – коэффициент интенсивности напряжений;

$\nu$  – коэффициент Пуассона;

$E$  – модуль Юнга;

$B$  – ширина образца;

$b$  – толщина образца в месте надреза;

$A_{pl}$  – работа, затраченная на пластическое распространение трещины;

$n$  – безразмерная функция отношения  $l/b$ , определяемая по уравнению:

$$n = 3,785 - 3,101\left(\frac{l}{b}\right) + 2,018\left(\frac{l}{b}\right)^2 \quad (6)$$

Величины  $K_{Ic}$  и  $J_{Ic}$  связаны соотношением:

$$J_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2(1-\nu^2)}{E} \quad (7)$$

где  $K$  – коэффициент интенсивности напряжений;

$\nu$  – коэффициент Пуассона;

$E$  – модуль Юнга.

Наличие такого соотношения позволяет рассчитать значение коэффициента интенсивности напряжений по результатам определения  $J$ -интеграла.

Параметр критического раскрытия трещины ( $COD$ ) определялся в соответствии со стандартом ASTM E1820 по следующей формуле:

$$\delta = \frac{K^2 \cdot (1-\nu^2)}{2 \cdot \sigma_{ys} \cdot E} + \frac{r_p \cdot (b-l) \cdot A_{pl}}{r_p \cdot (b-l) + l + Z} \quad (8)$$

где  $K$  – коэффициент интенсивности напряжений;

$\nu$  – коэффициент Пуассона;

$E$  – модуль Юнга;

$\sigma_{ys}$  – предел текучести;

$r_p$  – коэффициент вращения = 0,44;

$A_{pl}$  – работа, затраченная на пластическое распространение трещины;

$z$  – начальное положение датчика;

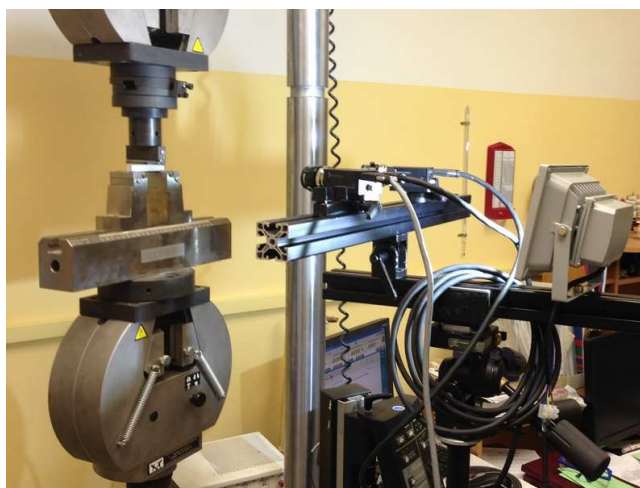
$l$  – длина нанесенной трещины;

$b$  – толщина образца в месте надреза.

Следует отметить, что специалистами АО «НИИГрафит» была разработана «Унифицированная методика испытания на вязкость разрушения при трехточечном (сосредоточенном) изгибе углеродных материалов» (МИ 4807-05.55-186-83). Однако эта методика предполагает использование только критерия  $K_{Ic}$ , а расчет параметра происходит с использованием диаграммы «нагрузка-прогиб». Использование такого типа диаграмм связано с большими погрешностями при определении деформации образца.

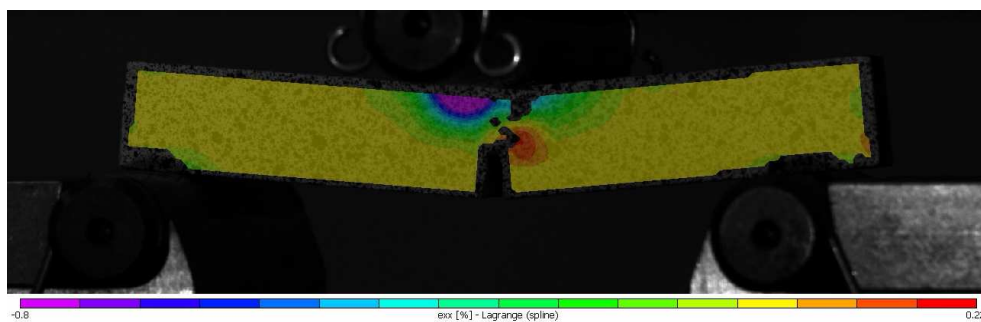
### 2.2.3 Методика построения полей деформаций и напряжений

В процессе испытаний, при помощи цифровой оптической системы VIC-3D фирмы Correlated Solutions, производилась запись данных для построения полей напряжений и деформаций у вершины трещины. Система состоит из двух монохромных цифровых камер (рисунок 28) и программного обеспечения, принцип работы которого основан на методе конечных элементов.



(a)





(б)

Рисунок 28 – Оптическая система VIC-3D: (а) – внешний вид установки при испытаниях; (б) – визуализация полей деформации в процессе испытания.

Монохромные камеры фиксируют взаимное перемещение сетки контрастных точек, нанесенных на поверхность образца. Система позволяет определить поля деформаций и напряжений экспериментально, в процессе испытания. Построенное с помощью системы VIC-3D поле деформаций при известных значениях модулей упругости и коэффициентов Пуассона может быть преобразовано в поле действующих напряжений. Разрешающая способность системы в процессе испытания – 100 мкм. Разрешение по локальной деформации приблизительно 0,1%.

#### 2.2.4 Методика определения межслоевой прочности

Для определения межслоевой прочности при сжатии образцов с двумя надрезами использовали разработанные АО «НИИГрафит» методики испытаний:

- «Методика испытания на межслойный сдвиг (скалывание) материалов типа «Гравимол» и «Гравимол-В» по РТМ 1.2.019-81».

Испытания на сжатие проводили на образцах, показанных на рисунке 29 размером 18×10×10 мм с надрезами на противоположных гранях. Скорость движения подвижной опоры в процессе испытания – 2 мм/мин.

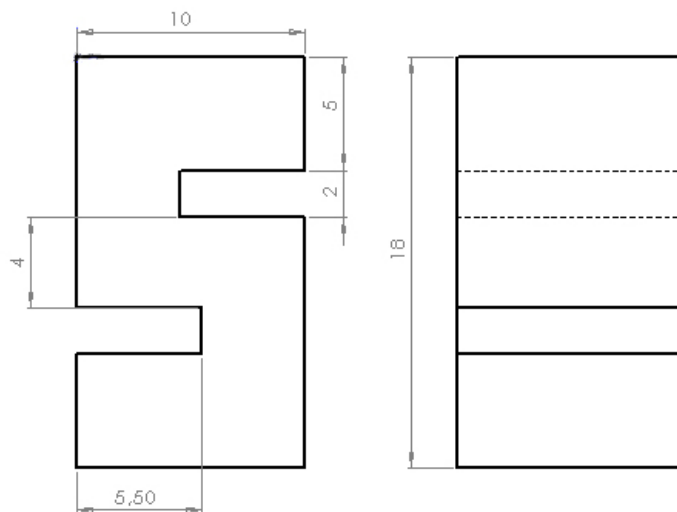


Рисунок 29 — Схема образца для испытания на межслоевой сдвиг УУКМ по методике АО «НИИГрафит».

Межслоевая прочность рассчитывалась по формуле:

$$\sigma_{\text{мл}} = \frac{P_{\text{max}}}{LT}, \quad (9)$$

где  $\sigma_{\text{мл}}$  – межслоевая прочность, МПа;

$P_{\text{max}}$  – максимальная нагрузка, Н;

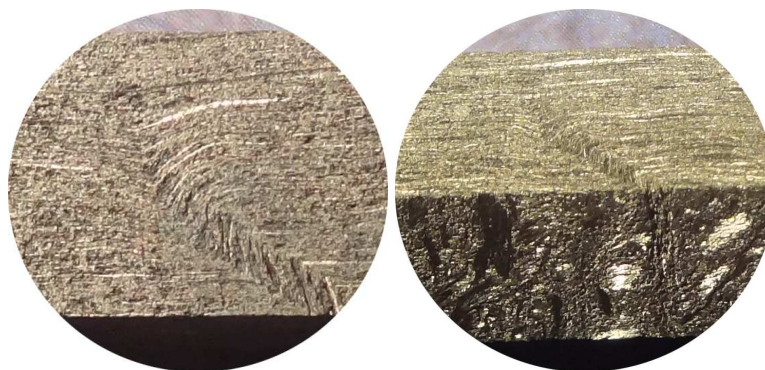
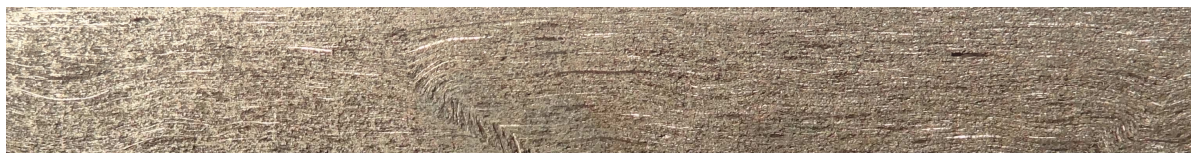
$L$  – расстояние между вырезами, мм;

$T$  – толщина образца, мм.

### Глава 3 Результаты испытаний на вязкость разрушения УУКМ фрикционного назначения

#### 3.1 Результаты исследования макроструктуры, определения физических характеристик и испытаний на сжатие и трехточечный изгиб

В процессе изготовления УУКМ в их структуре неизбежно возникают технологические дефекты. Они возникают на этапе формирования армирующего каркаса и первичного формирования коксовой матрицы. Наличие таких дефектов в значительной мере влияет на механические характеристики как образцов в процессе испытаний, так и на работу изделия в конструкции тормозной системы. Основные виды технологических дефектов представлены на рисунке 30.



(a)



(б)

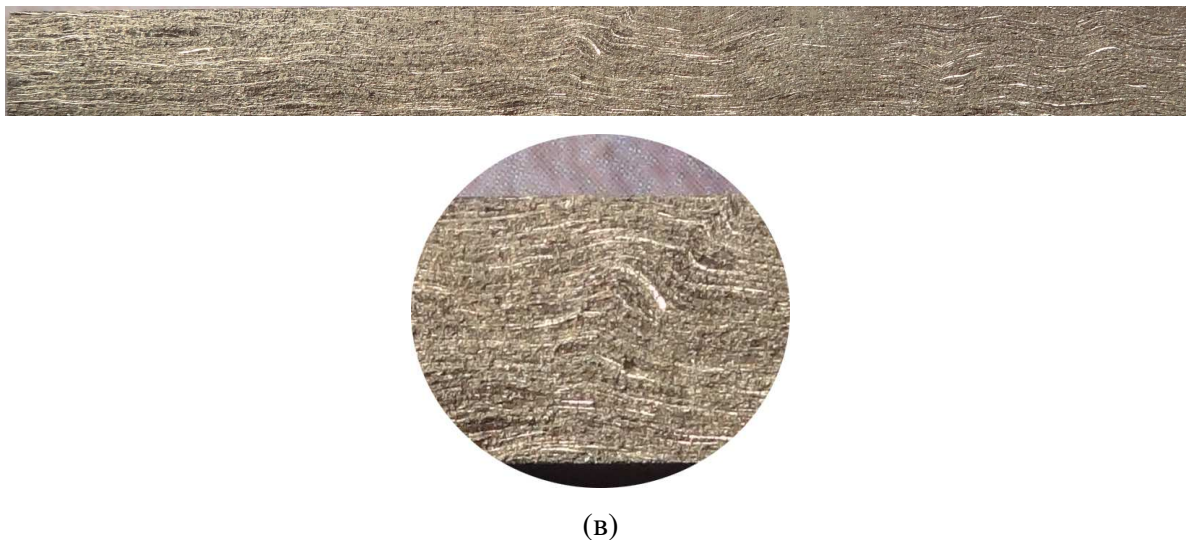


Рисунок 30 – Технологические дефекты структуры, характерные для УУКМ: (а) – Z-образный загиб волокна; (б) – трещина; (в) – V-образный загиб волокна.

Самым распространенным типом дефектов структуры являются Z- и V-образные загибы волокна (рисунок 30 (а, в)). Данный тип дефектов образуется при первичном прессовании заготовки тормозного диска после гидро- или аэро- формования каркаса. Вблизи зон с подобными типами дефектов могут наблюдаться трещины (рисунок 30 (б)). В зоне описанных дефектов возникает концентрация напряжений, приводящая к значительному снижению локальных механических характеристик материала. При проведении визуального осмотра, образцы с дефектами выделяли в отдельную группу с целью определения их влияния на свойства материала.

Перед определением механических характеристик на образцах были определены величины плотности методом гидростатического взвешивания и открытой пористости по адсорбции гелия. Различия плотности по объему тела диска связаны с технологией изготовления. Так, для всех материалов характерно падение плотности по краям диска. Наименьшая анизотропия плотности наблюдается для материала ТЕРМАР-ДФ, разброс характеристики составил 0,7%. Наибольшая анизотропия наблюдается для материала Графikit 2000, разброс составил 3,8%.

Как известно, механические характеристики УУКМ зависят от плотности, поэтому в данной работе материалы были разбиты на группы для уменьшения разброса полученных значений механических характеристик. Определение открытой пористости проводилось в основном для выявления образцов с дефектами структуры. Полученные усредненные значения плотности и пористости материалов, наряду с основными механическими характеристиками, приведены в таблице 5.

Таблица 5. Основные физико-механические характеристики исследуемых УУКМ

Характеристика	ТЕРМАР-ДФ	ТЕРМАР-АДФ	Графикит 2000	Графикит 2400
$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	1,78 ± 0,01	1,77±0,02	1,76±0,01	1,76±0,01
$\Pi$ , %	11,4 ± 1,21	7,6±1,10	8,0±0,80	8,2±0,60
$\nu^{OZ}$	0,22±0,03	0,20±0,03	0,25±0,03	0,27±0,03
$\nu^{OR}$	0,03±0,01	0,03±0,01	0,08±0,01	0,08±0,01
$\sigma_{u3z}^{OZ}$ , МПа	69,8±4,1	102,2±15,2	117,2±18,9	145,6±28,7
$\sigma_{u3z}^{OR}$ , МПа	73,3±6,2	124,5±13,4	237,9±9,8	219,1±19,6
$E_{u3z}^{OZ}$ , ГПа	6,2±0,4	35,14±3,5	22,18±2,8	31,56±5,2
$E_{u3z}^{OR}$ , ГПа	8,5±0,7	43,84±4,1	40,47±3,6	49,5±4,7
$\sigma_{сжс}^{OZ}$ , МПа	99,1±10	135,9±14,9	147,9±18,8	165,7±13,4
$\sigma_{сжс}^{OR}$ , МПа	92±10	95,9±7,1	87,5±17,6	83,1±6,3
$E_{сжс}^{OZ}$ , ГПа	7,0±0,7	5,4±0,7	5,1±0,3	4,4±0,2
$E_{сжс}^{OR}$ , ГПа	11,9±1,4	27,8±3,2	24,4±6,3	23,5±3,5
$\sigma_B^{OR}$ , МПа	22,3±4,0	53,3±7,5	80,7±6,7	88,2±8,6
$E_B^{OR}$ , ГПа	6,2±0,6	29,8±5,4	24,2±4,8	20,3±6,2

Наибольшей открытой пористостью из исследованных материалов обладает ТЕРМАР-ДФ, что объясняется армированием короткими дискретными волокнами, обеспечивающими более высокую проницаемость по границам раздела «волокно-матрица».

Характеристики исследуемых материалов при испытаниях на сжатие и трехточечный изгиб приведены в таблице 5. Вид диаграмм деформации при сжатии различен в зависимости от направления приложения нагрузки и типа армирования УУКМ. В радиальном направлении для всех материалов предел прочности при сжатии составляет ~ 90 МПа. Это связано с особенностями армирования исследуемых УУКМ, где армирующий наполнитель преимущественно ориентирован в плоскости диска. При сжатии образца, вырезанного в осевом направлении, в основном работает материал матрицы, волокно же ограничивает деформацию в поперечном направлении, что приводит не только к увеличению прочности и деформации, но и к уменьшению модуля упругости. Для материала ТЕРМАР-ДФ, структура которого близка к изотропной, пределы прочности при сжатии в разных направлениях практически совпадают. При сжатии в осевом направлении, с уменьшением длины армирующего наполнителя и увеличением нелинейности укладки армирующих элементов в материале, происходит снижение величины предела прочности. Установлено, что с ростом температуры графитации от 2000 °С до 2400 °С предел прочности материала Графикит растет, а модуль упругости снижается.

При сжатии в осевом направлении, разрушение образца происходило с образованием одной плоскости сдвига. Преимущественно эта плоскость располагалась под углом ~ 45° к направлению приложения нагрузки для материалов ТЕРМАР-ДФ и ТЕРМАР-АДФ (рисунок 31 (а)), армированных дискретными волокнами и под углом близким к 90° для материалов



Графикит 2000 и 2400 (рисунок 31 (б)). Разрушение по этой плоскости происходило преимущественно при разрушении матрицы, начинающимся на границе раздела со слоем волокон.



(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 31 – Характер разрушения УУКМ при испытаниях на сжатие: (а) – ТЕРМАР-АДФ в осевом направлении; (б) – Графикит 2000 в осевом направлении; (в) – ТЕРМАР-АДФ в радиальном направлении; (г) – Графикит 2400 в радиальном направлении.

Разрушение материалов Графикит 2000 и 2400 при сжатии в радиальном направлении (рисунок 31 (г)) происходило с образованием множественных плоскостей сдвига, расположенных преимущественно параллельно направлению приложения нагрузки. Разрушение сопровождалось расслоением вдоль плоскости укладки слоев, сдвиговое

разрушение встречалось лишь локально. Для материалов ТЕРМАР-ДФ и ТЕРМАР-АДФ разрушение во многих случаях происходило путем образования одной плоскости сдвига под углом  $\sim 45^\circ$  к направлению приложения нагрузки. При этом разрушение зарождалось на границе раздела «волокно-матрица» и при дальнейшем развитии трещины происходил срез с разрушением матрицы и волокон. Данный характер схож с характером разрушения при испытании в осевом направлении и говорит о лучшей адгезии между волокном и матрицей для материалов, армированных дискретными волокнами.

Диаграммы «нагрузка-деформация» при испытаниях материала ТЕРМАР-ДФ на трехточечный изгиб, как в радиальном так и в осевом направлении, линейны вплоть до 90-95% от максимальной нагрузки. Для остальных материалов наблюдалась высокая нелинейность диаграмм для двух направлений испытания.

Предел прочности на изгиб для всех материалов выше при испытаниях в радиальном направлении. При этом наблюдается схожий характер разрушения. Оно происходило от воздействия нормальных напряжений. В процессе разрушения наблюдались локальные расслоения, но, в целом, трещина распространялась прямолинейно.

При испытании на изгиб в осевом направлении материалов Графикит 2000 и Графикит 2400 разрушение происходило в основном по сдвиговому механизму, наблюдалось расслоение по границе между слоями углеродной ткани и матрицей. Разрушение образцов материала ТЕРМАР-ДФ в осевом направлении происходило аналогично испытанию в радиальном направлении.

Разрушение материала ТЕРМАР-АДФ при испытании на изгиб в осевом направлении имело смешанный характер. Разрушение одной части образцов происходило аналогично испытанным в радиальном направлении образцам, от нормальных напряжений. Разрушение другой части образцов сопровождалось локальным расслоением и ветвлением магистральной трещины, однако сдвиговой характер и наблюдаемые расслоения были малы.

По результатам испытаний на изгиб можно говорить о хорошей адгезии и прочности на границе «волокно-матрица» для материала ТЕРМАР-ДФ и низкой прочности для материалов Графикит 2000 и 2400. Следует сказать, что определение характеристик на сжатие и изгиб без концентраторов носило в этой работе вспомогательный характер. Величины механических характеристик определялись в основном с целью использования при малоцикловом нагружении образцов и при определении полей напряжений.

### 3.2 Разрушение тормозных дисков в процессе эксплуатации

УУКМ при работе в авиационных тормозных системах функционируют в условиях сложнапряженного состояния в процессе выполнения торможения. Диски, как правило, снимаются с эксплуатации по причине их окисления и износа [21, 30], но, периодически происходит снятие дисков из эксплуатации по причине различных видов разрушения. Наиболее нагруженными зонами авиационных тормозных дисков, в которых происходит разрушение, являются зоны шлицевого закрепления на барабане колеса и на вале. В этих областях чаще всего происходит накопление повреждений и разрушение материала (рисунок 32 (в)).



(а)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 32 – Внешний вид разрушенного тормозного диска из материала ТЕРМАР-АДФ: (а) – общий вид, (б) – магистральная трещина по телу диска, (в) – разрушение в районе шлицевого зацепления «шип-паз» (г) – поверхность разрушения вблизи магистральной трещины.



Характерный вид разрушения представлен на рисунке 32 (а). Основной вид повреждения в процессе эксплуатации расположен в месте шлицевого зацепления «шип-паз» (рисунок 32 (в)). В отдельных ситуациях разрушение может носить катастрофический характер и после первичного повреждения в зоне зацепления происходит разрушение диска целиком, вместе с системой крепежа диска (рисунок 32 (б, г)).

При эксплуатации самолета, согласно регламенту, периодически самолет выводят на полный техосмотр, производится разборка АТС и изучаются пакеты тормозных дисков. Если на стадии технического осмотра обнаруживаются появившиеся повреждения, то происходит замена диска. Так как после такого технического осмотра в материале трещина или повреждение могут возникнуть буквально на первых циклах «взлет-посадка», вопрос обеспечения высокой вязкости разрушения материала является крайне актуальным. Для обеспечения безопасности поврежденной конструкции, необходимо чтобы появившаяся сразу после технического осмотра трещина не привела в своем развитии к катастрофическому разрушению до следующего технического осмотра. Таким образом, вязкость разрушения – важная характеристика, которая отвечает за безопасность повреждения конструкции.

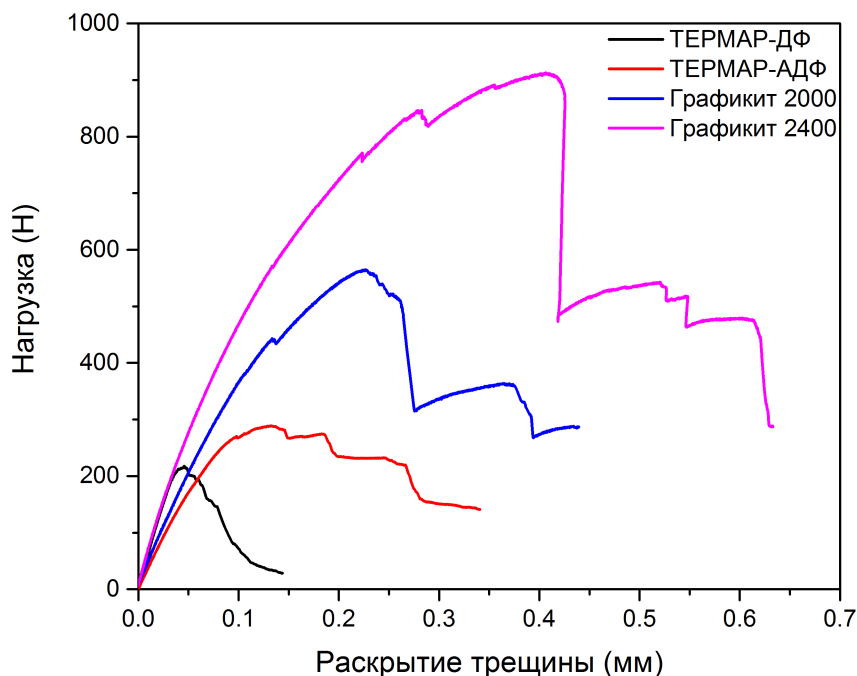
### 3.3 Оценка вязкости разрушения УУКМ

В настоящее время единого подхода к оценке напряженного состояния у вершины трещины и методикам определения вязкости разрушения УУКМ нет.

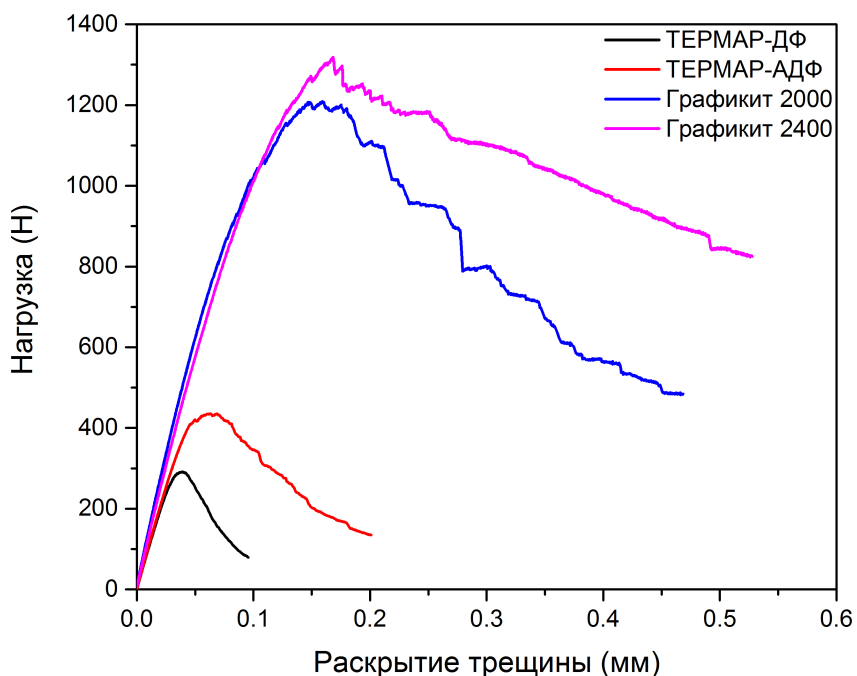
В работе проводилась оценка применимости различных методик определения вязкости разрушения для УУКМ фрикционного назначения. В процессе испытаний на трехточечный изгиб осуществлялась запись диаграмм в координатах «Нагрузка-Раскрытие трещины» с использованием датчика раскрытия трещины консольного типа. Момент старта трещины ( $f_c$ ) определяли по скачку количества событий на диаграмме акустической эмиссии. Старт магистральной трещины всегда совпадал с моментом достижения максимальной нагрузки на диаграмме. До уровня нагрузки  $0,8-0,9 \cdot P_{max}$  сигналы акустической эмиссии отсутствуют. По достижении этого уровня нагрузки, на акустической диаграмме появляются отдельные события, связанные с возникновением микрорастрескиваний, предшествовавших образованию и росту магистральной трещины. Частота и интенсивность событий на диаграмме акустической эмиссии возрастает с ростом действующих напряжений.

Разрушение УУКМ имеет псевдо-пластический характер (рисунок 33). Кривая нагрузки может быть поделена на 3 части: линейный рост нагрузки, нелинейный рост нагрузки и ступенчатое снижение нагрузки. Каждая часть соответствует этапу разрушения: упругая деформация композиционного материала, возникновение и развитие трещин в матрице,

расслоение на границе «волокно-матрица», разрушение и выдергивание волокон. При хрупком разрушении кривая делится на два сегмента: линейное возрастание и резкий спад нагрузки, приводящий в этом случае к катастрофическому разрушению сразу после максимума своего значения. Вязкость разрушения в случае хрупкого разрушения намного ниже, чем при псевдопластическом.



(а)



(б)

Рисунок 33 – Характерный вид диаграмм разрушения УУКМ: (а) – осевое направление (0Z), (б) – радиальное направление (0R).

При псевдо-пластическом разрушении образцы после достижения максимальной нагрузки и начала разрушения некоторое время сохраняют несущую способность.

Для материала ТЕРМАР-ДФ кривая линейна примерно до 95% предела прочности, для других материалов наблюдается высокая нелинейность диаграмм «Нагрузка-Раскрытие трещины». В результате расчетов и анализа полученных диаграмм, рассчитать параметр  $K_{Ic}$  удалось лишь для материала ТЕРМАР-ДФ, армированного коротким дискретным волокном. Для всех исследуемых образцов трех других материалов отношение  $P_{max}/P_Q \geq 1,1$ , что, следуя ASTM 1820, говорит о недопустимости применения параметров и подходов линейной упругой механики разрушения, а, следовательно, силовой коэффициент интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ ) не может быть рассчитан. Однако оценочно параметр  $K_{Ic}$  можно рассчитать из  $J$ -интеграла. Стоит отметить, что оценка  $K_{Ic}$  из  $J$ -интеграла в случае материала ТЕРМАР-ДФ показывает значения, близкие к полученным в результате испытаний.

В Российской Федерации испытания УУКМ на вязкость разрушения проводятся на основе методики, разработанной в АО «НИИГрафит», по которой определяют критический параметр вязкости разрушения –  $K_{Ic}$  с использованием диаграмм «Нагрузка-Прогиб». Принципиальное различие предлагаемой методики с методами расчета [139] заключается в корректировке гамма-функции, зависящей от размеров образца. В зависимости от применяемой методики расчета величина гамма-функции принималась:

а) по методике АО «НИИГрафит»:

$$Y = 2,925\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{1}{2}} - 4,125\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{3}{2}} + 20,49\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{5}{2}} - 35,97\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{7}{2}} + 37,83\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{9}{2}} \quad (10)$$

б) по методике ASTM E1820:

$$Y = \frac{3\left(\frac{l}{b}\right)^{\frac{1}{2}}\left(1,99 - \frac{l}{b}\right)\left(1 - \frac{l}{b}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93\left(\frac{l}{b}\right) + 2,7\left(\frac{l}{b}\right)^2\right)}{2\left(1 + \frac{2l}{b}\right)\left(1 - \frac{l}{b}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (11)$$

где  $l$  – длина нанесенной трещины, мм;

$t$  – ширина образца, мм;

$b$  – толщина образца, мм;

$Y$  – безразмерная гамма-функция отношения  $l/b$ .

Критические коэффициенты интенсивности напряжений, определенные по методикам, базирующимся на стандарте ASTM E1820 по диаграммам «Нагрузка-Раскрытие трещины», и на стандарте АО «НИИГрафит» по диаграммам «Нагрузка-Прогиб» без использования датчика

раскрытия, имеют близкие значения. По методике АО «НИИГрафит» критический коэффициент интенсивности напряжений равен  $K_{Ic}^{OZ} = 2,08 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$  для осевого направления распространения трещины и  $K_{Ic}^{OR} = 2,69 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0,5}$  для радиального направления распространения трещины. Эти значения согласуются с результатами расчета по ASTM E1820, приведенными в таблице 6. Это показывает равноценность подходов расчета коэффициента интенсивности напряжений для УУКМ, армированных короткими дискретными волокнами, с использованием диаграмм «Нагрузка-Прогиб» и «Нагрузка-Раскрытие трещины» с учетом различия в гамма-функциях.

Для описания вязкости разрушения материалов ТЕРМАР-АДФ, Графикит 2000 и Графикит 2400 следует пользоваться параметром упругопластической механики разрушения, а именно –  $J$ -интегралом. Необходимое условие упругопластической механики разрушения  $b, l \geq 25 \times (J_{Ic} / \sigma_{ys})$  для УУКМ в данной работе выполняется, значения  $J_{Ic}$ , приведенные в таблице 6 адекватны.

Таблица 6. Характеристики вязкости разрушения исследуемых УУКМ

Характеристика	ТЕРМАР-ДФ	ТЕРМАР-АДФ	Графикит 2000	Графикит 2400
$K_{Ic}^{OZ}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$2,01 \pm 0,13$	-	-	-
$K_{Ic}^{OR}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$2,61 \pm 0,16$	-	-	-
$J_{Ic}^{OZ}$ , кДж/м <sup>2</sup>	$0,66 \pm 0,095$	$1,40 \pm 0,21$	$3,61 \pm 0,85$	$5,02 \pm 0,91$
$J_{Ic}^{OR}$ , кДж/м <sup>2</sup>	$0,92 \pm 0,059$	$1,42 \pm 0,22$	$5,90 \pm 0,31$	$6,13 \pm 0,53$
$K_{Ic}^{OZ}$ из $J_{Ic}^{OZ}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$2,12 \pm 0,15$	$7,48 \pm 0,72$	$9,33 \pm 1,05$	$12,94 \pm 1,11$
$K_{Ic}^{OR}$ из $J_{Ic}^{OR}$ , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$2,54 \pm 0,17$	$8,59 \pm 0,53$	$15,71 \pm 0,56$	$17,78 \pm 0,73$
$COD^{OZ}$ , мм	$0,011 \pm 0,001$	$0,026 \pm 0,0003$	$0,052 \pm 0,004$	$0,061 \pm 0,005$
$COD^{OR}$ , мм	$0,009 \pm 0,001$	$0,019 \pm 0,0002$	$0,031 \pm 0,0009$	$0,035 \pm 0,0006$

Результаты определения параметров вязкости разрушения приведены в таблице 6. По полученным данным следует сделать вывод, что наибольшее значение вязкости разрушения наблюдается для материала Графикит 2400, армированного тканями. При этом вязкость разрушения для всех материалов выше в радиальном направлении. Наименьшие значения вязкости разрушения демонстрирует материал ТЕРМАР-ДФ, армированный короткими дискретными волокнами.

Характер распространения трещины в материалах ТЕРМАР-АДФ, Графикит 2000 и Графикит 2400 отличается от нормального (рисунок 34), а наблюдаемое при этом напряженное состояние у вершины трещины не соответствует моде I типа.

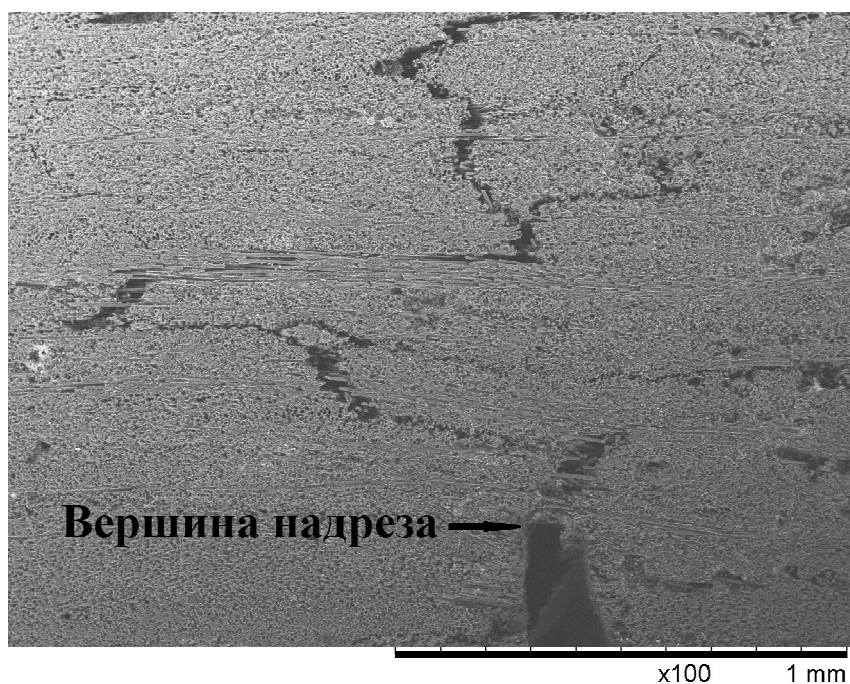


Рисунок 34 – Развитие трещины в материале ТЕРМАР-АДФ.

Так как в процессе развития разрушения происходят остановки в развитии трещины и не наблюдается полное разрушения образцов. При расчете вязкости разрушения материала следует учитывать часть кривой «Нагрузка-Раскрытие трещины», расположенную после точки максимальной нагрузки  $P_{max}$ , а использование критерия  $J_{Ic}$ , при расчете которого учитывается лишь работа зарождения трещины до момента пиковой нагрузки, представляется не совсем корректным.

Таким образом, ни параметр  $K_{Ic}$ , ни параметр  $J_{Ic}$  не могут в полной мере описать вязкость разрушения данного материала. Поэтому для оценки вязкости разрушения УУКМ был использован метод [144], основанный на расчете скорости освобождения энергии при разрушении ( $J_c$ ), учитывающий полную работу разрушения ( $A_{fr}$ ) с использованием заданных значений раскрытия трещины ( $f$ ) на кривых «Нагрузка-Раскрытие трещины» для образцов с различной длиной начальной трещины ( $l$ ). Данный подход использовался в работах по исследованию керамических композиционных материалов [146].

Значения  $A_{fr}$  рассчитывались как площадь под кривой от начала нагружения до выбранного набора значений раскрытия, в отличие от расчетов  $J_{Ic}$ , где работа  $A_{pl}$  рассчитывалась только до момента старта трещины ( $P_{max}$ ). Зависимости значений работы разрушения ( $A_{fr}$ ) для различных выбранных значений раскрытия трещины ( $f$ ) от первоначальной длины трещины ( $l$ ) показаны на рисунке 35.

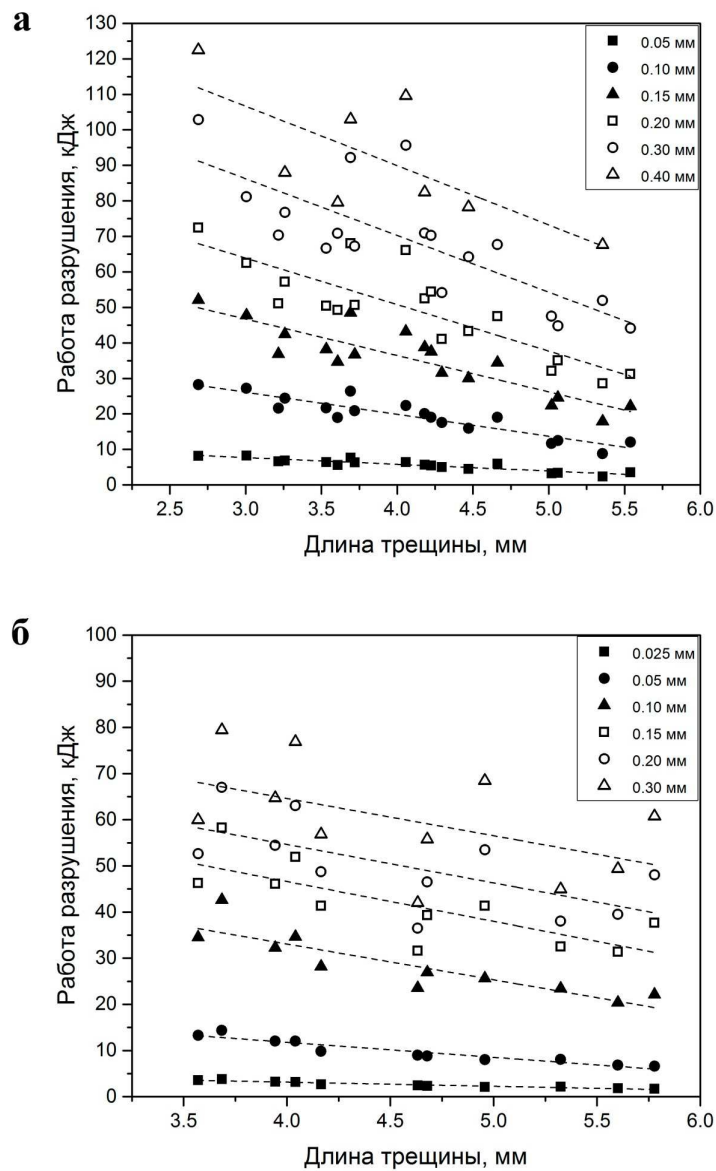


Рисунок 35 – Зависимости значений работы разрушения ( $A_{fr}$ ) материала ТЕРМАР-АДФ для различных выбранных значений раскрытия трещины ( $f$ ) от первоначальной длины трещины ( $l$ ):

(а) – осевое направление 0Z, (б) – радиальное направление 0R.

Работа разрушения уменьшается с ростом длины начальной трещины. Расчет скорости освобождения энергии при разрушении ( $J_c$ ) для заранее заданных значений раскрытия произведен по формуле:

$$J_c = \frac{-(\Delta A_{fr} / \Delta l)}{B} \quad (12)$$

где  $A_{fr}$  – полная работа разрушения, Дж;

$l$  – начальная длина трещины, мм;

$B$  – ширина образца, мм;

$\Delta A_{fr}/\Delta l$  – наклон прямой линейной аппроксимации для графика  $A_{fr}(l)$  для каждого из выбранных значений раскрытия трещины.

Для дальнейшего анализа результатов, выбранные значения раскрытия трещины были нормированы на среднее значение раскрытия ( $f_c$ ) при максимальной нагрузке ( $P_{max}$ ) для всех испытанных образцов с различными длинами начальных концентраторов ( $l$ ). Полученные в результате этих расчетов данные, приведены в таблице 7.

Таблица 7. Результаты расчета характеристик  $J_c$ 

Материал	Направление	$f$ , мм	$A_{f\mu}/l$ , Дж/м	$f_c$ , мм	$J_c$ , кДж/м <sup>2</sup>
ТЕРМАР-ДФ	0Z	0,02	-1,51	0,041	0,15
		0,04	-5,19		0,52
		0,06	-8,13		0,81
		0,08	-9,8		0,98
		0,1	-10,27		1,02
		0,14	-10,59		1,06
	0R	0,02	-0,49	0,037	0,05
		0,04	-2,54		0,25
		0,06	-5,14		0,51
		0,08	-6,39		0,64
		0,1	-6,69		0,67
ТЕРМАР-АДФ	0Z	0,05	-1,82	0,12	0,18
		0,1	-6,2		0,62
		0,15	-10,26		1,03
		0,2	-13,09		1,31
		0,3	-15,99		1,60
		0,4	-16,72		1,67
	0R	0,025	-0,89	0,08	0,09
		0,05	-3,26		0,33
		0,1	-7,75		0,78
		0,15	-8,63		0,86
		0,2	-8,32		0,83
		0,3	-8,07		0,81
Графикит 2000	0Z	0,05	-5,59	0,2	0,56
		0,1	-18,37		1,84
		0,15	-35,22		3,52
		0,2	-41,4		4,14
		0,3	-51,72		5,17
		0,4	-64,34		6,43
		0,5	-93,83		9,38
	0R	0,05	-4,84	0,158	0,48
		0,1	-17,48		1,72
		0,15	-33,48		3,35
		0,2	-52,54		5,25
		0,3	-79,12		7,91
		0,4	-126,64		12,66
		0,5	-164,01		16,40
Графикит 2400	0Z	0,02	-0,07	0,27	0,01
		0,05	-0,86		0,09
		0,1	-3,52		0,35
		0,2	-14,43		1,44
		0,3	-50,63		5,06
		0,4	-94,34		9,42
		0,5	-127,49		12,70
	0R	0,05	-0,21	0,151	0,02
		0,1	-0,75		0,08
		0,15	-13,54		1,40
		0,2	-41,91		4,20
		0,3	-102,02		10,20
		0,4	-166,88		16,70
		0,5	-181,23		18,10



Для описания вязкости разрушения УУКМ построены графики зависимости значения скорости освобождения энергии ( $J_c$ ) от нормированного раскрытия трещины ( $f/f_c$ ) (рисунок 36).

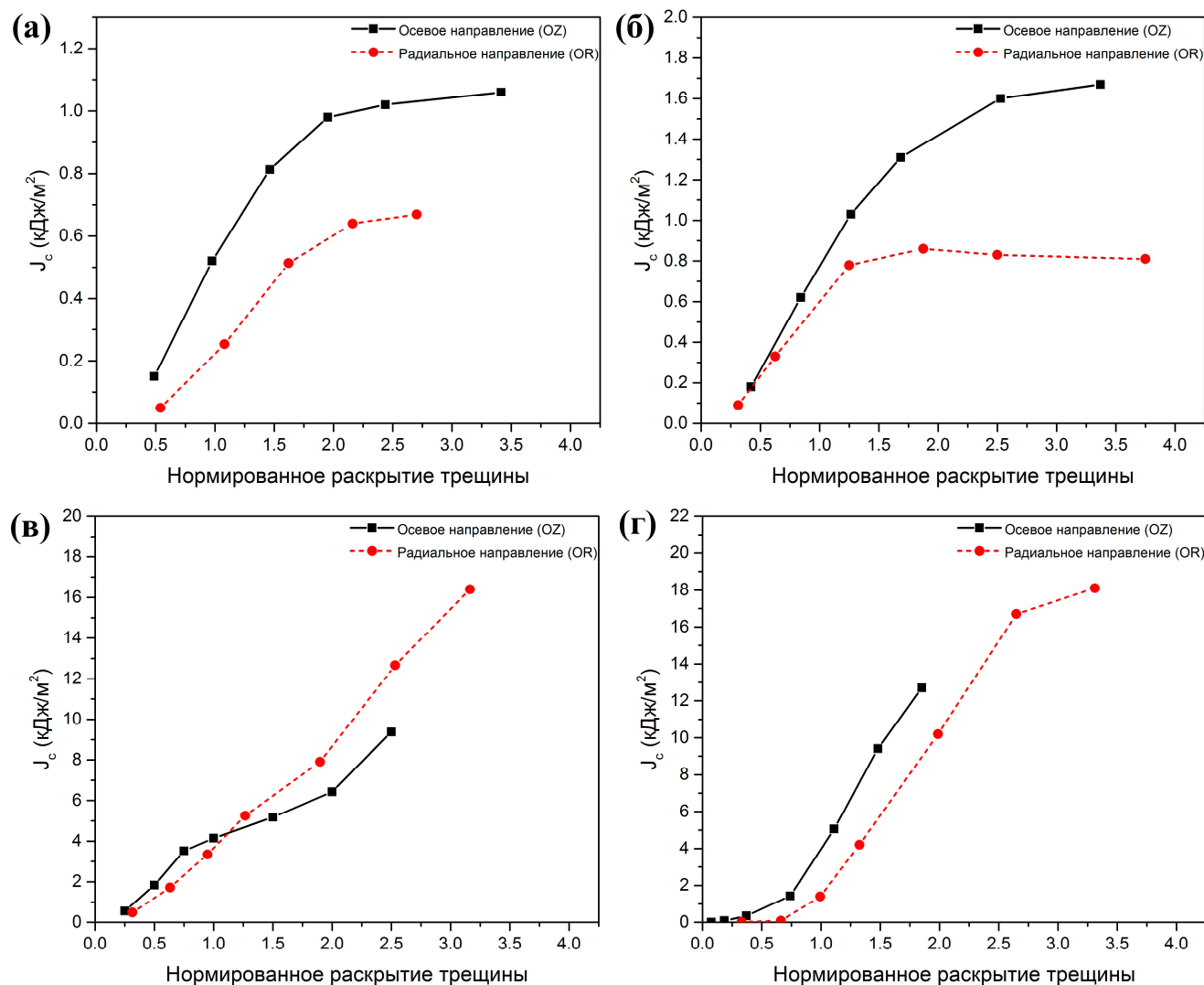


Рисунок 36 – Зависимость скорости освобождения энергии при разрушении ( $J_c$ ) от нормированных значений раскрытия трещины ( $f/f_c$ ): (а) – ТЕРМАР-ДФ; (б) – ТЕРМАР-АДФ; (в) – Графikit 2000; (г) – Графikit 2400.

По характеру зависимостей на рисунке 36 видно, что значения  $J_c$  возрастают с увеличением нормированного значения раскрытия. Для материалов, армированных дискретными волокнами, кривые возрастают вплоть до значений  $J_c = 1,06$  кДж/м<sup>2</sup> для осевого направления,  $J_c = 0,67$  кДж/м<sup>2</sup> для радиального направления материала ТЕРМАР-ДФ и  $J_c = 1,7$  кДж/м<sup>2</sup> для осевого направления,  $J_c = 0,9$  кДж/м<sup>2</sup> для радиального направления материала ТЕРМАР-АДФ, а затем выходят практически на горизонтальную прямую. Для материалов Графikit 2000 и Графikit 2400, армированных тканями, характер зависимостей иной.

Подобные характеры зависимостей свидетельствует об увеличении скорости освобождения энергии УУКМ с увеличением прироста трещины, что характерно для R-кривых. Для поддержания процесса роста трещины необходимо постоянное увеличение энергии, т.е. с ростом трещины увеличивается вязкость разрушения материала. Для материалов, армированных дискретными волокнами, значения в осевом направлении значительно выше значений, полученных для радиального направления. Решающую роль, по-видимому, вносит большее отклонение от трещины в осевом направлении и, следовательно, требуется большая работа, необходимая для ее продвижения. Для материалов, армированных тканями, значения скорости освобождения энергии при разрушении выше в радиальном направлении.

Описанный параметр скорости освобождения энергии при разрушении ( $J_c$ ) является более предпочтительным, так как учитывает энергию продвижения трещины в материале, а не только энергию её зарождения и не зависит от типа разрушения. Параметр  $COD$  является менее предпочтительным и используется для материалов с высокой вязкостью разрушения.

Наличие в материале дефектов структуры, таких как включения хрупкой матрицы, перегибы волокон Z- и V-образной формы значительно снижает вязкость разрушения материала. При испытаниях образцов разрушение происходит по поверхности дефекта (рисунок 37), а значение вязкости разрушения материала снижается примерно в 2 раза (рисунок 38).

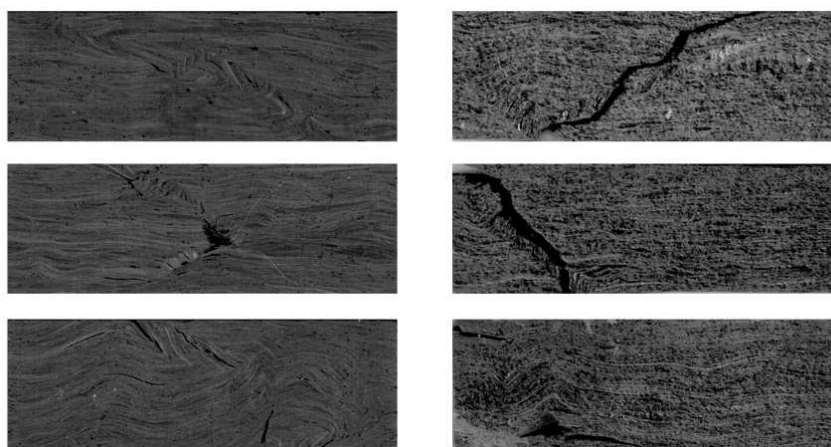


Рисунок 37 – Распространение трещины при разрушении образцов материала ТЕРМАР-АДФ при наличии дефектов.

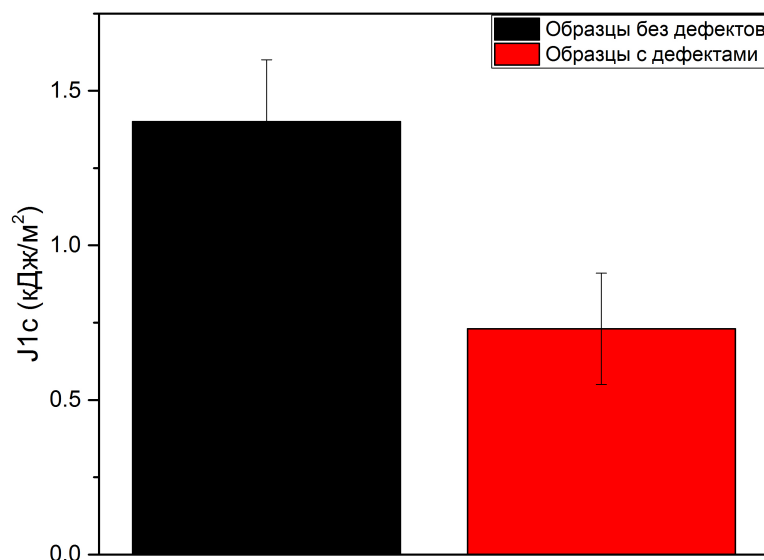
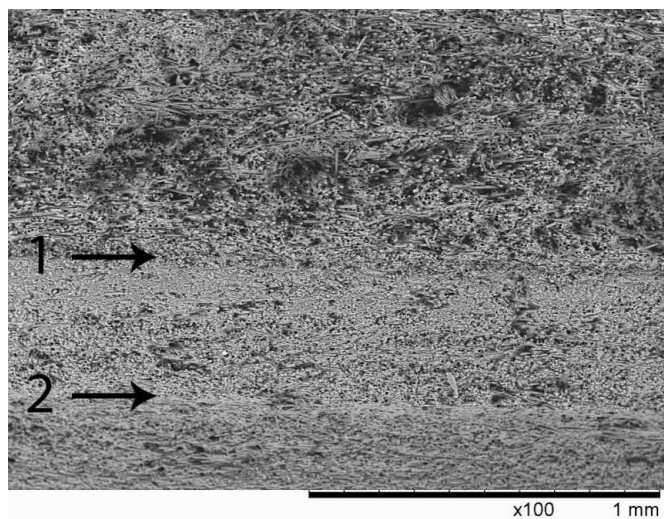


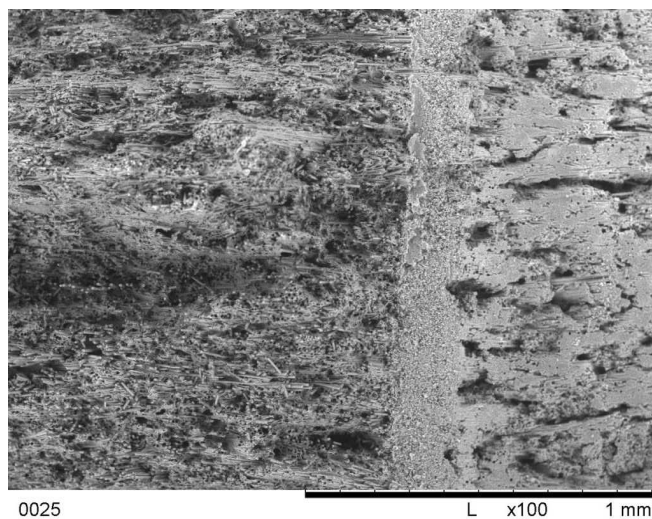
Рисунок 38 – Сравнение значений вязкости разрушения образцов с присутствием дефектов и образцов без дефектов материала ТЕРМАР-АДФ.

### 3.4 Фрактография после испытаний на вязкость разрушения УУКМ

На снимке показана зона первичного распространения трещины (рисунок 39), включающая границу начального пропила (цифра 2), границу нанесенного концентратора (цифра 1) и область первичного развития трещины после её старта.



(а)

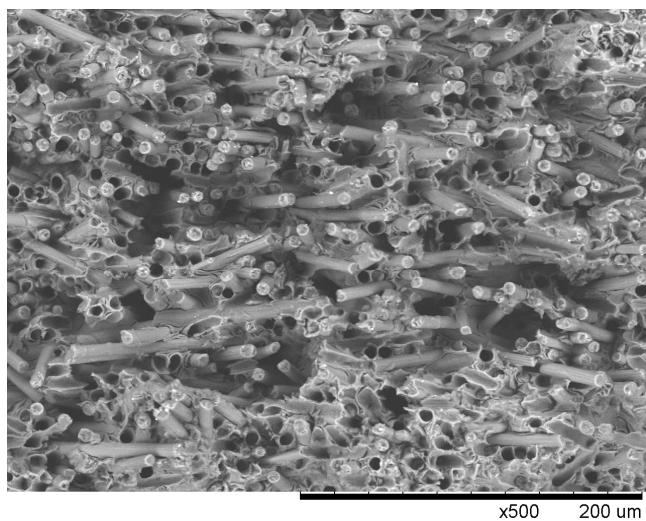


(б)

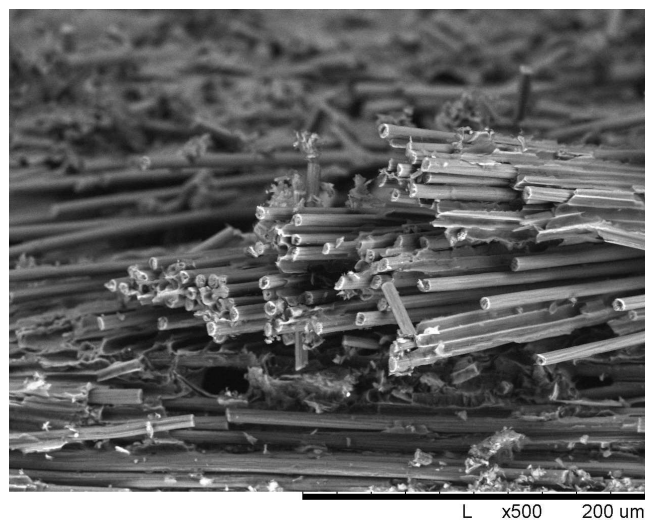
Рисунок 39 – Фрактография образцов материала ТЕРМАР-ДФ в области нанесенного надреза: (а) – граница надреза и нанесенного концентратора, (б) – зона первичного распространения трещины.

Анализ поверхности разрушения исследуемых УУКМ (рисунок 40) показывает, что при движении трещины в материале ТЕРМАР-ДФ происходит разрушение границы раздела и выдергивание элементарных волокон из матрицы (рисунок 40 (а)), а не их разрушение, что позволяет предполагать, что средняя длина армирующего наполнителя в композите меньше критической. То же характерно и для материала ТЕРМАР-АДФ (рисунок 40 (б)). Разрушение также происходит преимущественно путем выдергивания волокон.

Внутри жгутов материалов Графикит 2000 и Графикит 2400 сформирована плотная связанная с волокном матрица. Жгуты объединяются в пространственные сетки. В результате, для распространения трещине необходимо не выдергивать и разрушать отдельные волокна из матрицы, а сперва разрушить матрицу в жгуте, а затем и сам жгут. Трещина склонна распространяться между слоями, а материал склонен к расслоению (рисунок 40 (в)). В материале наблюдается большое количества микропор (рисунок 40 (д)), края которых связаны между собой элементарными волокнами. Наличие микропор и стягивание их краев волокном является фактором, способствующим увеличению вязкости разрушения.



(а)



(б)

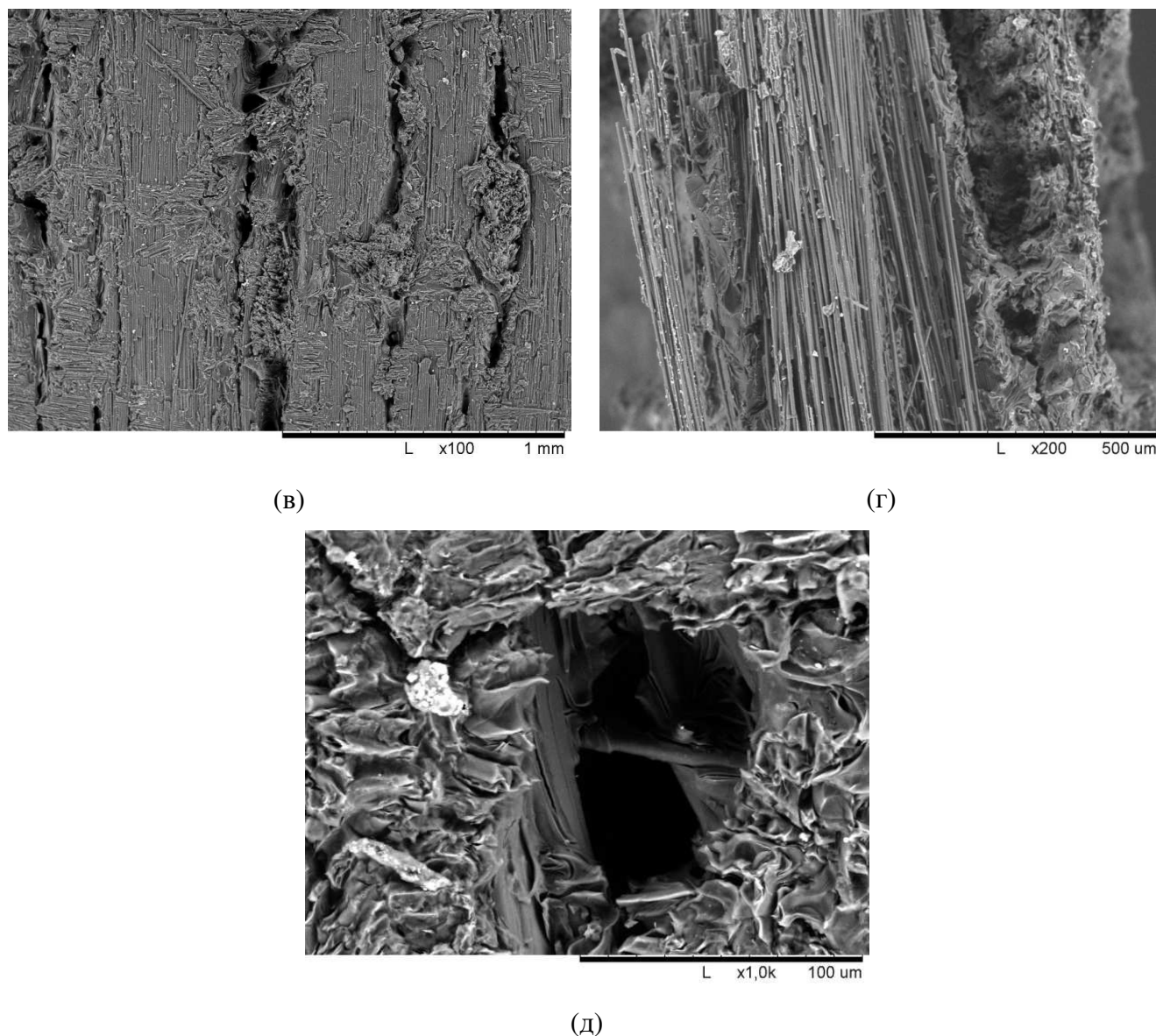


Рисунок 40 – Фрактография УУКМ после испытаний на вязкость разрушения: (а) – ТЕРМАР-ДФ; (б) – ТЕРМАР-АДФ; (в) – Графикит 2000; (г) – Графикит 2400; (д) – Графикит 2400. Пورا, стянутая элементарным волокном.

По результатам испытаний, наибольшие значения вязкости разрушения показывают материалы Графикит, армированные фрагментированными тканями. При этом самые высокие значения наблюдаются у материала Графикит 2400 с температурой финальной термической обработки 2400 °С. Самые низкие значения вязкости разрушения показывает материал ТЕРМАР-ДФ, армированный короткими дискретными волокнами и произведенный по отличной от трех других материалов технологии. Расслоение и выдергивание волокон, стягивание краев пор в материале элементарными волокнами увеличивает необходимую работу, затраченную на разрушение и приводит к повышению вязкости разрушения материала.

### 3.5 Выводы по главе 3

Определены основные механические характеристики материалов при испытании на сжатие и трехточечный изгиб. Проведена оценка вязкости разрушения углерод-углеродного композиционного материала с использованием различных критериев вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $J_c$ ,  $COD$ ), показаны границы применимости критериев. Для УУКМ, армированных короткими дискретными волокнами, возможно определение величины  $K_{Ic}$ . Расчет коэффициента интенсивности напряжений в случае материала ТЕРМАР-ДФ, армированного короткими дискретными волокнами показал идентичные значения с использованием диаграмм «Нагрузка-Прогиб», «Нагрузка-Раскрытие трещины» и при расчет по определенному значению  $J$ -интеграла. Это позволяет говорить о возможности использования любой из методик для оценки параметров вязкости разрушения УУКМ, армированных дискретными короткими волокнами.

В случае материалов, армированных более длинными дискретными волокнами и на основе тканых наполнителей, для оценки вязкости разрушения более предпочтительным является параметр скорости освобождения энергии при разрушении ( $J_c$ ) учитывающий энергию при продвижении трещины, а не только энергию при её зарождении. Показано, что для УУКМ характерны R-кривые сопротивления росту трещины, параметр  $J_c$  возрастает с увеличением длины трещины. Для поддержания процесса роста трещины необходимо постоянное увеличение энергии, т.е. с ростом трещины увеличивается вязкость разрушения материала.

УУКМ на основе тканых наполнителей, несмотря на склонность к расслоению, обладают более высокой вязкостью разрушения. Дефекты структуры снижают вязкость разрушения УУКМ примерно в 2 раза.

В зависимости от структуры композиционного материала меняется роль механизмов торможения распространения трещины. Для материалов с дискретным волокном вязкость разрушения определяется энергией выдергивания волокна из матрицы и торможением трещин на микропорах. Для материалов, армированных тканью, вязкость разрушения определяется энергией разрушения матрицы внутри углеродных жгутов и распространением трещины при расслоении.

## Глава 4 Исследование напряженно-деформированного состояния в зоне у вершины трещины УУКМ фрикционного назначения

### 4.1 Экспериментальная оценка зоны концентрации напряжений

Определение конфигурации и размеров зоны концентрации напряжений у вершины трещины является сложной аналитической задачей. Появление оптических и лазерных систем измерения позволяет визуализировать поле деформаций, возникающих у вершины трещины, и уточнить характер напряженно-деформированного состояния в УУКМ. В работе проведена оценка распределения полей деформаций на поверхности образцов методом численной корреляции цифровых изображений.

В процессе испытаний на вязкость разрушения регистрировались данные для построения полей деформаций у вершины трещины при помощи цифровой оптической системы VIC-3D фирмы Correlated Solutions, состоящей из двух монохромных цифровых камер и программного обеспечения, принцип работы которого основан на методе конечных элементов. Система позволяет определить поля деформаций экспериментально, в процессе испытания. Для построения полей напряжений у вершины трещины в программу управляющую оптической системой были заданы значения коэффициентов Пуассона и модулей упругости для двух направлений, определенные ранее.

Эволюция напряженно-деформированного состояния у вершины трещины в материале ТЕРМАР-ДФ представлена на рисунке 41. Область, в которой происходит локализация процесса повреждений в материале в зоне концентратора напряжений, показана на рисунке 41 (а). В то время как основная часть материала остается практически ненагруженной, в области радиусом 2-3 мм напряжения достигают значений, превышающих в 2,5-3 раза соответствующий предел прочности материала.



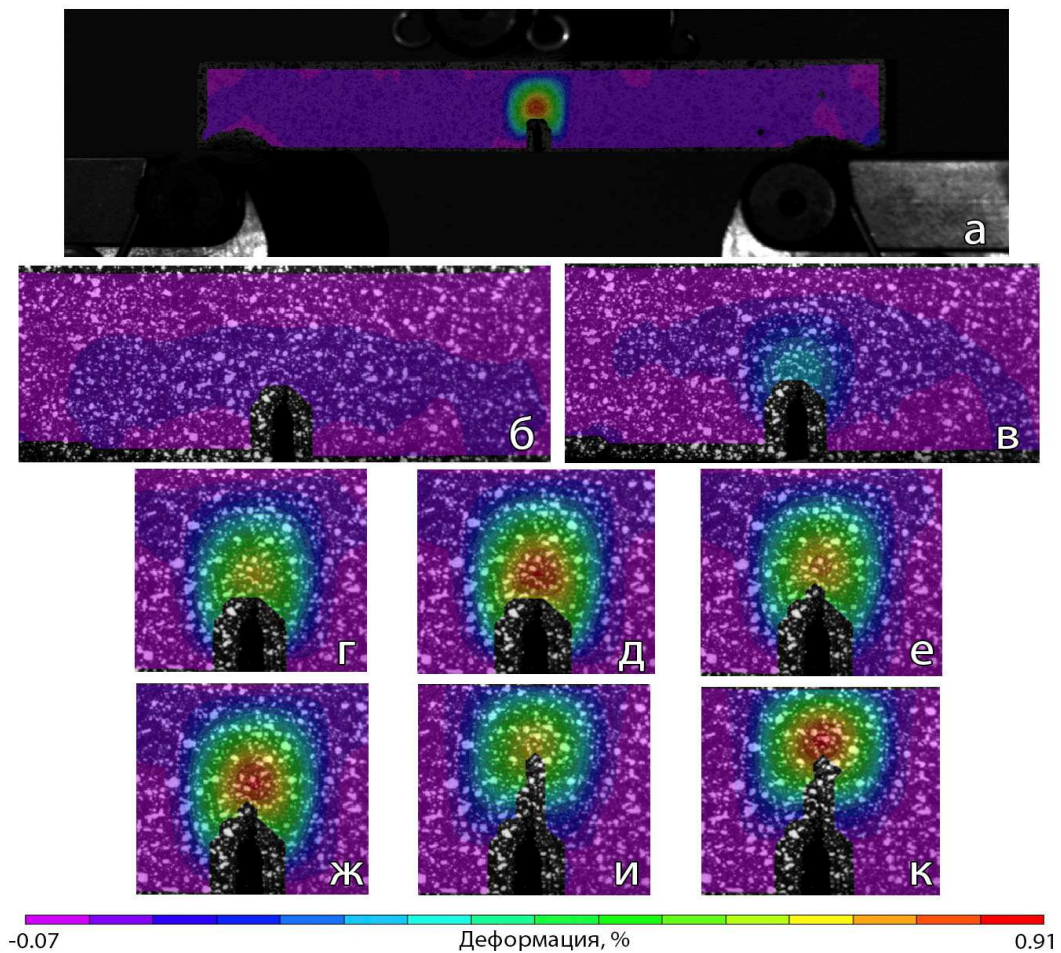


Рисунок 41 – Развитие напряженно-деформированного состояния материала ТЕРМАР-ДФ в процессе испытания на вязкость разрушения:

(а) – поле деформаций перед стартом трещины; (б) – поле деформаций при малых напряжениях; (в), (г) – начало локализации напряжений и их концентрация перед вершиной трещины соответственно; (д), (ж), (к) – поле напряжений перед стартом трещины; (е), (и) – после остановки роста трещины.

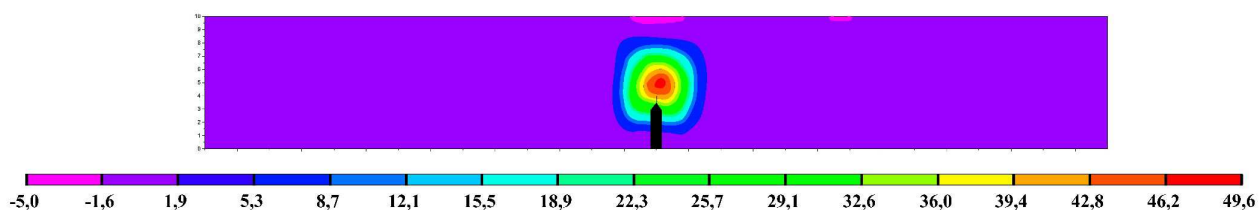
Изменение напряженного состояния у вершины трещины в процессе нагружения образца представлено на рисунке 41 (б)-(к). При малых уровнях нагрузки (рисунок 41 (б)) концентрация напряжений у вершины трещины не проявляет себя, поле малых деформаций распространяется в образце параллельно нейтральному слою. С увеличением нагрузки начинается локализация напряжений в области концентратора (рисунок 41 (в), (г)). На рисунке 41 (д) показано поле напряжений непосредственно в момент перед стартом трещины. Развитие трещины происходит скачкообразно, движение трещины приводит к частичному снижению уровня напряжений перед ее вершиной (рисунок 41 (е)). При дальнейшем нагружении образца по достижении перед вершиной трещины критического уровня напряжений происходит ее дальнейший рост (рисунок 41 (ж)-(к)).



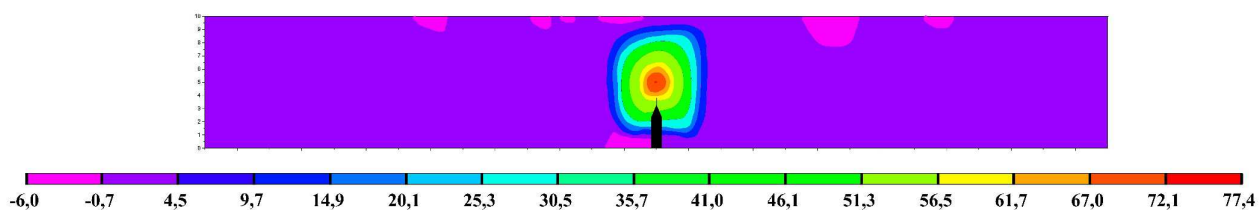
Рост трещины происходит скачкообразно и сопровождается остановками в ее развитии при снижении напряжений перед вершиной, что хорошо видно из записи сигналов акустической эмиссии. Старт трещины происходит в момент, когда растягивающие напряжения у вершины трещины достигают значений 42-44 МПа, а на расстоянии 1,5 мм перед ее фронтом – 52-56 МПа. Дальнейшее развитие трещины останавливается при уменьшении напряжений у ее вершины до 30-35 МПа и максимальных напряжений перед фронтом трещины до 42-44 МПа. За один цикл развития трещина в среднем продвигается на 0,3-0,4 мм. Как видно из рисунка 41 (а), концентрация напряжений при действии на образец изгибающей нагрузки происходит в локальном объеме, диаметр которого составляет 6-7 мм, в остальном материале деформации практически отсутствуют. Максимальные деформации и соответствующие им максимальные напряжения возникают на расстоянии 1,5 мм от текущей вершины трещины.

Аналогичный механизм наблюдается для всех материалов, исследованных в данной работе, однако существуют некоторые особенности. Так для материала ТЕРМАР-АДФ максимальные деформации и соответствующие им максимальные напряжения, превышающие предел прочности материала примерно в 3 раза, возникают на расстоянии 1,5-3 мм от текущей вершины трещины. Однако для образцов, испытанных в осевом направлении происходит отклонение от нормального распространения трещины, наблюдается ветвление трещины и локальное расслоение материала (рисунок 43), а тип разрушения можно описать как смешанный. Подобный характер распространения трещины увеличивает необходимую работу, затраченную на разрушение, и приводят к повышению вязкости разрушения материала.

Для материалов, армированных дискретными волокнами, поле напряжений у вершины трещины в момент, предшествующий ее старту, зарегистрированное при помощи цифровой оптической системы VIC-3D, показано на рисунках 42-43.

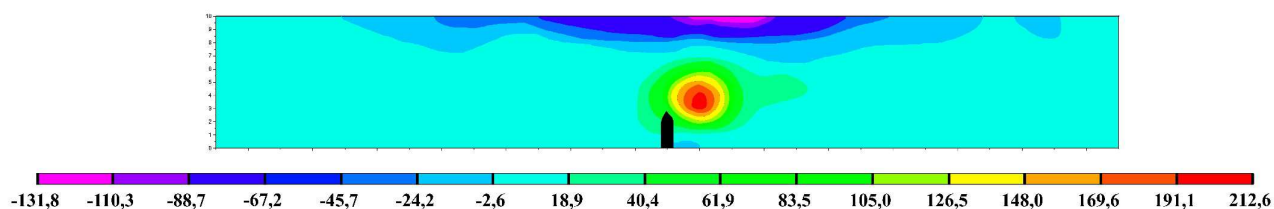


(a)

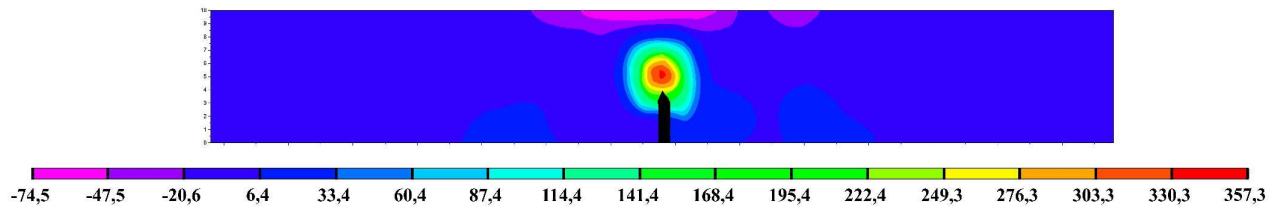


(б)

Рисунок 42 – Распределение напряжений в пространстве вокруг вершины трещины для осевого (а) и радиального (б) направления материала ТЕРМАР-ДФ в момент старта трещины.



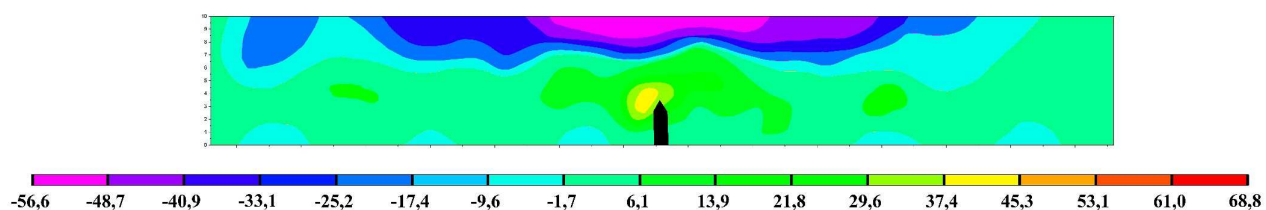
(а)



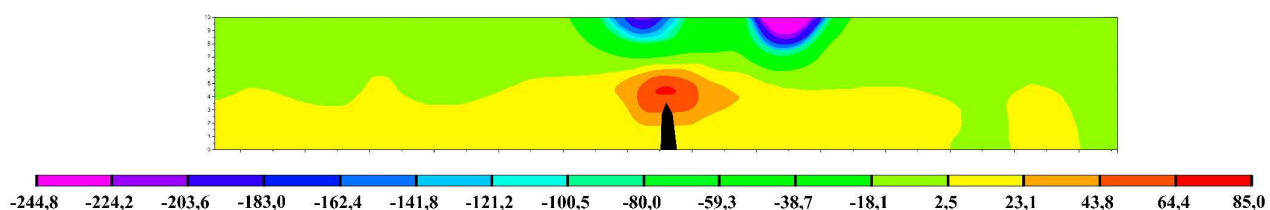
(б)

Рисунок 43 – Распределение напряжений в пространстве вокруг вершины трещины для осевого (а) и радиального (б) направления материала ТЕРМАР-АДФ в момент старта трещины.

Для материалов Графикит 2000 и Графикит 2400 стоит отметить довольно большую область сжимающих напряжений под пуансоном. По причине относительно невысокой межслоевой прочности и армирования материала дискретными тканями, напряжения передаются на большой объем материала (рисунок 44 и рисунок 45), в отличие от материалов ТЕРМАР-ДФ и ТЕРМАР-АДФ, в которых происходит локализация напряжений. Максимальные локальные напряжения в момент старта трещины соизмеримы с пределом прочности материала.

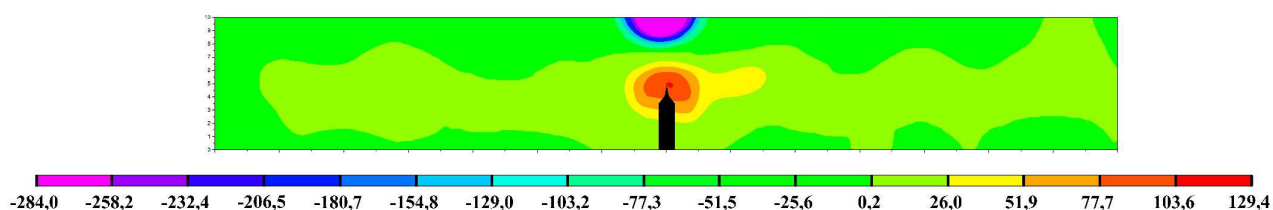


(a)

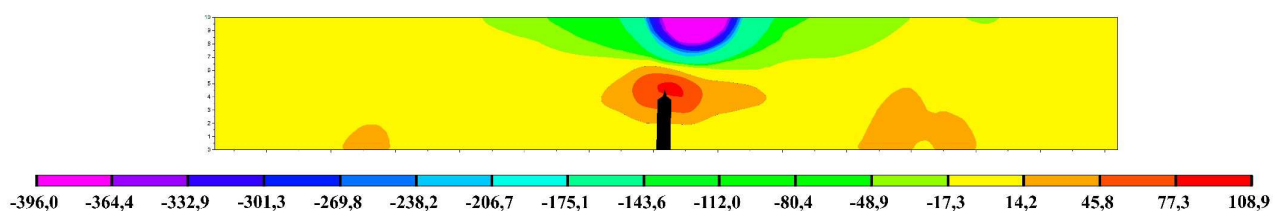


(б)

Рисунок 44 – Распределение напряжений в пространстве вокруг вершины трещины для осевого (а) и радиального (б) направления материала Графikit 2000 в момент старта трещины.



(a)



(б)

Рисунок 45 – Распределение напряжений в пространстве вокруг вершины трещины для осевого (а) и радиального (б) направления материала Графikit 2400 в момент старта трещины.

Для ряда образцов наблюдался иной характер распространения трещины. При отклонении от нормального роста трещины наблюдаются микрорасслоения и расслоения, трещина начинает расти нелинейно, а, следовательно, для ее распространения необходимо

большая работа разрушения. На рисунке 46 приведены примеры расслоения, ветвления и распространения трещины при наличии дефектов.

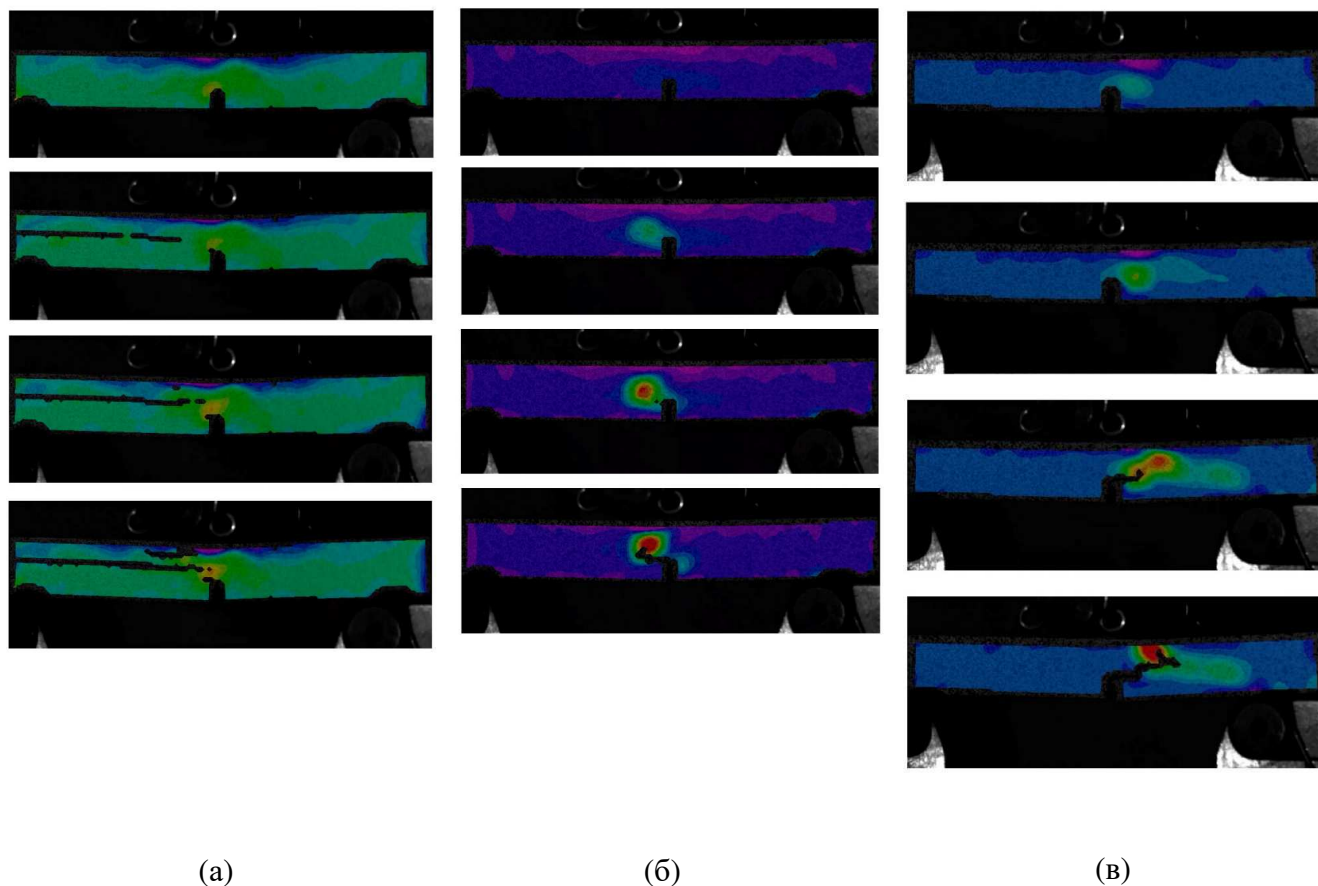


Рисунок 46 – Характер распространения трещины в УУКМ по данным VIC-3D при расслоении (а), ветвлении (б) и при наличии дефектов структуры (в).

#### 4.2 Распределение напряжений в момент старта трещины

Построенное с помощью системы VIC-3D поле деформаций при известных значениях модулей упругости и коэффициентов Пуассона может быть преобразовано в поле действующих напряжений. Изменение напряжений в материале перед вершиной трещины в момент, предшествующий ее старту, показано на рисунке 47.

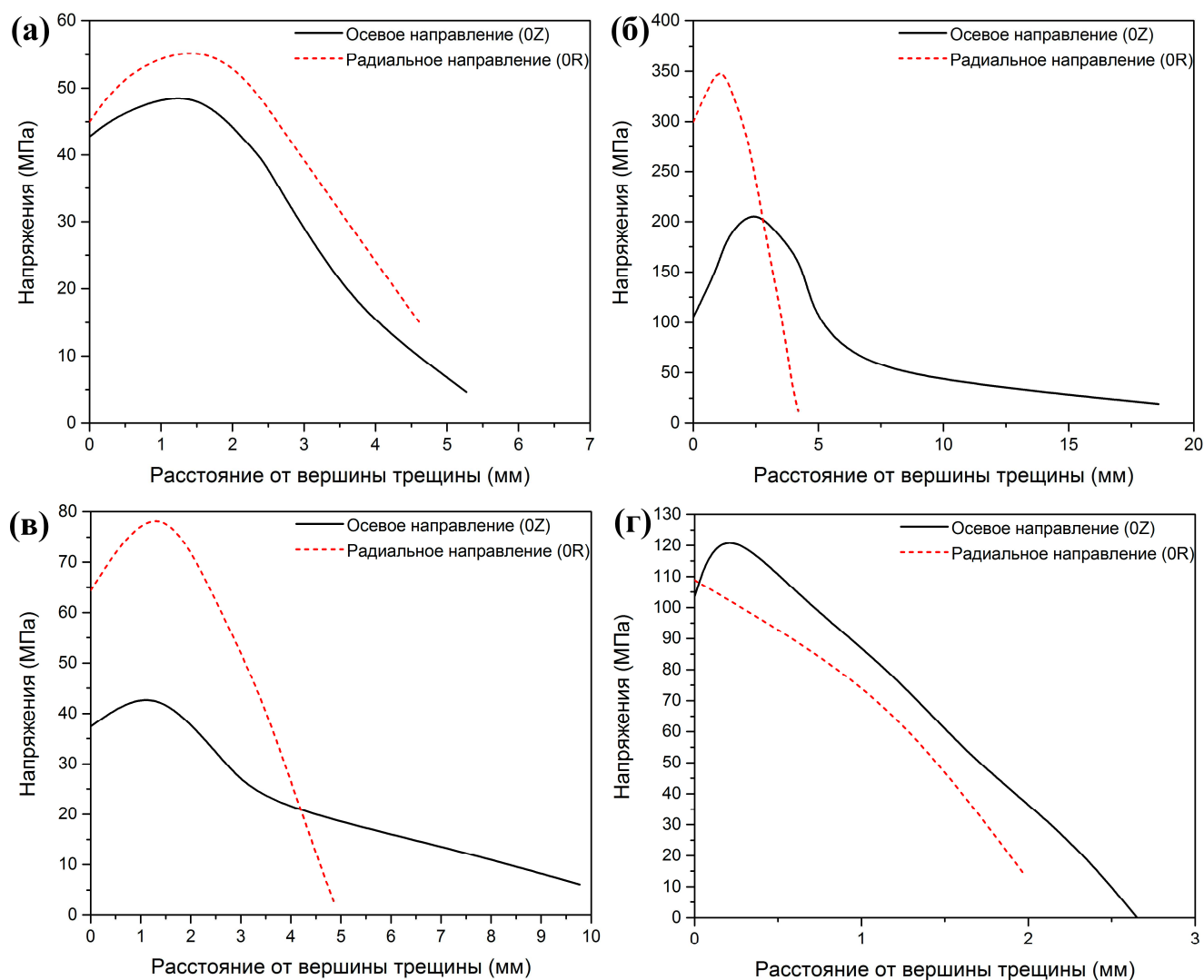


Рисунок 47 – Распределение напряжений в области перед вершиной трещины УУКМ в момент ее старта для осевого направления (0Z) и радиального направления (0R): (а) – ТЕРМАР-ДФ; (б) – ТЕРМАР-АДФ; (в) – Графikit 2000; (г) – Графikit 2400.

Наблюдаемый характер изменения напряжений показывает, что в УУКМ перед вершиной трещины реализуется плоско-деформированное напряженное состояние, что сопровождается значительно большей зоной концентрации напряжений у вершины надреза. В то время как большинство работ, посвященных изучению вязкости разрушения УУКМ, предполагают реализацию в них плоско-напряженного состояния и использования коэффициента интенсивности напряжений в качестве критерия вязкости разрушения. По графикам видно, что напряжения в материалах, армированных тканями меньше, чем в материалах, армированных дискретными волокнами, по причине их локализации в большем объеме образца.

Наблюдаемое напряженное состояние у вершины трещины материалов ТЕРМАР-АДФ, Графikit 2000 и Графikit 2400 не соответствует моде I типа и не позволяет описывать их

вязкость разрушения в соответствии с линейной механикой разрушения, используя параметр  $K_{Ic}$ , в отличие от материала ТЕРМАР-ДФ, армированного короткими волокнами.

#### 4.3 Экспериментальная оценка зоны концентрации напряжений для образцов с дефектами структуры

В работе исследовался характер поля напряжений в момент старта трещины для образцов с дефектами структуры (рисунок 48). Стоит отметить, что концентрация напряжений происходит в области, примыкающей к дефекту материала, а сами напряжения в момент старта трещины (рисунок 49) снижаются примерно в 2 раза по сравнению с образцами без дефектов. Таким образом, для распространения трещины требуются гораздо меньшие напряжения.

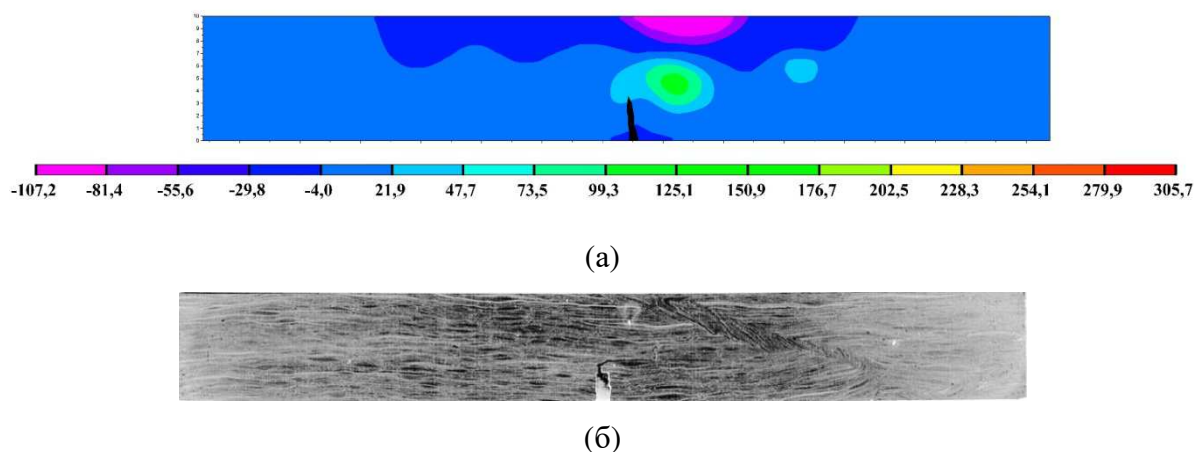


Рисунок 48 – Распределение напряжений в пространстве вокруг вершины трещины при испытании материала ТЕРМАР-АДФ с дефектом структуры (а) и поверхность разрушенного образца (б).

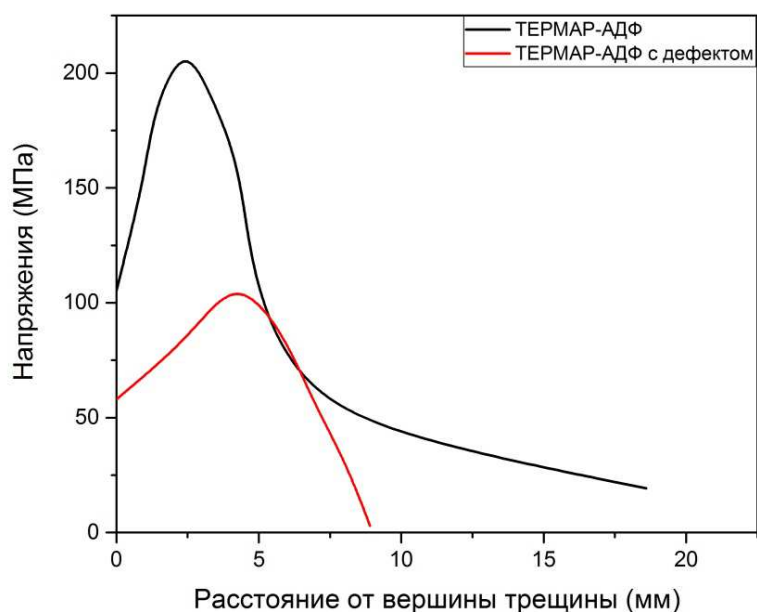


Рисунок 49 – Распределение напряжений в области перед вершиной трещины при испытании в осевом направлении образца материала ТЕРМАР-АДФ с дефектом структуры.

#### 4.4 Выводы по главе 4

С помощью оптической системы VIC-3D экспериментально определена конфигурация и размеры зоны концентрации напряжений у вершины трещины УУКМ. В углерод-углеродном композиционном материале у вершины трещины реализуется плоско-деформированное напряженное состояние.

Для материалов, армированных дискретными волокнами, напряжения в момент старта трещины в 2,5-3 раза превышают предел прочности материала, а максимальные напряжения возникают на расстоянии 1,5-3 мм перед фронтом трещины. Происходит локализация напряжений у вершины трещины в области диаметром до 6-7 мм, при этом в зоне диаметром 3 мм напряжения превышают предел прочности материала. Для материалов, армированных тканями, локализация напряжений происходит в значительно большем объеме, а максимальные значения напряжений в момент старта трещины значительно ниже.

Для материалов, армированных тканями и длинными дискретными волокнами, наблюдается отклонение от нормального распространения трещины, наблюдаются расслоения, а напряженное состояние не соответствует моде I типа. В случае армирования материала коротким дискретным волокном, наблюдается распространение трещины нормального отрыва.

Для распространения трещины в материале с дефектами укладки волокна требуются вдвое меньшие напряжения по сравнению с образцами без дефектов. При этом концентрация напряжений происходит в области, примыкающей к дефекту укладки материала.

## Глава 5 Определение межслоевой прочности УУКМ и исследование изменения вязкости разрушения и межслоевой прочности УУКМ под действием циклических нагрузок

### 5.1 Определение межслоевой прочности УУКМ

Сдвиговые деформации могут стать определяющими в процессе разрушения в случае нагружения перпендикулярно оси тормозного диска или в случае присутствия структурных дефектов УУКМ. Подобные деформации могут приводить к межслоевому разрушению материала, которое очень опасно по причине низкой межслоевой прочности УУКМ по сравнению с прочностью на сжатие и одноосное растяжение. Изучение процессов, происходящих при межслоевом разрушении, необходимо для получения представления о механизмах поведения УУКМ в условиях сложнапряженного состояния, приближенного к реальным условиям работы в конструкциях авиационных тормозных систем.

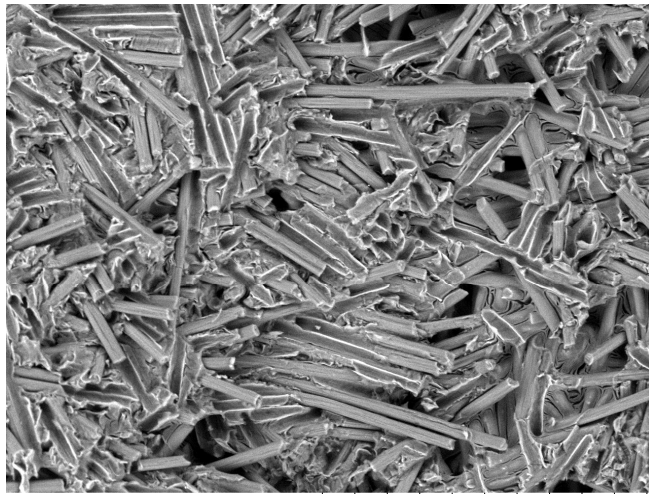
Значения прочности межслоевого сдвига были определены по методике АО «НИИГрафит». Испытания на сжатие проводили на образцах размером 18×10×10 мм с надрезами на противоположных гранях. Скорость движения подвижной опоры в процессе испытания – 2 мм/мин. Во всех случаях разрушение происходило по плоскости между двумя надрезами образца, результаты испытаний представлены в таблице 8.

Таблица 8. Результаты определения межслоевой сдвиговой прочности УУКМ

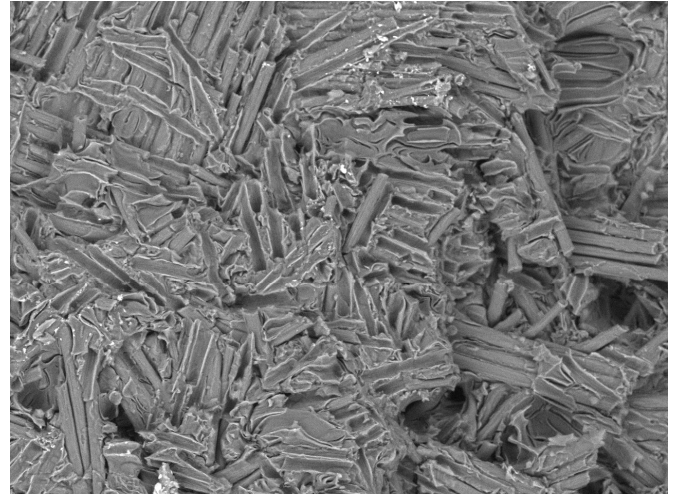
Материал	$\sigma_{\text{мн}}$ , МПа
ТЕРМАР-АДФ	9,95±1,96
ТЕРМАР-ДФ	19,66±1,11
Графикит 2000	6,58±0,71
Графикит 2400	5,72±2,56

Фрактография УУКМ после испытаний на межслоевой сдвиг, иллюстрирующая типичные поверхности разрушения образцов четырех исследуемых материалов, приведена на рисунке 50.

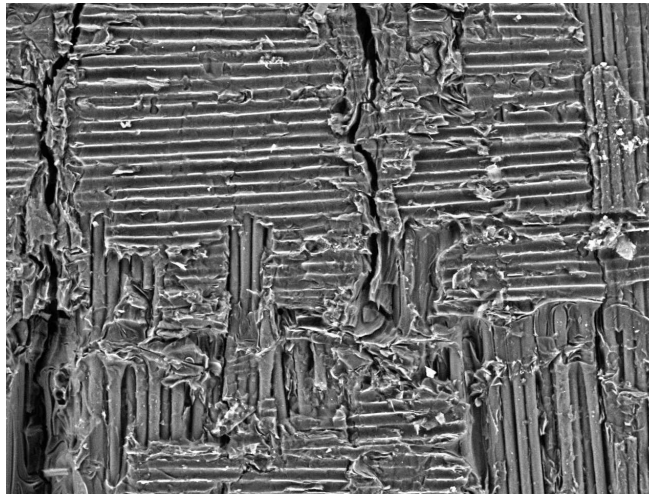




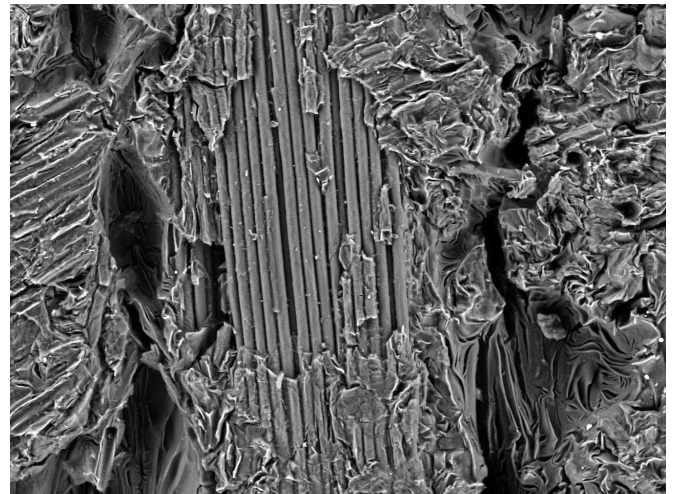
(a)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 50 – Фрактография УУКМ после испытаний на межслоевую сдвиговую прочность:

(а) – ТЕРМАР-ДФ; (б) – ТЕРМАР-АДФ; (в) – Графikit 2000; (г) – Графikit 2400.

Низкая межслоевая прочность материалов Графikit 2000 и Графikit 2400 связана с наличием в структуре, наряду со жгутами, внутри которых сформирована плотная, связанная с волокном матрица, включений хрупкой матрицы и наличием расслоений между этими типами структур (см. рисунок 51 (а)). Наличие этих включений, наряду с присутствием «недопитанных» пучков волокон (рисунок 51 (б)), и определяет низкую межслоевую прочность материала.

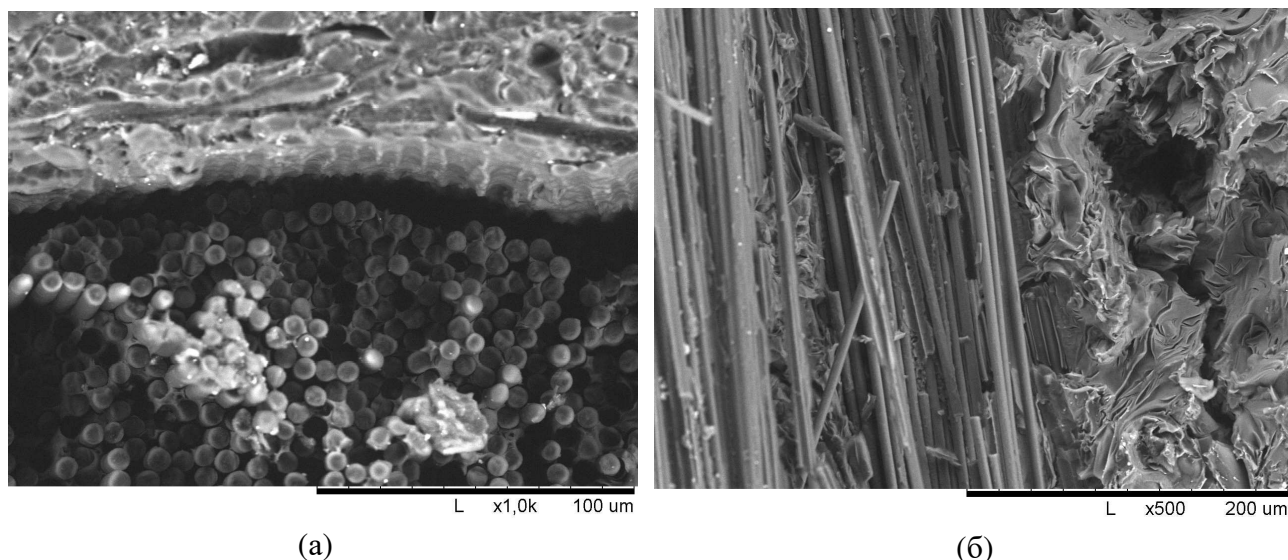


Рисунок 51 – Фрактография после испытаний на межслоевую прочность: (а) – Графитикит 2000. Расслоение на границе между жгутом и матрицей материала; (б) – Графитикит 2400. Волокна и слой хрупкой матрицы.

## 5.2 Влияние циклических нагрузок на вязкость разрушения УУКМ

Механика поведения УУКМ в конструкциях авиационных тормозных систем, работающих в области многоциклового усталости при высоких уровнях напряжений, но испытывающих редкие, значительные перегрузки в окружном направлении под воздействием возникающего тормозного момента, подчиняется закономерностям малоциклового усталости. В связи с этим было исследовано влияние малоциклового усталостного нагружения на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ фрикционного назначения.

Перед проведением испытаний на вязкость разрушения и межслоевую прочность образцы подвергали предварительному циклическому воздействию в окружном направлении. Усталостное нагружение проводили до нанесения концентраторов с частотой 1 Гц. Количество предварительных циклов составило 10, 100 и 1000 при уровне максимальных напряжений  $0,5\sigma_{сж}$ ,  $0,7\sigma_{сж}$ , и  $0,8\sigma_{сж}$  соответственно. Данные режимы циклического воздействия были выбраны по результатам испытаний [23] на малоцикловую усталость материала ТЕРМАР-АДФ. Полученные нормированные кривые малоциклового усталости представлены на рисунке 52.

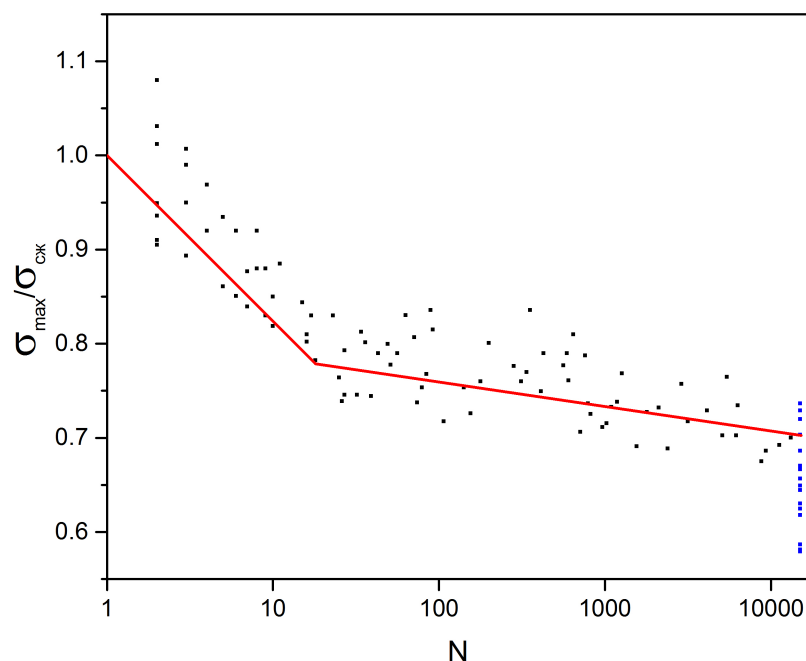


Рисунок 52 – Результаты испытаний на малоцикловую усталость материала ТЕРМАР-АДФ, нормированные на соответствующие значения пределов прочности. Сжатие в окружном направлении.

Как видно из полученных экспериментальных результатов, представленных на рисунке 52, на начальном участке в диапазоне долговечностей до 10-15 циклов, происходит значительная потеря несущей способности материала, связанная, предположительно, с неравномерным полем напряжений в материале, в результате чего происходит возникновение начальных повреждений на дефектах микроструктуры материала и его быстрое разрушение. Условный предел усталости на базе 15000 циклов составляет 0,72 от предела статической прочности материала, а в процессе нагружения происходит обратимое уплотнение материала, приводящее к изменению условий работы волокнистого наполнителя и деформационного поведения УУКМ.

По данным авторов [23], на кривой малоциклового усталости можно выделить два участка различающиеся скоростью накопления повреждений в материале. На начальном участке при максимальных напряжениях цикла более 0,8 от предела прочности происходит интенсивное накопление повреждений и разрушение в пределах 10-15 циклов. При максимальных напряжениях цикла менее 0,8 от предела статической прочности скорость накопления повреждений в материале значительно снижается.

Результаты определения значений  $J$ -интеграла материала ТЕРМАР-АДФ для исходных образцов и образцов после предварительного усталостного нагружения, представлены в таблице 9.

Таблица 9. Значения вязкости разрушения УУКМ ТЕРМАР-АДФ после воздействия циклических нагрузок

Предварительная усталостная нагрузка	Количество циклов	$J_{Ic}$ , кДж/м <sup>2</sup>	
		ТЕРМАР-АДФ (0Z)	ТЕРМАР-АДФ (0R)
Без предварительной нагрузки		1,40±0,21	1,42±0,22
0,5 $\sigma_{сж}$	10	1,27±0,13	1,39±0,07
	100	1,93±0,16	1,64±0,15
	1000	1,96±0,16	1,70±0,09
0,7 $\sigma_{сж}$	10	1,39±0,12	1,33±0,05
	100	1,50±0,09	1,36±0,12
	1000	1,52±0,14	1,39±0,08
0,8 $\sigma_{сж}$	10	1,61±0,16	1,36±0,13
	100	1,10±0,13	1,13±0,14
	1000	1,20±0,15	1,09±0,10

По полученным результатам были построены графики зависимости  $J$ -интеграла от параметров усталостного нагружения, которые представлены на рисунке 53.

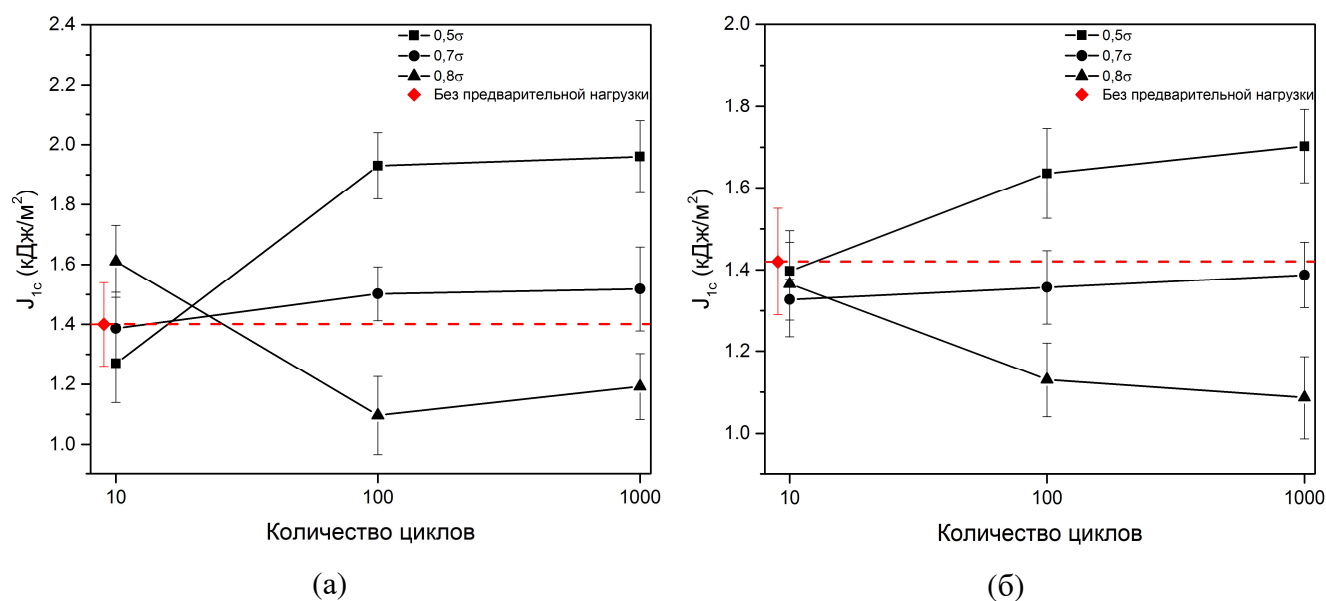


Рисунок 53 – Зависимость вязкости разрушения материала ТЕРМАР-АДФ от параметров усталостного нагружения: (а) – осевое направление (0Z); (б) – радиальное направление (0R).

Изменение вязкости разрушения композиционного материала в зависимости от уровня максимальных напряжений цикла носит различный характер, при этом характер изменения  $J$ -интеграла от количества циклов и напряжений для осевого и радиального направления практически совпадает.

При уровне напряжений цикла  $0,5\sigma_{сж}$  в пределах первых 100 циклов значения  $J$ -интеграла возрастают на 27% для осевого направления и на 14% для радиального направления по сравнению с образцами без предварительного усталостного нагружения и показывают слабую тенденцию к росту с увеличением числа циклов до 1000.

Такое увеличение можно объяснить появлением в материале локальных микроразрушений, возникающих преимущественно на границе раздела «волокно-матрица». В результате происходит торможение развития трещины в результате рассеивания энергии на вновь образовавшихся дефектах. В результате накопления микроповреждений на границах раздела меняется эффективная рабочая длина волокна в композите, что приводит к росту значений вязкости разрушения.

При значениях напряжения цикла  $0,8\sigma_{сж}$  с увеличением числа циклов значения  $J$ -интеграла уменьшаются на 21% для осевого направления и на 20% для радиального направления в течение первых 100 циклов нагружения и показывают тенденцию к уменьшению с увеличением числа циклов до 1000.

Данная особенность поведения, предположительно, связана с процессом разрушения отдельных элементарных волокон при усталостных испытаниях, что снижает эффективную длину волокна и приводит к уменьшению значений  $J$ -интеграла.

При уровне напряжений порядка  $0,7\sigma_{сж}$  вязкость разрушения материала остается практически неизменной во всем интервале предварительного усталостного нагружения. В данном случае наблюдается равновесие между параллельно протекающими группами процессов разрушения, по-разному влияющими на изменение вязкости разрушения.

Основные структурные изменения УУКМ при всех уровнях нагрузки происходят в течение первых 100 циклов, незначительно изменяясь в дальнейшем.

### 5.3 Фрактография после испытаний на вязкость разрушения образцов УУКМ, подвергнутых предварительному циклическому нагружению

Фрактографические исследования показали различия в характере накопления повреждений и в характере разрушения в случае низкого ( $0,5\sigma_{сж}$ ) и высокого уровня ( $0,8\sigma_{сж}$ ) усталостных нагрузок (рисунки 54).

При уровне нагрузки  $0,5\sigma_{сж}$  после 100 циклов, как видно на рисунке 54 (а), происходит преимущественное разрушение границ раздела между волокном и матрицей в композите. Дополнительными препятствиями на пути распространения трещины являются поры в материале, края которых стягиваются элементарными углеродными волокнами. На поверхности излома наблюдается большое количество выдернутых из матрицы элементарных углеродных



волокон (рисунок 54 (в)), что, в купе с морфологией разрушения после испытаний, свидетельствует о псевдо-пластическом характере разрушения.

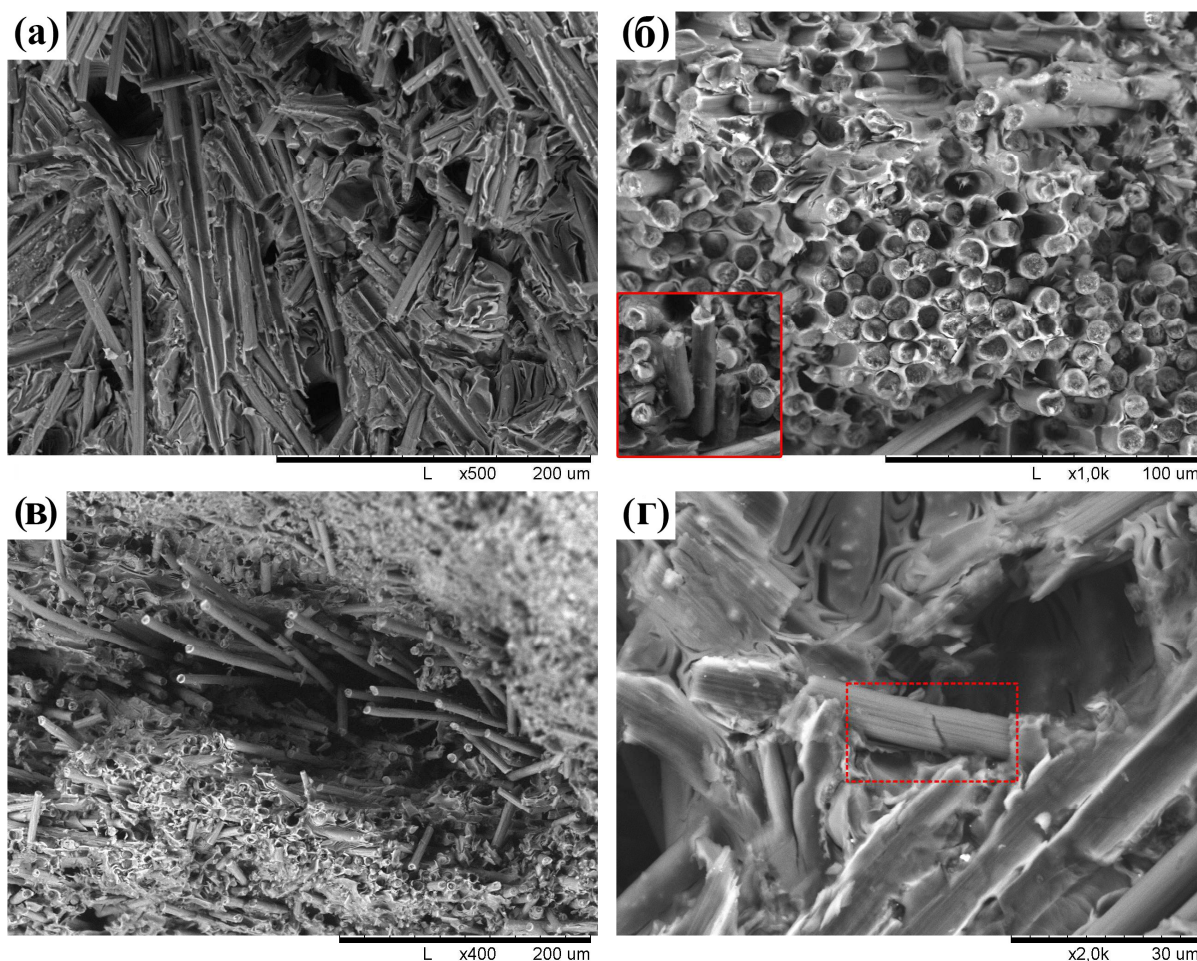


Рисунок 54 – Фрактография УУКМ ТЕРМАР-АДФ после усталостного нагружения и испытаний на вязкость разрушения: (а), (в) – усталостное нагружение  $0,5\sigma_{сж}$ , 100 циклов; (б), (г) – усталостное нагружение  $0,8\sigma_{сж}$ , 100 циклов. Дополнительно выделены разрушенные волокна УУКМ.

С увеличением нагрузки до уровня  $0,8\sigma_{сж}$  (рисунок 54 (б)), поверхность разрушения становится более гладкой с присутствием большого количества разрушенных волокон (рисунок 54 (г)).

При усталостном нагружении происходит формирование микротрещин на границе раздела «волокно-матрица» (рисунок 55 (а)). При испытаниях на вязкость разрушения старт трещины происходит вблизи границы раздела и при возрастании нагрузки трещина начинает распространяться по уже образованным в процессе усталостного нагружения дефектам. Таким образом, возникнувшие микротрещины способствуют отклонению основной трещины и

препятствуют разрушению волокон материала, тем самым увеличивая его вязкость разрушения. Однако при возрастании значений максимальных напряжений цикла ( $0,8\sigma_{сж}$ ), кроме формирования микротрещин в матрице и на границе раздела «волокно-матрица», происходит разрушение отдельных волокон (рисунок 55 (б)), приводящее к уменьшению их средней длины в материале и снижению вязкости разрушения УУКМ.

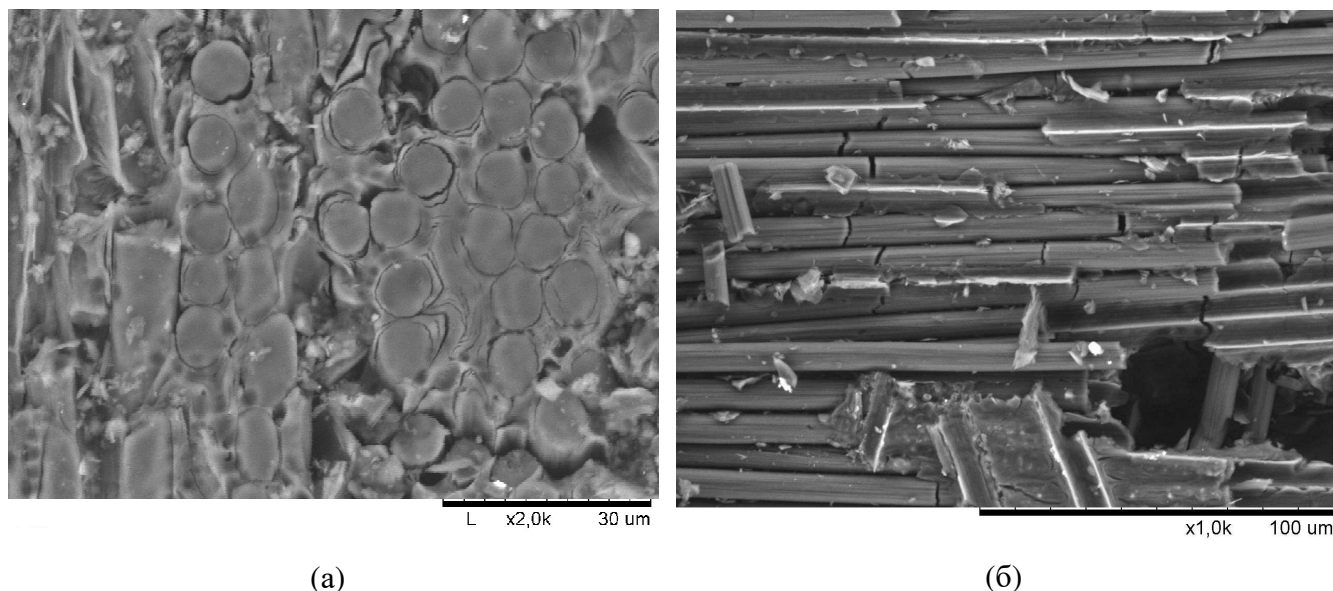


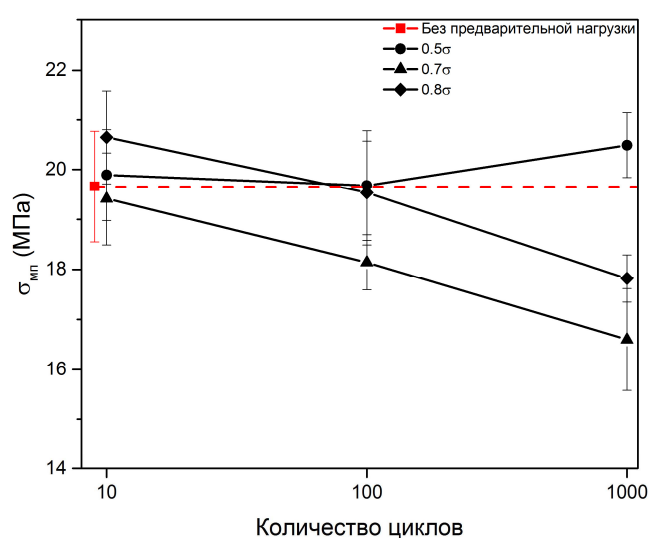
Рисунок 55 – Фрактография УУКМ после предварительного усталостного нагружения и испытаний на вязкость разрушения: (а) – усталостное нагружение  $0,5\sigma_{сж}$ , 1000 циклов; (б) – усталостное нагружение  $0,8\sigma_{сж}$ , 1000 циклов.

#### 5.4 Влияние циклических нагрузок на межслоевую прочность УУКМ

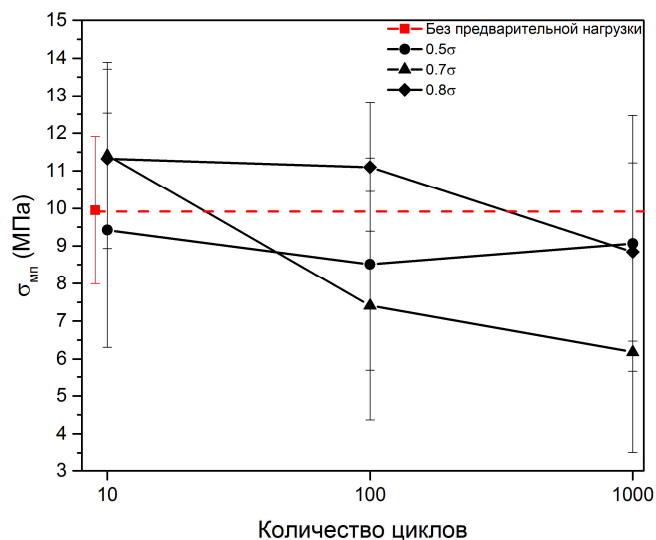
Для определения влияния предварительного усталостного нагружения, проводили испытания на межслоевую прочность на образцах с надрезами, нанесенными после проведения циклических испытаний. Во всех случаях разрушение происходило по плоскости между двумя надрезами образца. Результаты испытаний представлены в таблице 10 и на рисунке 56. Образцы материалов Графikit 2000 и Графikit 2400 не испытывались ввиду того, что разрушались в процессе первых 10 циклов нагружения.

Таблица 10. Значения межслоевой прочности УУКМ после воздействия циклических нагрузок

Предварительная усталостная нагрузка	Количество циклов	$\sigma_{мп}$ , МПа	
		ТЕРМАР-ДФ	ТЕРМАР-АДФ
Без предварительной нагрузки		19,66±1,11	9,95±1,96
0,5 $\sigma_{сж}$	10	19,83±1,03	9,42±3,11
	100	19,71±1,12	8,51±2,83
	1000	20,39±0,66	9,06±3,41
0,7 $\sigma_{сж}$	10	19,37±0,95	11,41±2,48
	100	18,14±0,55	7,41±3,04
	1000	16,60±1,02	6,18±2,67
0,8 $\sigma_{сж}$	10	20,65±0,94	11,32±2,39
	100	19,53±1,04	11,1±1,71
	1000	17.82±0,47	8.84±2,37



(а)



(б)

Рисунок 56 – Зависимость межслоевой прочности УУКМ от параметров предварительного усталостного нагружения: (а) – ТЕРМАР-ДФ; (б) – ТЕРМАР-АДФ.

Как видно из представленных на рисунке 56 данных, межслоевая прочность в процессе циклического нагружения при максимальных напряжениях цикла 0,5 $\sigma_{сж}$  практически не изменяется. Межслоевая прочность при больших значениях максимальных напряжений цикла (0,7 $\sigma_{сж}$  и 0,8 $\sigma_{сж}$ ) показывает тенденцию к снижению при увеличении числа циклов предварительного циклического нагружения.



### 5.5 Фрактография после испытаний на межслоевую прочность образцов УУКМ, подвергнутых предварительному циклическому нагружению

Характерный вид поверхности разрушения при испытаниях на межслоевой сдвиг материала ТЕРМАР-АДФ приведен на рисунке 57 (а).

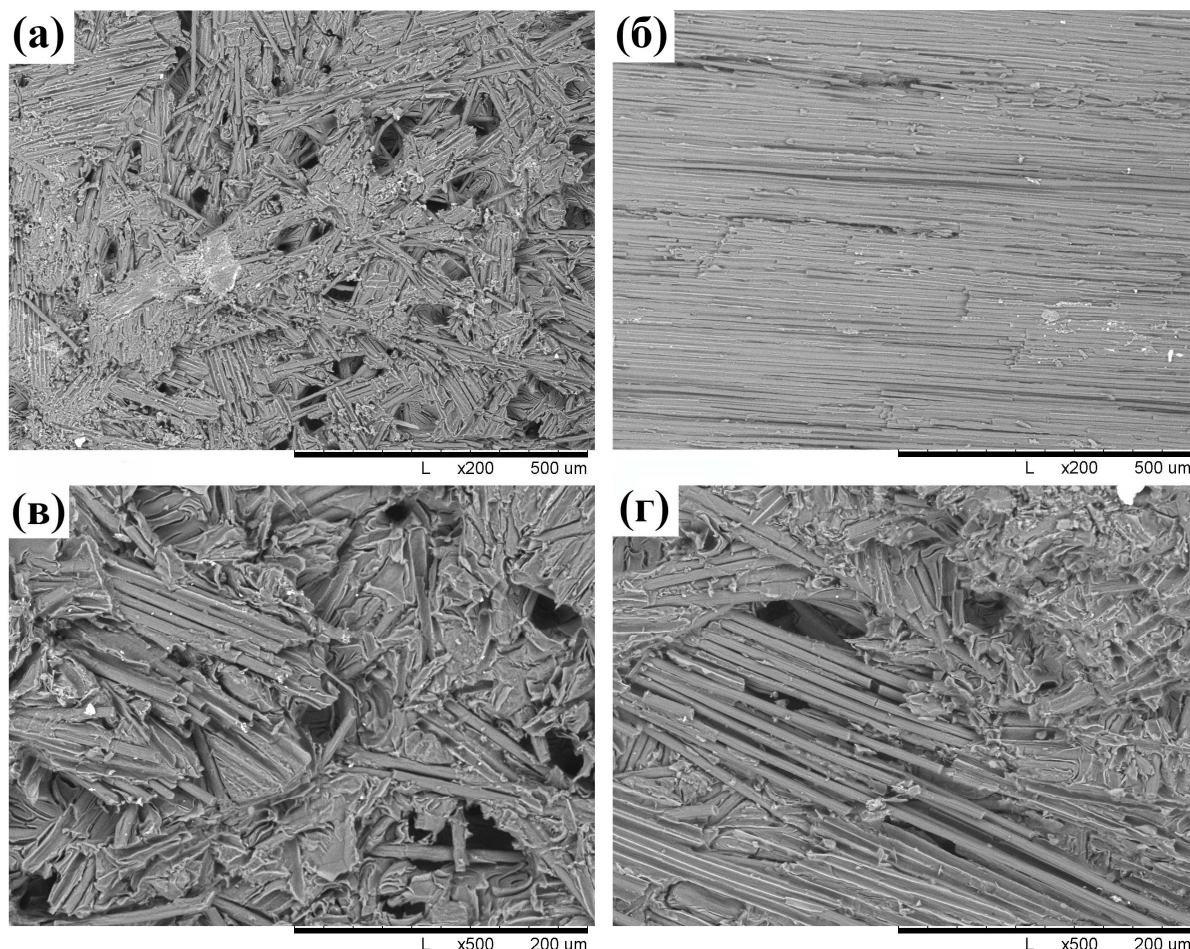


Рисунок 57 – Фрактография образцов материала ТЕРМАР-АДФ после циклических нагрузок и испытаний на межслоевую прочность: (а) – типичная поверхность разрушения; (б) – поверхность разрушения образца с низким значением межслоевой прочности; (в) – поверхность разрушения образца после циклических нагрузок  $0,5\sigma_{сж}$ ; (г) – поверхность разрушения образца после циклических нагрузок  $0,8\sigma_{сж}$ .

На поверхности разрушения видны следы отслоения волокон от матрицы. Предположительно разрушение зарождалось на границах раздела «волокно-матрица» параллельных направлению прикладываемой нагрузки, так как прочность границы меньше прочности волокна или матрицы. Далее трещина распространялась вдоль этой границы. Волокна, расположенные перпендикулярно направлению нагрузки, разрушались и частично выдергивались из матрицы при распространении трещины (рисунок 57 (в)). Наличие в

структуре подобных поперечных волокон приводит к увеличению межслоевой прочности УУКМ. Как видно на рисунке 57 (а), на поверхности разрушения наблюдается большое количество разнонаправленных волокон и небольших жгутов, лежащих в плоскости разрушения.

Разброс значений межслоевой прочности для материала ТЕРМАР-АДФ связан с наличием крупных жгутов в плоскости сдвига испытанных образцов (рисунок 57 (б)). Так, жгуты, расположенные параллельно направлению прикладываемой нагрузки, значительно снижают межслоевую прочность материала.

Ввиду технологии изготовления и меньшей длины углеродного волокна, в структуре материала ТЕРМАР-ДФ не наблюдается крупных углеродных жгутов, понижающих межслоевую прочность (рисунок 58 (а)), а большее количество хорошо распределенных в структуре волокон, расположенных под углом или перпендикулярно к плоскости сдвига, и обуславливает высокую межслоевую прочность материала ТЕРМАР-ДФ (рисунок 58 (б)).

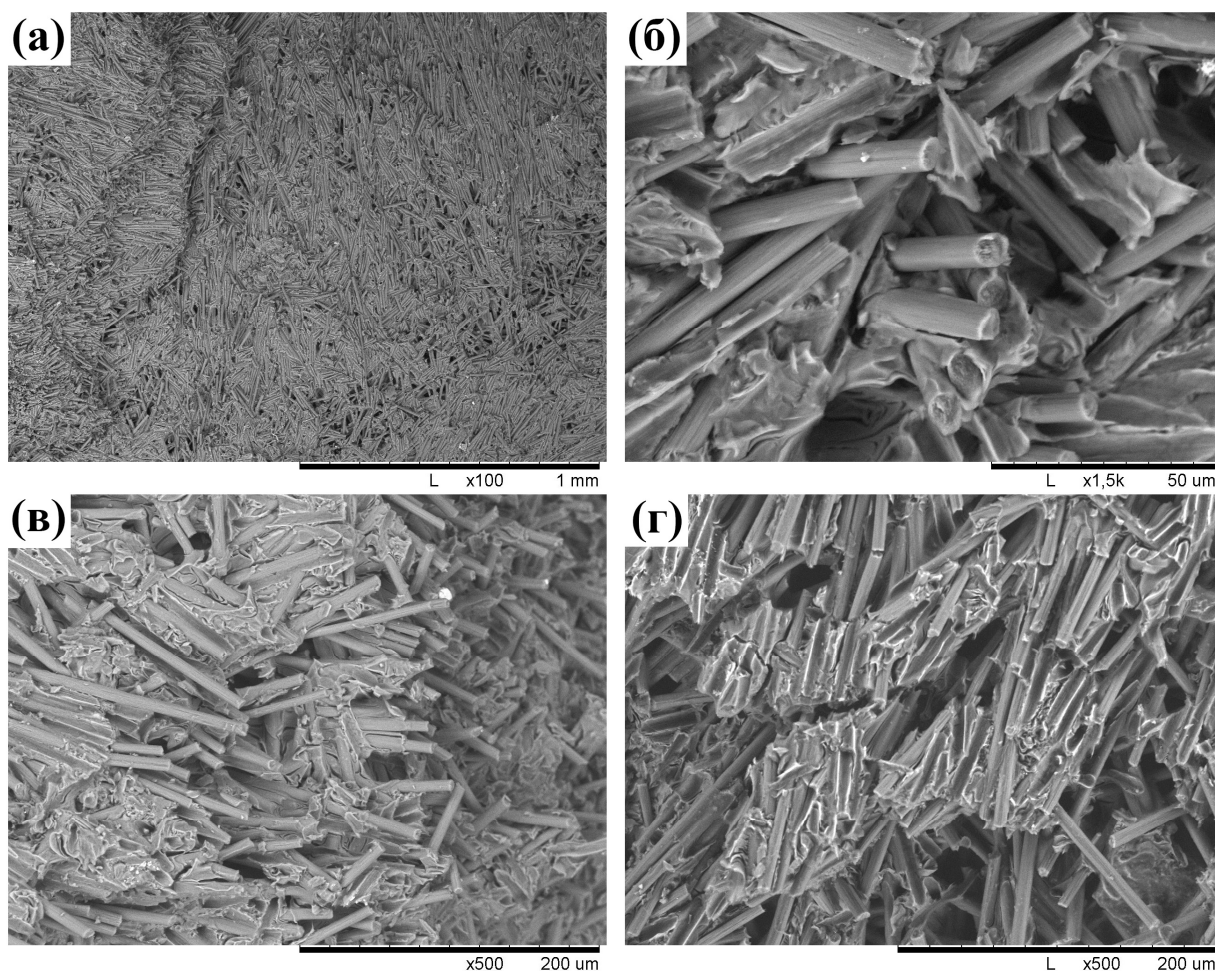


Рисунок 58 – Фрактография образцов ТЕРМАР-ДФ после циклических нагрузок и испытания на межслоевую прочность: (а), (б) – типичная поверхность разрушения; (в) – поверхность разрушения образца после циклических нагрузок  $0,5\sigma_{сж}$ ; (г) – поверхность разрушения образца после циклических нагрузок  $0,8\sigma_{сж}$ .

У образцов с хорошим распределением углеродных волокон, при котором обеспечивается стягивание границ межслоевой трещины наблюдаются максимальные значения межслоевой прочности. Наименьшее значение межслоевой прочности наблюдается у УУКМ с наличием в структуре жгутов волокон, расположенных параллельно направлению роста трещины. Волокна, расположенные под углом к направлению ОР вносят решающий вклад в значения межслоевой прочности УУКМ.

На рисунке 59 схематично приведен механизм изменения значений вязкости разрушения и межслоевой прочности УУКМ под действием малоцикловых усталостных нагрузок.

При низком уровне напряжений цикла ( $0,5\sigma_{сж}$ ) происходит преимущественное разрушение границ раздела между волокном и матрицей в композите. Это способствует отклонению магистральной трещины на образовавшихся дефектах и препятствует разрушению волокон материала, тем самым увеличивая его механические характеристики (рисунок 59 (б, д)).

С увеличением напряжений цикла (до уровня  $0,8\sigma_{сж}$ ), кроме формирования микротрещин в матрице и на границе раздела, происходит разрушение отдельных волокон, приводящее к уменьшению их средней длины в материале и снижению механических характеристик (рисунок 59 (в, е)).

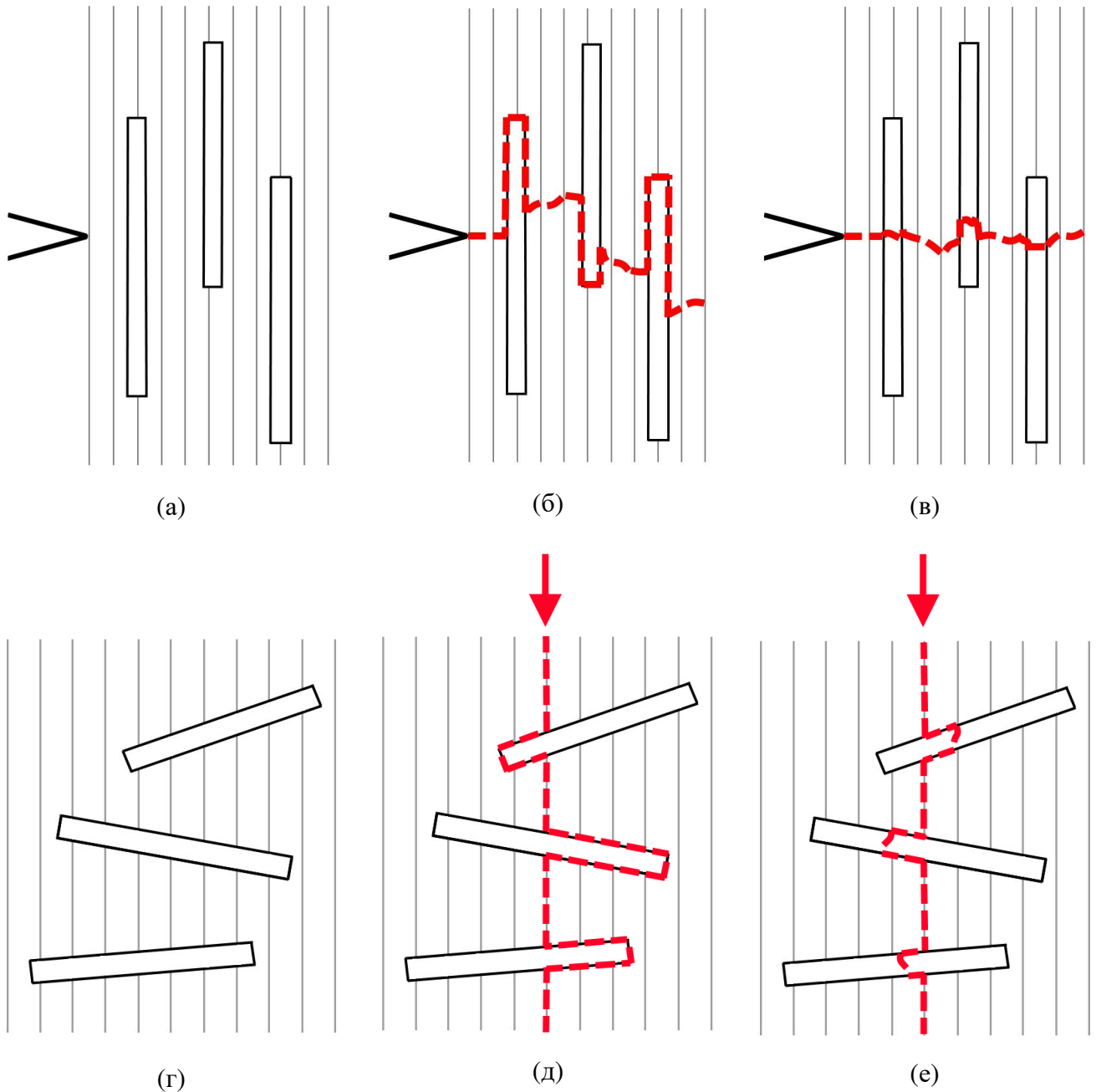


Рисунок 59 – Механизм изменения механических характеристик УУКМ под действием малоцикловых усталостных нагрузок: (а) – исходная структура УУКМ при испытании на вязкость разрушения; (б) – распространение трещины после приложения циклической нагрузки  $0,5\sigma_{сж}$ ; (в) – распространение трещины после приложения циклической нагрузки  $0,8\sigma_{сж}$ ; (г) – исходная структура УУКМ при испытании на межслоевой сдвиг; (д) – распространение межслоевой трещины после приложения циклической нагрузки  $0,5\sigma_{сж}$ ; (е) – распространение межслоевой трещины после приложения циклической нагрузки  $0,7-0,8\sigma_{сж}$ .

## 5.6 Выводы по главе 5

Исследовано влияние малоциклового усталостного нагружения на вязкость разрушения УУКМ. В процессе циклического нагружения УУКМ с максимальными напряжениями цикла 0,7 и менее от предела статической прочности в диапазоне до 1000 циклов наблюдается увеличение вязкости разрушения материала, обусловленное накоплением в материале повреждений по границе раздела «волокно-матрица». Ослабление границы раздела приводит к торможению развития магистральной трещины в результате рассеивания энергии на вновь образовавшихся дефектах и ее ветвлению без разрушения волокон. При максимальных напряжениях цикла на уровне 0,8 от предела статической прочности на базе до 1000 циклов вязкость разрушения материала снижается, что обусловлено накоплением повреждений в матрице за счет разрушения элементарных углеродных волокон.

Определены значения межслоевой сдвиговой прочности УУКМ фрикционного назначения. У образцов с хорошим распределением углеродных волокон, при котором обеспечивается стягивание границ межслоевой трещины, наблюдаются максимальные значения межслоевой прочности. Наименьшее значение межслоевой прочности наблюдается у УУКМ с наличием в структуре жгутов волокон, расположенных параллельно направлению роста трещины. При максимальных напряжениях цикла 0,5 от предела статической прочности изменения межслоевой прочности не происходит. Волокна, расположенные под углом к направлению ОР вносят решающий вклад в значения межслоевой прочности УУКМ. При напряжениях цикла выше 0,7 от предела статической прочности происходит уменьшение длины углеродных волокон, что приводит к снижению межслоевой прочности материала.

## Общие выводы по работе

1. Определены значения критериев вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $J_c$ ,  $COD$ ) для УУКМ армированных дискретными волокнами разной длины и ткаными наполнителями. Для УУКМ фрикционного назначения показаны границы применимости критериев оценки вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ,  $J_{Ic}$ ,  $J_c$ ,  $COD$ ). Для материалов, армированных дискретными волокнами со средней длиной менее 0,5 мм выполняется критерий  $K_{Ic}$ . При большей длине дискретного волокна и армировании тканями корректное определение значений  $K_{Ic}$ , становится невозможным и необходимо использование оценки  $J$ -интеграла.

2. Экспериментально определена конфигурация и размеры зоны концентрации напряжений у вершины трещины. В УУКМ реализуется плоско-деформированное напряженное состояние. В момент старта трещины напряжения в 2,5-3 раза превышают предел прочности материала, а максимальные напряжения возникают на расстоянии 1,5-3 мм перед фронтом трещины. Происходит локализация напряжений у вершины трещины в области диаметром до 6-7 мм, при этом в зоне диаметром 3 мм напряжения превышают предел прочности материала.

3. С учетом характера напряженного состояния у вершины трещины и особенностей разрушения, для оценки вязкости разрушения УУКМ предпочтительнее оценка работы разрушения ( $J_c$ ) при продвижении трещины. Для УУКМ характерны R-кривые сопротивления росту трещины, т.е. с ростом трещины увеличивается вязкость разрушения материала.

4. Вязкость разрушения УУКМ с армирующими каркасами на основе тканей выше чем при армировании дискретными волокнами, несмотря на их склонность к расслоению. Дефекты структуры, такие как Z- и V-образный загиб волокна, снижают вязкость разрушения УУКМ примерно в 2 раза.

5. В процессе циклического нагружения УУКМ с максимальными напряжениями цикла 0,7 и менее от предела статической прочности в диапазоне до 1000 циклов наблюдается увеличение вязкости разрушения материала, обусловленное накоплением повреждений по границе раздела «волокно–матрица». Ослабление границы раздела приводит к торможению магистральной трещины в результате ветвления без разрушения волокон. При максимальных напряжениях цикла на уровне 0,8 от предела статической прочности на базе до 1000 циклов вязкость разрушения материала снижается за счет разрушения углеродных волокон.

6. Определены значения межслоевой сдвиговой прочности УУКМ. Максимальная межслоевая сдвиговая прочность реализуется, если распределение углеродных волокон в матрице между слоями обеспечивает стягивание границ трещины на пути ее продвижения.

7. В процессе циклического нагружения при максимальных напряжениях цикла 0,5 от предела статической прочности изменения межслоевой прочности не происходит. При

напряжениях цикла выше 0,7 от предела статической прочности происходит уменьшение длины углеродных волокон, что приводит к снижению межслоевой прочности материала.

## Благодарности

В заключении я хотел бы выразить признательность научному руководителю к.т.н. Сазонову Юрию Борисовичу за руководство диссертационной работой. Особую благодарность хотел бы выразить к.т.н. Степашкину Андрею Александровичу за предложенную тему, многочисленные дискуссии, неоценимую помощь и содействие на всех этапах выполнения работы.

Выражаю признательность коллеге и соавтору к.т.н. Комиссарову Александру Александровичу за незаменимую помощь в проведении ряда экспериментов, плодотворное и интересное обсуждение получаемых результатов.

Также я благодарен коллективу кафедры Металловедения и физики прочности НИТУ «МИСиС» за проявленный интерес и оценку диссертационной работы.



## Список цитируемой литературы

1. Fitzer, E. The future of carbon-carbon composites / Fitzer E. // Carbon. – 1987. – V. 25. – N. 2. – P.163-190.
2. Savage, G. Carbon-carbon composites / Savage G. - London: Chapman and Hall, 1993. - 389 p.
3. Buckley, J.D. Carbon-carbon materials and composites / Buckley J.D., Edie D.D. - New Jersey: Noyes Publications, 1993. – 281 p.
4. Фиалков, А.С. Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе / Фиалков А.С. – Москва: Аспект Пресс, 1997. – 718 с.
5. Fitzer, E. Carbon Reinforcements and Carbon/Carbon Composites / E. Fitzer, L.M. Manocha. – Berlin: Springer-Verlag, 1998. – 352 p.
6. Awathi, S. Carbon/carbon composite materials for aircraft brakes / Awathi S., Wood J.L. // Adv. Ceram. Mater. - 1988. – V. 3. – N. 5. – P. 449-451.
7. Blanco, C. Chemical and physical properties of carbon as related to brake performance / Blanco C., Bermejo J., Marsh H., Merendez R. // J. Wear. – 1997. – V. 213. – P. 1-12.
8. Windhorst, T. Carbon-carbon composites: a summary of recent developments and applications / T. Windhorst, G. Blount // Materials & Design. – 1997. – V. 18. – N. 1. – P. 11-15.
9. Shu, Y. Contrast and analysis of properties of carbon/carbon braking discs from different procedures / L. Genshan, L. Xibin, P. Baojian, Xiong Xiang // Acta Materiae Compositae Sinica. – 2003. – V. 20. – N. 3. – P. 35-40.
10. Костиков, В.В. Фрикционные углерод-углеродные материалы «Термар» / Костиков В.В., Демин А.В., Кулаков В.В. и др. // Современные проблемы производства и эксплуатации углеродной продукции: Сборник. Челябинск, 2000. – С. 211-212.
11. Чичинадзе, А.В. Оценка фрикционно-износных характеристик отечественных углеродных фрикционных композиционных материалов для нагруженных тормозов самолетов / А.В. Чичинадзе, А.Ю. Албагачиев, В.Д. Кожемякина, С.С. Коконин, А.В. Суворов, В.В. Кулаков // Трение и износ. – 2009. – Т. 30. – № 4. – С. 359-371.
12. Manocha, L.M. High performance carbon-carbon composites / L.M. Manocha // Sadhana. - 2003. – V. 28. – N. 1-2. – P. 349-358.
13. Byrne, C. Modern Carbon Composite Brake Materials / C. Byrne // Journal of Composite Materials. – 2004. – V. 38. – P. 1837-1850.
14. Тарнопольский, Ю.М. Пространственно-армированные композиционные материалы. Справочник. / Ю.М. Тарнопольский, И.Г. Жигун, В.А. Поляков. – Москва: Машиностроение, 1987. – 224 с.

15. Sheehan, J.E. Carbon-carbon composites / J.E. Sheehan, K.W. Buesking, and B. J. Sullivan // *Annu. Rev. Mater. Sci.* - 1994. – V. 24. – P. 19-44.
16. Papakonstantinou, C.G. Comparative study of high temperature composites / C.G. Papakonstantinou, P. Balaguru, R.E. Lyon // *Composites Part B.* – 2001. – V. 32. – P. 637-649.
17. Крамаренко, Е.И. Авиационные тормоза с углеродными фрикционными дисками / Е.И. Крамаренко, В.В. Кулаков, А.М. Кенигфест, С.А. Лисовский, В.В. Мозалев // *Трение и износ.* – 2006. – Т. 27. – № 3. – С. 290-298.
18. Чичинадзе, А.В. Применение теорий тепловой динамики и моделирования трения и изнашивания твердых тел при проектировании тормозов авиаколес / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, В.Д. Кожемякина, Ю.Г. Сверчков, А. И. Бакин, А. В. Суворов, С. С. Коконин // *Трение и износ.* – 2005. – Т. 26. - № 3. – С. 261-268.
19. Костиков, В.И. Фрикционные свойства углерод-углеродных композиционных материалов / В.И. Костиков, Ж.В. Еремеева, Д.А. Слюта, Д.Л. Яицкий, Г.Х. Шарипзянова. // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* – 2008. – №3. – С. 52-55.
20. Кенигфест, А.М. Углерод-углеродные фрикционные материалы для тормозных систем автомобильной и другой современной техники / Кенигфест А.М., Крамаренко Е.И., Кулаков В.В., Лисовский С.А., Гусаков Г.Н. // *Трение и смазка в машинах и механизмах.* – 2008. – №5. – С. 32-35.
21. Kumar, P. A Review on Wear and Friction Performance of Carbon–Carbon Composites at High Temperature / P. Kumar and V.K. Srivastava // *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* – 2016. V. – 13. - Issue 4. – P. 702-710.
22. Степашкин, А.А. Работоспособность углерод - углеродных композиционных материалов фрикционного назначения при циклическом нагружении: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Степашкин Андрей Александрович. – М., 2013. – 196 с.
23. Степашкин, А.А. Оценка ресурса углерод - углеродных тормозных дисков авиаколес с учетом эволюции механических свойств материала / Степашкин А.А., Мозолев В.В., Мостовой Г.Е. // *Материалы 77-й Международной научно-технической конференции ААИ «Автомобиле- и тракторостроение в России: приоритеты развития и подготовка кадров».* – 2012. – Книга 5. – С. 93-109.
24. Byrne, C. Influence of thermal properties on friction performance of carbon composites / Byrne C., Wang Zh. // *Carbon.* – 2001. – V. 39. – P. 1789-1801.
25. Kim, S.Y. Wear-mechanical properties of filler-added liquid silicon infiltration C/C-SiC composites / S.Y. Kim, I.S. Han, S.K. Woo, K.S. Lee, and D.Y. Kim // *Mater. Des.* – 2013. – V. 44. – P. 107-113.

26. Zhang, C.Q. Simulated three-dimensional transient temperature field during aircraft braking for C/SiC composite brake disc / C.Q. Zhang, L.T. Zhang, F.Q. Zeng, S.W. Fan, and L.F. Cheng // *Mater.Des.* – 2011. – V. 32. – P. 2590-2595.
27. Chen, Z. Influence of grain size on wear behavior of SiC coating for carbon/carbon composites at elevated temperatures / Z. Chen, H. Li, K. Li, Q. Shen, and Q. Fu // *Mater. Des.* – 2014. – V. 53. – P. 412-418.
28. Yen, B.K. On temperature-dependent tribological regimes and oxidation of carbon-carbon composites up to 1800°C / B.K. Yen and T. Ishihara // *Wear.* – 1996. – V. 196. – P. 254-262.
29. Chen, J.D. Effect of sliding speed on the tribological behavior of a PAN-pitch carbon-carbon composite / J.D. Chen and C.P. Ju // *Mater. Chem. Phys.* – 1995. – V. 39. – P. 174-179.
30. Yen, B.K. An investigation of friction and wear mechanisms of carbon-carbon composites in nitrogen and air at elevated temperatures / B.K. Yen and T. Ishihara // *Carbon.* – 1996. – V. 34. – P. 489-498.
31. Kasem, H. Interdependence between wear process, size of detached particles and CO<sub>2</sub> production during carbon/carbon composite friction / H. Kasem, S. Bonnamy, B. Rousseau, H. Estrade-Szwarckopf, Y. Berthier, and P. Jacquemard // *Wear.* – 2007. – V. 263. – P. 1220-1229.
32. Gouider, M. Mass spectrometry during C/C composite friction: carbon oxidation associated with high friction coefficient and high wear rate / M. Gouider, Y. Berthier, P. Jacquemard, B. Rousseau, S. Bonnamy, and H. Estrade-Szwarckopf // *Wear.* – 2004. – V. 256. – P. 1082-1087.
33. Berthier, Y. *Wear: Materials, Mechanisms and Practice* / Y. Berthier; ed. G.W. Stachowiack. – Chichester: Wiley & Sons, 2005. – P. 291-316.
34. Lafdi, K. *Tribology Research: From Model Experiment to Industrial Problem* / K. Lafdi, K. M. Teo; eds. G. Dalmaz, et al. – Lyon: Elsevier Science, 2001. – P. 341-350.
35. Francois, M. A temperature-programmed desorption and oxidation investigation of wear debris from carbon/carbon composite aircraft brakes / M. Francois, J. P. Loly, P. Kapsa, and P. Jacquemard // *Carbon.* – 2007. – V. 45. – P. 124-131.
36. Hutton, T. Structural studies of wear debris from carbon-carbon composite aircraft brakes / T. Hutton, B. McEnaney, and J. C. Crelling // *Carbon.* – 1999. – V. 37. – P. 907-916.
37. Rousseau, B. Optical and scanning electron microscopies cross-fertilization : Application to worn carbon/carbon composite surface studies / B. Rousseau, H. Estrade-Szwarckopf, S. Bonnamy, M. Gouider, Y. Berthier, and P. Jacquemard // *Carbon.* - 2005. – V. 43. – P. 1334-1337.
38. Samah, A. Damage of carbon-carbon composite surfaces under high pressure and shear strain / A. Samah, D. Paulmier, and M. El Mansori // *Surf. Coat. Tech.* – 1999. – V. 120. – P. 636-640.

39. Ju, C.P. Multi-braking tribological behavior of PAN-pitch, PAN-CVI and pitch-resin-CVI carbon-carbon composites / C. P. Ju, J. H. Chern Lin, K. J. Lee, and H. H. Kuo // *Mater. Chem. Phys.* – 2000. – V. 64. – P. 196-214.
40. Kasem, H. Characterization of surface grooves and scratches induced by friction of C/C composites at low and high temperatures / H. Kasem, S. Bonnamy, Y. Berthier, and P. Jacquemard // *Tribo. Int.* – 2010. – V. 43. – P. 1951-1959.
41. Lei, B. Structural and chemical study of C/C composites before and after braking tests / B. Lei, M. Yi, L. He, H. Xu, L. Ran, Y. Ge, K. Peng // *Wear.* – 2011. – V. 272. – P. 1-6.
42. Policandriotes, T. Effects of selected nanoadditives on the friction and wear performance of carbon-carbon aircraft brake composites / T. Policandriotes and P. Filip // *Wear.* – 2011. – V. 271. – P. 2280-2289.
43. Taylor, R. Thermal conductivity of carbon fibres / R. Taylor, S. P. Turner, K. Garner, and X. X. Jang // *High Temp. High Press.* – 1983. – V. 4. – P. 367-390.
44. Kim, D.G. The wear properties of carbon/carbon composites prepared by chemical vapour deposition / D.G. Kim, D.W. Kweon, and J.Y. Lee // *J. Mater. Sci. Lett.* – 1993. – V. 12. – P. 8-10.
45. Srivastava, V.K. Wear behavior of C/C-SiC composites sliding against high-Cr steel discs / V.K. Srivastava // *Z. Metallkd.* – 2003. – V. 94. – P. 458-462.
46. Jhou, H. Friction and Wear Properties of 3D Carbon/Silicon Carbide Composites Prepared by Liquid Silicon Infiltration / H. Jhou, S. Dong, Y. Ding, Z. Wang, and D. Wu // *Tribo. Lett.* – 2010. – V. 37. – P. 337-341.
47. Xiong, X. Impact of brake pressure on the friction and wear of carbon/carbon composites / X. Xiong, J. H. Li, and B. Y. Huang // *Carbon.* – 2007. – V. 45. – P. 2692-2694.
48. Kuo, H.H. Tribological behavior of fast-carbonized PAN/phenolic-based carbon/carbon composite and method for improving same / H.H. Kuo, J.H. Chern Lin, and C.P. Ju // *Wear.* – 2005. – V. 258. – P. 1555-1561.
49. Lei, B. New insights into the microstructure of the friction surface layer of C/C composites / B. Lei, L. He, M. Yi, L. Ran, H. Xu, Y. Ge, K. Peng // *Carbon.* – 2011. – V. 49. – P. 4554-4562.
50. Liao, J.Q. Influence of porosity and total surface area on the oxidation resistance of C/C composites J.Q. Liao, B.Y. Huang, G. Shi, T.F. Chen, and X. Xion // *Carbon.* – 2002. – V. 40. – P. 2483-2488.
51. Lu, X. Short time oxidation behavior and residual mechanical properties of C/C composites modified by in situ grown carbon nanofibers / X. Lu and P. Xiao // *Ceram. Int.* – 2014. – V. 40. – P. 10705-10709.

52. Li, K.Z. Improving the Oxidation Resistance of Carbon/Carbon Composites at Low Temperature by Controlling the Grafting Morphology of Carbon Nanotubes on Carbon Fibers / K.Z. Li, Q. Song, Q. Qiang, and C. Ren // *Corros. Sci.* – 2012. – V. 60. – P. 314-317.
53. Westwood, M.E. Oxidation protection for Carbon Fiber Composites / M. E. Westwood, J.D. Webster, R.J. Day, F.H. Hayes, and R. Taylor // *J. Mater. Sci.* – 1996. – V. 31. – P. 1389-1397.
54. Huang, J.F. Influence of the preparation temperature on the phase, microstructure and anti-oxidation property of a SiC coating for C/C composites / J.F. Huang, X.R. Zeng, H.J. Li, X.B. Xiong, and Y.W. Fu // *Carbon.* – 2004. – V. 42. – P. 1517-1521.
55. Zheng, G. CNT–PyC–SiC/SiC double-layer oxidation-protection coating on C/C composite / G. Zheng, H. Mizuki, H. Sano, and Y. Uchiyama // *Carbon.* – 2008. – V. 46. – P. 1808-1811.
56. Wang, R.D. Oxidation behaviors of carbon/carbon composite with multi-coatings of LaB<sub>6</sub>-Si/polycarbosilane/SiO<sub>2</sub> / R.D. Wang, H. Sano, Y. Uchiyama, and K. Kobayashi // *J. Mater. Sci.* – 1996. – V. 31. – P. 6163-6169.
57. Kowbel, W. CVD and CVR Silicon-based functionally gradient coatings on C/C composites / W. Kowbel, J.C. Withers, and P.O. Ransone // *Carbon.* – 1995. – V. 33. – P. 415-426.
58. Aoki, T. SiC/C multi-layered coating contributing to the antioxidation of C/C composites and the suppression of through-thickness cracks in the layer / T. Aoki, H. Hatta, T. Hitomi, H. Fukuda, and I. Shiota // *Carbon.* – 2001. – V. 39. – P. 1477-1483.
59. Yamamoto, O. Antioxidation of carbon-carbon composites by SiC concentration gradient and zircon overcoating / O. Yamamoto, T. Sasamoto, and M. Inagaki // *Carbon.* – 1995. – V. 33. – P. 359-365.
60. Huang, J.F. Oxidation behavior of SiC–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-mullite multi-coating coated carbon/carbon composites at high temperature / J.F. Huang, X.R. Zeng, H.J. Li, K.Z. Li, and X.B. Xiong // *Carbon.* – 2005. – V. 43. – P. 1580-1583.
61. Silvestroni, L. TaB<sub>2</sub>-based ceramics: microstructure, mechanical properties and oxidation resistance / L. Silvestroni, S. Guicciardi, C. Melandri, and D. Sciti // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2012. – V. 32. – P. 97-105.
62. Yeh, C.L. A comparative study on combustion synthesis of Ta–B compounds / C.L. Yeh and H.J. Wang // *Ceram. Int.* – 2011. – V. 37. – P. 1569-1573.
63. Zhang, X.H. Improved Oxidation Resistance of Zirconium Diboride by Tungsten Carbide Additions / X.H. Zhang, G.E. Hilmas, and W.G. Fahrenholtz // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2008. – V. 91. – P. 4129-4132.
64. Licheri, R. Synthesis, densification and characterization of TaB<sub>2</sub>–SiC composites / R. Licheri, R. Orru, C. Musa, and G. Cao // *Ceram. Int.* – 2010. – V. 36. – P. 937-941.

65. Talmy, I.G. Synthesis, processing and properties of TaC-TaB<sub>2</sub>-C ceramics / I.G. Talmy, J.A. Zaykoski, and M.M. Opeka // J. Eur. Ceram. Soc. – 2010. – V. 30. – P. 2253-2263.
66. Opeka, M.M. Oxidation-based materials selection for 2000°C + hypersonic aerosurfaces: Theoretical considerations and historical experience / M.M. Opeka, I.G. Talmy, and J.A. Zaykoski // J. Mater. Sci. – 2004. – V. 39. – P. 5887-5904.
67. Ren, X. Ultra-high temperature ceramic TaB<sub>2</sub>-TaC-SiC coating for oxidation protection of SiC-coated carbon/carbon composites / X. Ren, H. Li, Q. Fu, and K. Li // Ceram. Int. – 2014. – V. 40. – P. 9419-9425.
68. Guo, W.M. Microstructural evolution of ZrB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> composites during heat treatment / W.M. Guo, Z.G. Yang, and G.J. Zhang // Ceram. Int. – 2011. – V. 37. – P. 2931-2935.
69. Silvestroni, L. Effects of MoSi<sub>2</sub> additions on the properties of Hf- and Zr-B<sub>2</sub> composites produced by pressureless sintering / L. Silvestroni and D. Sciti // Scr. Mater. – 2007. – V. 57. – P. 165-168.
70. Talmy, I.G. Properties of ceramics in the system ZrB<sub>2</sub>Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> / I.G. Talmy, J.A. Zaykoski, M.M. Opeka, and A.H. Smith // J. Mater. Res. – 2006. – V. 21. – P. 2593-2599.
71. Hu, H.F. Preparation and characterization of C/SiC-ZrB<sub>2</sub> composites by precursor infiltration and pyrolysis process / H.F. Hu, Q.K. Wang, Z.H. Chen, C.R. Zhang, Y.D. Zhang, and J. Wang // Ceram. Int. – 2010. – V. 36. – P. 1011-1016.
72. Zhang, G.J. Boron carbide and nitride as reactants for in situ synthesis of boride-containing ceramic composites / G.J. Zhang, M. Ando, J.F. Yang, T. Ohji, and S. Kanzaki // J. Eur. Ceram. Soc. – 2004. – V. 24. – P. 171-178.
73. Talmy, I.G. High-temperature chemistry and oxidation of ZrB<sub>2</sub> ceramics containing SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, and TaSi<sub>2</sub> / I.G. Talmy, J.A. Zaykoski, and M.M. Opeka // J. Am. Ceram. Soc. – 2008. – V. 91. – P. 2250-2257.
74. Liu, C.D. Real-time damage evaluation of a SiC coated carbon/carbon composite under cyclic fatigue at high temperature in an oxidizing atmosphere / C.D. Liu, L.F. Cheng, X.G. Luan, W.H. Zhang, and C.Q. Wang // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V. 524. – P. 98-101.
75. Chen, J.D. Effect of humidity on the tribological behavior of carbon-carbon composites / J.D. Chen, J.H. Chern Lin, and C.P. Ju // Wear. – 1996. – V. 193. – P. 38-47.
76. Shim, H.H. Effects of fiber orientation and humidity on friction and wear properties of graphite fiber composites / H.H. Shim and K. Kwon // Wear. – 1992. – V. 157. – P. 141-149.
77. Fouquet, S. Tribological behaviour of composites made of carbon fibres and ceramic matrix in the Si-C system / S. Fouquet, M. Rollin, R. Paillet, and X. Bourrat // Wear. – 2008. – V. 264. – P. 850-856.

78. Krenkel, W. C/C-SiC Composites for Advanced Friction Systems / W. Krenkel, B. Heidenreich, and R. Renz // *Adv. Eng. Mater.* – 2002. – V. 4. – P. 427-436.
79. Fan, S. Microstructure and tribological properties of advanced carbon/silicon carbide aircraft brake materials / S. Fan, L. Zhang, Y. Xu, L. Cheng, J. Lou, and J. Zhang // *Comp. Sci. Tech.* – 2007. – V. 67. – P. 2390-2398.
80. Koyama, M. Carbon/SiC Hybrid Bonding between Carbon-Carbon Composites / Koyama M., Fukuda H., Ishii K. et al. // *Journal of Composite Materials.* – 2010. – V.44. – P.1965-1976.
81. Cai, Y. Effects of particle sizes and contents of ceramic fillers on tribological behavior of 3D C/C composites / Y. Cai, X. Yin, S. Fan, et al. // *Ceram. Inter.* – 2014. – V. 40. – P. 14029-14037.
82. Sato, S. Tensile properties and fracture toughness of carbon-fiber felt reinforced carbon composites at high temperature / S. Sato, A. Kurumada, H. Iwaki, and Y. Komatsu // *Carbon.* – 1989. – V. 27. – P. 791-801.
83. Goto, K. Tensile strength and deformation of a two-dimensional carbon-carbon composite at elevated temperatures / K. Goto, H. Hatta, M. Oe, and T. Koizumi // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2003. – V. 86. – N 12. – P. 2129-2135.
84. Cook, J. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / Cook J., Gorden J.E. // *Proc. Royal Society of London. Series A.* – 1964. – V. 282. – P. 508-520.
85. Aly-Hassan, M.S. Comparison of 2D and 3D carbon/carbon composites with respect to damage and fracture resistance / M.S. Aly-Hassan, H. Hatta, S. Wakayama, M. Watanabe, and K. Miyagawa // *Carbon.* – 2003. – V. 41. – P. 1069-1078.
86. Goto, K. Tensile fatigue of a laminated carbon-carbon composite at room temperature / K. Goto, H. Hatta, D. Katsu, and T. Machid // *Carbon.* – 2003. – V. 41. – P. 1249-1255.
87. Kogo, Y. Examination of strength-controlling factors in C/C composites using bundle composites / Y. Kogo, R. Sumiya, H. Hatta, and Y. Sawada // *Adv. Compos. Mater.* – 2003. – V. 12. – N. 2-3. – P. 139-154.
88. Goto, K. Tensile strength and deformation of a 2D carbon-carbon composite at elevated temperatures / K. Goto, H. Hatta, M. Oe, and T. Koizumi // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2003. – V. 86. – N 12. – P. 2129-2135.
89. Hatta, H. Tensile strength of carbon/carbon composites / H. Hatta, T. Aoi, I. Kawahara, Y. Kogo, and I. Shiota // *J. Compos. Mater.* – 2004. – V. 38. – N. 19. – P. 1667-1689.
90. Hatta, H. Compressive strength of three-dimensionally reinforced carbon/carbon composite / H. Hatta, K. Taniguchi, and Y. Kogo // *Carbon.* – 2005. – V. 43. – P. 351-358.
91. Kawahara, I. Effects of interfacial strength on tensile fracture mechanism of C/C composites / I. Kawahara, H. Hatta, and I. Siota // *Proceedings of the Eighth Japan International SAMPE Symposium.* – Tokyo, 2003. – P. 18-21.

92. Aoki, T. Shear behavior and fiber bundle interfacial properties of 3D-C/C composites / T. Aoki, T. Ogasawara, and T. Ishikawa // Proceedings of the Eighth Japan International SAMPE Symposium. – Tokyo, 2003. – 845-848.
93. Hatta, H. Thermal expansion behavior of C/C composites / H. Hatta, Y. Kogo, Y. Yoshihara, Y. Sawada, K. Takahashi, K. Hoshono, and T. Dozono // Mater. Syst. – 1995. – V. 14. – P. 15-24.
94. Chang, W.C. Effects of processing methods and parameters on the mechanical properties and microstructure of carbon/carbon composites / W.C. Chang, C.C. M. Ma, N.H. Tai, and C.B. Chen // J. Mater. Sci. – 1994. – V. 29. – P. 5859-5867.
95. Domnanovich, A. Elastic moduli and interlaminar shear strength of a bidirectional carbon/carbon composite after heat treatment. / A. Domnanovich, H. Peterlik, A. Wanner, and K. Kromp // Comps. Sci. Tech. – 1995. – V. 53. – P. 7-12.
96. Manocha. L.M. The effect of heat treatment temperature on the properties of polyfurfuryl alcohol based carbon/carbon composite / L.M. Manocha // Carbon. – 1994. – V. 32. – P. 213-223.
97. Trouvat, B. Toughening mechanisms in C/C minicomposites with interface control / B. Trouvat, X. Bourrat, and R. Naslain // Extended Abstract, 23rd Biennial Conference on Carbon. – Strasbourg: American Carbon Society, 1997. – P. 536-537.
98. Weisshaus, H. Effect of materials and processing on the mechanical properties of C/C composites / H. Weisshaus, S. Kenig, and A. Siegmann // Carbon. – 1991. – V. 29. – P. 1203-1220.
99. Rellick, G. Densification efficiency of carbon-carbon composites / G. Rellick // Carbon. – 1990. – V. 28. – N 4. – P. 589-594.
100. Hatta, H. Strength improvement by densification of C/C composites / H. Hatta, K. Suzuki, T. Shigei, S. Somiya, and Y. Sawada // Carbon. – 2001. – V. 39. – P. 83-90.
101. Hull, D. An Introduction to Composite Materials / D. Hull. - Cambridge: Cambridge University Press, 1981. – P. 154-163.
102. Piggot, M.R. A theoretical framework for the compressive properties of aligned fiber composites / M.R. Piggot // J. Mater. Sci. – 1981. – V. 15. – P. 2523-2538.
103. Kim, H.C. Fracture toughness of 2-D carbon fibre reinforced carbon composites / Kim, H.C., Yoon, K.J., Pickering, R and Sherwood, R // J. Mater. Sci. – 1985. – V. 20. – P. 3967-3975.
104. Yasuda, E. Fracture Behavior of Unidirectionally Reinforced Notched C/C Composite // Yasuda, E. Tanaka, H. and Kimura, S. // Tanso (Carbon). - V. 1980. – N. 100. – P. 3-6.
105. Bouquet, M. Toughness assessment of ceramic matrix composites / M. Bouquet, J.M. Birbis, J.M. Quenisset // Composite Science & Technology. – 1990. – V. 37. – P. 223-248.
106. Li, X. Experimental study of damage propagation in Over-height Compact Tension tests / X. Li, S.R. Hallet, M.R. Wisnom, N. Zobeiry, R. Vaziri, A. Poursartip // Composites: Part A. – 2009. – V. 40. – P. 1891-1899.



107. Sarkar, S. Strength and fracture behavior of two-, three- and four-dimensionally reinforced carbon/carbon composites / S. Sarkara, S. Kumari, V.G. Sekaran, R. Mitra // *Materials Science and Engineering, A*. – 2010. – V. 527. – N. 7-8. – P. 1835-1843.
108. Zhu, X.K. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization / X.K. Zhu, J.A. Joyce. // *Engineering Fracture Mechanics*. – 2012. – V. 85. – P. 1-46.
109. Сиратори, М. Вычислительная механика разрушения: Пер. с японского / Сиратори М., Миёси Т., Мацусита Х. – М.: Мир, 1986. – С. 284.
110. Antonarulrajah, A. Evaluation of the electrical potential drop technique in the determination of crack growth resistance-curves of Carbon/Carbon composites and carbon bonded refractories / A. Antonarulrajah, V.P.S. Ramos, S.B. Fazluddin, B. Rand // *Journal of Materials Science*. – 2005. – V. 40. – P. 373-380.
111. Kostopopoulos, Fracture Energy Measurements of 2-D Carbon-Carbon Composites / V. Kostopopoulos V., Markopoulos Y. P., Pappas Y. Z., Peteves S. D. // *Journal of European Ceramic Society*. - 1998. – N 18. – P. 69-79.
112. Hojo, M. Fracture mechanism of cross-ply carbon/carbon composites / M. Hojo, S. Ochiai, N. Joyama and J. Takahashi // *Advanced Composite Materials*. – 1996. - V. 5. – P. 99-117.
113. Hatta, H. Applicability of fracture Toughness Concept to Fracture Behavior of Carbon/Carbon composites / H. Hatta, Y. Kogo, H. Asano, H. Kawada // *JSME International Journal Series A Solid Mechanics and Material Engineering*. – 1999. – V. 42. – P. 265-271.
114. Sakai, M. Fracture Toughness and Fiber Bridging of Carbon Fiber Reinforced Carbon Composites / M. Sakai, T. Miyajima, M. Inagaki. // *Composite Science and Technology*. – 1991. – N. 40. – P. 231-250.
115. Dassios, K.G. Intrinsic parameters in the fracture of carbon/carbon composites // K.G. Dassios, V. Kostopoulos, M. Steen // *Composites Science and Technology*. – 2005. – V. 65. – P. 883-897.
116. Reznik, B. Electron microscopy and electron-energy-loss spectroscopy study of crack bridging in carbon–carbon composites / B. Reznik, M. Fotouhi // *Composites Science and Technology*. – 2008. – V. 68. - P. 1131-1135.
117. Goto, K. Effect of Shear Damage on the Fracture Behavior of Carbon–Carbon Composites // K. Goto, and H. Hatta / *J. Am. Ceram. Soc.* – 2001. – V. 84. – P. 1327-1333.
118. Aly-Hassan, M.S. Effect of zigzag damage extension mechanism on fracture toughness of crossply laminated carbon/carbon composites / M.S. Aly-Hassan, H. Hatta and S. Wakayama // *Advanced Composite Materials*. – 2003. – V. 12. – P. 223-236.
119. Hatta, H. Fracture Behavior of Carbon-Carbon Composites with Cross-Ply Lamination / H. Hatta, L. Denk, T. Watanabe, I. Shiota and M.S. Aly-Hassan // *Journal of Composite Materials*. – 2004. – V. 38. – P. 1479-1491.

120. Shigang, A. Effect of manufacturing defects on mechanical properties and failure features of 3D orthogonal woven C/C composites / A. Shigang, F. Daining, H. Rujie, P. Yongmao // *Composites: Part B*. – 2015. – V. 71. – P. 113-121.
121. Li, W. Preparation and mechanical properties of carbon/carbon composites with high textured pyrolytic carbon matrix / W. Li, H. Li, J. Wang, S. Zhang, X. Yang, J. Wei // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2013. – V. 23. – P. 2129-2134.
122. Li, H. Improvement in toughness of carbon/carbon composites using multiple matrixes / Li H., Li H., Lu J. et. al. // *Materials Science and Engineering. A*. – 2011. – V. 530. – P. 57-62.
123. Xia, L. Effect of heat treatment on cracking and strength of carbon/carbon composites with smooth laminar pyrocarbon matrix L. Xia, B. Huang, F. Zhang, Z. Liu, Tengfei Chen // *Materials and Design*. – 2016. – V. 107. – P. 33-40.
124. Cao, W. Fracture mechanism of 2D-C/C composites with pure smooth laminar pyrocarbon matrix under flexural loading W. Cao, H. Li, L. Guo, S. Zhang et. al. // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2013. – V. 23. – P. 2141-2146.
125. Zhang, M. Bending properties and fracture mechanism of C/C composites with high density preform / M. Zhang, Z. Su, J. Li, Q. Huang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2011. – V. 21. – P. 1795-1800.
126. Appiah, K.A. Characterization of interfaces in C fiber-reinforced laminated C–SiC matrix composites / K.A. Appiah, Z.L. Wang, W.J. Lackey // *Carbon*. – 2000. – V. 38. – P. 831-838.
127. Zhong, J.H. Rapid fabrication of C/C/SiC composite by PIP of HMDS / J.H. Zhong, S.R. Qiao, G.F. Lu, Y.B. Zhang, W.B. Han, D.C. Jia // *J. Mater. Process. Technol.* – 2007. – V. 190. – P. 358-362.
128. Guellali, M. Influence of the matrix microstructure on the mechanical properties of CVI-infiltrated carbon fiber felts / Guellali M., Oberacker R., Hoffmann M.J. // *Carbon*. – 2005. – V. 43. – P. 1954-1960.
129. Zhang, J.C. Effect of isotropic interlayers on the mechanical and thermal properties of carbon/carbon composites / Zhang J.C., Luo R.Y., Zhang Y.F., Ni Y.F., Li J.S., Yang C.L. // *Materials Letters*. – 2010. – V. 64. – N 13. – P. 1536-1538.
130. Xiong, X. Mechanical properties and fracture behaviors of C/C composites with PyC/TaC/PyC, PyC/SiC/TaC/PyC multi-interlayers / X. Xiong, Y.L. Wang, Z.K. Chen, G.D. Li // *Solid State Sci.* – 2009. – V. 11. – P. 1386-1392.
131. Zhang, M. Bending properties and fracture mechanism of C/C composites with high density preform / Zhang M., Su Z., Li J., Huang Q. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2011. – V. 21. – N 8. – P. 1795-1800.

132. He, Y. Effect of interface structures on the fracture behavior of two-dimensional carbon/carbon composites by isothermal chemical vapor infiltration / Y. He, K. Li, H. Li, J. Wei, Q. Fu, D. Zhang // J. Mater. Sci. – 2010. – V. 45. – P. 1432-1437.
133. Reznik, B. Microstructure and mechanical properties of carbon–carbon composites with multilayered pyrocarbon matrix / Reznik B., Guellali M., Gerthsen D., Oberacker R., Hoffmann M.J. // Mater. Lett. – 2002. – V. 52. – P. 14-19.
134. Li, H. Mechanical properties improvement of carbon/carbon composites by two different matrixes / H. Li, H. Li, K. Li, Y. Wang, D. Zhang, J. Lu // Journal of Materials Science. – 2011. – V. 46. – N 13. – P. 4667-4674.
135. Kowbel, W. Effect of carbon fabric whiskerization on mechanical properties of C-C composites / Kowbel W., Bruce C., Withers J.C. // Compos Part A. – 1997. – V. 28. – P. 993-1000.
136. Liu, H.L. Improvement of the mechanical properties of two-dimensional carbon/carbon composites / Liu H.L., Jin Z.H., Hao Z.B., Zeng X.M. // Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – V. 483–484. – P. 316-318.
137. Gao, X.Q. The effect of zirconium addition on the microstructure and properties of chopped carbon fiber/carbon composites / Gao X.Q., Liu L., Guo Q.G., Shi J.L., Zhai G.T. // Compos. Sci. Tech. – 2007. – V. 67. – P. 525-529.
138. Blanco, C. Influence of fibre–matrix interface on the fracture behaviour of carbon-carbon composites / C. Blanco, E. Casal, M. Granda, R. Mene´ndez // Journal of the European Ceramic Society. – 2003. – V. 23. – P. 2857-2866.
139. ASTM E1820-17 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. - West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017. – 53 p.
140. ГОСТ 25.506-85 Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Издательство стандартов, 1985. – 61 с.
141. ASTM D 5528-01 Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. - West Conshohocken, PA: ASTM International, 2001. – 12 p.
142. ASTM D 6671/D 6671M – 06 Standard Test Method for Mixed Mode I – Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites. 1. - West Conshohocken, PA: ASTM International, 2006. – 14 p.
143. ASTM E1922 Standard Test Method for Translaminar Fracture Toughness of Laminated and Pultruded Polymer Matrix Composite Materials. - 1. - West Conshohocken, PA: ASTM International, 2015. – 5 p.

144. Hashida, T. New Development of the J-Based Fracture Testing Technique for Ceramic-Matrix Composites / T. Hashida, V.C. Li, H. Takahas // Journal of the American Ceramic Society. – 1994. – V. 77. – P. 1553-1561.
145. Kim, Y. Effect of postpeak tension-softening behavior on the fracture properties of 2-D carbon fiber reinforced carbon composite / Y. Kim // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2009. – V. 23. – P. 8-13.
146. Eswara Prasad N. Fracture behaviour of 2D-weaved, silica-silica continuous fibre-reinforced, ceramic-matrix composites (CFCCs) / Eswara Prasad N., Kumari S., Kamat S.V., Vijayakumar M., Malakondaiah G. // Engineering Fracture Mechanics. – 2004. – N 71. – P. 2589-2605
147. Begley, J.A. The J Integral as a Fracture Criterion. Fracture Toughness / J.A. Begley, J.D. Landes // Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP 514. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 1972. – P. 1-20.
148. Kim, H.C. Fracture toughness of 2-D carbon fibre reinforced carbon composites / H.C. Kim, K.J. Yoon, R. Pickering, P.J. Sherwood // Journal of Materials Science. – 1985. – V. 20. – P. 3967-3975.
149. Zhang, C. Effect of Oxidation on Fracture Toughness of a Carbon/Carbon Composite / Zhang C., Yan K., Qiao S., Li M., Han D., Guo Y. // Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. – 2012. – V. 27. – P. 944-947.
150. Chu, Y. Oxidation-protective and mechanical properties of SiC nanowire-toughened Si-Mo-Cr composite coating for C/C composites / Chu Y., Li H. , Fu Q., Shi X., Qi L., Wei B. // Corrosion Science. – 2012. – V. 58. – P. 315-320.
151. Hu, J. Process and mechanical properties of carbon/carbon-silicon carbide composite reinforced with carbon nanotubes grown in situ / J. Hu, S. Dong, X. Zhang, H. Zhou, B. Wu, Z.Wang, P. He, L. Gao // Composites: Part A. – 2013. – V. 48. – P. 73-81.
152. Bussiba, A. Fracture characterization of C/C composites under various stress modes by monitoring both mechanical and acoustic responses / A. Bussiba, M. Kupiec, R. Piat, T. Bohlke // Carbon. – 2008. – V. 46. – P. 618-630.
153. Siron, O. Microstructural and mechanical properties of filler-added coal-tar pitch-based C/C composites: the damage and fracture process in correlation with AE waveform parameters / O. Siron, G. Chollon, H. Tsuda, H. Yamauchi, K. Maeda, K. Kosaka // Carbon. – 2000. – V. 38. – P. 1369-1389.
154. Woo, S. Analysis of the bending fracture process for piezoelectric composite actuators using dominant frequency bands by acoustic emission / S. Woo, N.S. Goo // Composites Science and Technology. – 2007. – V. 67. – P. 1499-1508.

155. Yan, K.F. Measurement of In-Plane Shear Strength of Carbon/Carbon Composites by Compression of Double-Notched Specimens / K.F. Yan, C.Y. Zhang, S.R. Qiao, C.Z. Song, D. Han, and M. Li. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2012. – V. 21. – P. 62-68.
156. Yan, K.F. In-plane shear strength of a carbon/carbon composite at different loading rates and temperatures. K.F. Yan, C.Y. Zhang, S.R. Qiao, D. Han, M. Li // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – V. 528. – P. 1458-1462.
157. Khashaba, U.A. In-Plane Shear Properties of Cross-Ply Composite Laminates with Different Off-Axis Angles / U.A. Khashaba // *Compos. Struct.* – 2004. – V. 65. – N 2. – P. 167–177.
158. Choi, S.R. Shear Strength as a Function of Test Rate for SiCf/BSAS Ceramic Matrix Composite at Elevated Temperature / S.R. Choi, N.P. Bansal // *J. Am. Ceram. Soc.* – 2004. – V. 87. – N. 10. – P. 1912-1918.
159. Ünal, Ö. In-plane and interlaminar shear strength of a unidirectional. Hi-Nicalon fiber-reinforced celsian matrix composite / Ö. Ünal, N.P. Bansal // *Ceram. Int.* – 2002. – V. 28. – P. 527-540.
160. Brondsted, P. In-Plane Shear Properties of 2-D Ceramic Matrix Composites / P. Brondsted, F.E. Heredia, and A.G. Evans // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1994. – V. 77. – N. 10. – P. 2569-2574.
161. Denka, L. Shear Fracture of C/Cs Composites with Variable Stacking Sequence / L. Denka, H. Hatta, A. Misawa, and S. Somiya // *Carbon*. – 2001. – V. 39. – N. 10. – P. 1505-1513.
162. Hana, L. Damage and Failure Behaviour of a Woven C/SiC Material / L. Hana and F. Ansorge // *J. Mater. Sci.* – 1997. – V. 32. – P. 5467-5475.
163. Sakai, M. The pull-out and failure of a fiber bundle in a carbon fiber reinforced carbon matrix composite / M. Sakai, R. Matsuyama, T. Miyajima // *Carbon*. – 2000. – V. 38. – P. 2123-2131.
164. Hojo, M. Effects of Interface Control and Heat-Treatment Temperature on Interlaminar Shear Strength and Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Woven C/C Composites / M. Hojo, T. Yamao, M. Tanaka, S. Ochiai // *Materials Science Research International*. – V.7. – N.1. – P.34-40.
165. Zhang, C. Interlaminar shear damage mechanisms of a 2D-C/SiC composite at elevated temperature in vacuum / C. Zhang, H. Wang, Y. Liu, S. Qiao, M. Li, D. Han // *Vacuum*. – 2014. – V. 105. – P. 63-68.
166. Zhang, C. Interlaminar shear strength of SiC matrix composites reinforced by continuous fibers at 900 C in air / C. Zhang, J. Gou, S. Qiao, X. Wang, J. Zhang // *Materials and Design*. – 2014. – V. 53. – P. 93-98.
167. Isola, C. Joining of surface modified carbon/carbon composites using a barium–aluminum–borosilicate glass / Isola C., Salvo M., Ferraris M., Montorsi M.A. // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 1998. – V. 18. – P. 1017-1024.

168. Zhang, Y. The reinforcing mechanism of carbon fiber in composite adhesive for bonding carbon/carbon composites / Y. Zhang, R. Luo, J. Zhang, Q. Xiang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2011. – V. 211. – P. 167-173.
169. Blaese, D. Mode II interlaminar fracture behaviour of Carbon-Carbon Composites: Diploma Thesis / Diego Blaese. – Bremen, 2010. – 64 p.
170. Philippidis, T.P. Residual strength after fatigue in composites: theory vs. experiment / Philippidis T.P., Passipoularidis V.A. // *Int. J. Fatigue*. – 2007. – V. 29. – P. 2104-2116.
171. Tallaron, C. Improvement of cyclic fatigue analysis by the use of a tensile master curve in carbon/carbon composites / Tallaron C, Rouby D, Reynaud P, Fantozzi G. // *Key Eng. Mater.* – 1999. – V. 164-165. – P. 329-332.
172. Yang, X. Effect of stress level on fatigue behavior of 2D C/C composites / Yang X., Li H., Yu K., Zhang S. // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2013. – V. 23. – P. 2135-2140.
173. Liao, X.L. Effects of tensile fatigue loads on flexural behavior of 3D braided C/C composites / Liao X.L., Li H.J., Xu W.F., Li K.Z. // *Compos. Sci. Technol.* – 2008. – V. 68. – N. 2. – P. 333-336.
174. Ozturk, A. The influence of cyclic fatigue damage on the fracture toughness of carbon-carbon composites / Ozturk A. // *Compos. Part A*. – 1996. – V. 27(a). – P. 641-646.
175. Li, X. Effect of pre-fatigue on bending behavior of 2.5D C/C composites / Li X., Yu S., Li Y., Wu Q., Li Z., Xiao T., Liu L., Guo X. // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2017. – V. 682. – P. 290-295.
176. Composite materials series, Fatigue of Composite Materials / Ed. by K.L. Reifsnider. – New York: Elsevier Science Publishers, 1991.
177. Hatta, H. Static and fatigue fracture behavior of C/C composites / Hatta H, Kogo Y, Tanimoto T, Morii T // *Proceedings of the 4th Japan International SAMPE Symposium*. – 1995. – P. 368-373.
178. Rouby, D. Fatigue behavior related to interface modification during load cycling in ceramic-matrix fibre composites / Rouby D., Reynaud P. // *Comp. Sci. Tech.* – 1993. – V. 48. – P. 109-118.
179. Are, O. Tensile fatigue behavior of tightly woven carbon/carbon composites / O. Are, M. Re // *Composites*. – 1992. – V. 23. – P. 39-46.
180. Mahfuz, H. Effects of stress ratio on fatigue life of carbon-carbon composites / H. Mahfuz, M. Maniruzzaman, J. Krishnagopalan, A. Haque, M. Ismail, S. Jeelani // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. – 1995. – V. 24. – P. 21-31.
181. Xue, L. Flexural fatigue behavior of 2D cross-ply carbon/carbon composites at room temperature / L. Xue, K. Li, Y. Jia, S. Zhang, J. Cheng, J. Guo // *Materials Science and Engineering A*. – 2015. – V. 634. – P. 209-214.
182. Shuler, S.F. Influence of loading frequency on the room-temperature fatigue of a carbonfibers/SiC-matrix composite / Shuler S.F., Holmes J.W., Wu X., Roach D. // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1993. – V. 76. – N. 9. – P. 2327-2336.

183. Chawla, N. High-frequency fatigue behavior of woven-fiber-fabric-reinforced polymer-derived ceramic-matrix composites / Chawla N., Tur Y.K., Holmes J.W., Barber J.R., Szewda A. // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1998. – V. 81. – N. 5. – P. 1221-1230.
184. Goto, K. Fatigue behavior of 2D laminate C/C composites at room temperature / K. Goto, Y. Furukawa, H. Hatta, Y. Kogo // *Composites Science and Technology*. – 2005. – V. 65. – P. 1044-1051.
185. Heredia, F.E. Mechanical properties of continuous-fiber-reinforced carbon matrix composite and relationship to constituent properties / Heredia F.E., Spearing S.M., Evans A.G., Mosher P., Curtin W.A. // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1992. – V. 75. – N. 11. – P. 3017-3025.
186. Williams, J.C. Interlaminar Shear Fatigue Damage Evolution of 2-D Carbon-carbon composites / J.C. Williams, S.W. Yurgartis and J.C. Moosbrugger // *Journal of Composite Materials*. – 1996. – V. 30. – N. 7. – P. 785-799.
187. Morrone, A.A. Fracture toughness and fatigue crack growth behavior of an  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiC}$  composite / Morrone A.A., Nutt S.R. and Suresh S.J. // *Mater. Sci.* – 1988. – V. 23. – P. 3206-3213.
188. Prewo, K.M. Fatigue and stress rupture of silicon carbide fibre reinforced glass ceramics. / Prewo, K.M. // *J. Mater. Sci.* – 1987. – V. 22. – P. 2695-2701.
189. Minford, E. Fatigue behavior of silicon-carbide fiber reinforced lithium-aluminosilicate glass-ceramic. Tailoring Multiphase and Composite Ceramics. Eds C.G. Patano and R.E. Messing. / Minford E. and Prewo K.M. – New York: Plenum Publishing Corp., 1986. – P. 561-570.
190. Reifsnider, K.L. Damage mechanics and NDE of composite laminates. Mechanics of Composite Materials, Recent Advances. Eds Z. Hashin and C.T. Herakovic / Reifsnider, K.L., Henneke, E.G., Stinchcomb, W.W. and Duke, J.C. – New York: Pergamon Press, 1983. – P. 399-420.
191. Talreja, R. Fatigue of Composite Materials / R. Talreja. – Lancaster, PA: Technomic Publishing Co., 1987. – P. 59-70.
192. Dharan, C.K.H. Fatigue failure mechanisms in a unidirectionally reinforced composite material. Fatigue of composite Materials, ASTM STP 569 / C.K.H. Dharan. – West Conshohocken, PA: ASTM Spec. Tech. Publ., 1975. – P. 171-188
193. Kogo, Y. Effect of stress concentration on tensile fracture behavior of carbon-carbon composites / Kogo Y, Hatta H, Kawada H, Machida T. // *J Comp. Mater.* – 1998. – V. 32. – N. 13. – P. 1273-1294.
194. Iosipescu, N. New accurate procedure for single shear testing of metals / Iosipescu N. // *J. Mater.* – 1967. – V. 2. – N. 3. – P. 537-566.
195. Yang, X. Effects of bending cyclic load on mechanical properties of 2D Carbon cloth laminated C/C composites / Yang X., Li H., Yu K. // *Applied Mechanics and Materials*. – 2012. – V. 157-158. – P. 792-795.

196. Yang, X. Effect of stress level on fatigue behavior of 2D C/C composites / X. Yang, H. Li, K. Yu, S. Zhang // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2013. – V. 23. – P. 2135-2140.
197. Liao, X. Effects of tensile fatigue loads on flexural behavior of 3D braided C/C composites / X. Liao, H. Li, W. Xu, K. Li // *Composites Science and Technology.* – 2008. – V. 68. – P. 333-336.
198. Tanabe, Y. Fatigue of C/C composites in bending and in shear modes / Y. Tanabe, T. Yoshimura, T. Watanabe, T. Hiraoka, Y. Ogita, E. Yasuda // *Carbon.* – 2004. – V. 42. – P. 1665-1670.



## Приложение 1 – Акт использования результатов работы

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор ОАО АК «Рубин»

Е.И. Крамаренко



02 2018 г.

## АКТ

Об использовании результатов диссертационной работы Д.Ю. Ожерелкова  
«Вязкость разрушения углерод-углеродных композиционных материалов  
фрикционного назначения» в опытно-конструкторских работах ОАО АК «Рубин»

Научно-техническая комиссия в составе Главного конструктора взлетно-посадочных устройств В.И. Левина, начальника конструкторского бюро В.В. Блохина, начальника испытательного отдела В.В. Баранова, составили настоящий акт в том, что основные положения, выводы и рекомендации изложенные в работе используются в ОАО АК «Рубин» при выполнении прочностных и ресурсных расчетов авиационных тормозных дисков из углерод-углеродных композиционных материалов, в частности:

- результаты экспериментальной оценки характера напряженного состояния, размеров и конфигурации зоны концентрации напряжений в области дефекта, а также применимости критериев вязкости разрушения в УУКМ фрикционного назначения;
- оценка влияния структуры, режимов термообработки и технологических дефектов на вязкость разрушения и межслоевую прочность УУКМ фрикционного назначения;
- способы возможного повышения вязкости разрушения, межслоевой прочности и работоспособности УУКМ фрикционного назначения.

Полученные результаты диссертационной работы Д.Ю. Ожерелкова и рекомендации по уточнению методик прочностных расчетов конструкций из УУКМ с учетом характера напряженного состояния в области дефекта позволяют повысить надежность и ресурс работы тормозных дисков.

Главный конструктор  
взлетно-посадочных устройств



В.И. Левин

Начальник конструкторского бюро



В.В. Блохин

Начальник испытательного отдела



В.В. Баранов