ТЕПЛОФИЗИКА ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР, 2021, том 59, № 2, с. 248–279

ОБЗОРЫ

УДК 662.998+666.762.8+539.4

ОСНОВНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРИ СОЗДАНИИ СИСТЕМ ТЕПЛОВОЙ ЗАЩИТЫ НА БАЗЕ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДЫ ИХ РЕШЕНИЯ

© 2021 г. А. Н. Астапов[1, *], С. И. Жаворонок[1, 2], А. С. Курбатов[1], Л. Н. Рабинский[1], О. В. Тушавина[1]

[1]*Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия*

[2]*Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия*

*****E-mail: lexxa1985@inbox.ru*

Поступил в редакцию 24.12.2019 г.
После доработки 14.12.2020 г.
Принят к публикации 22.12.2020 г.

В обзоре обобщены достижения отечественной и зарубежной науки в области разработки и улучшения характеристик углерод-углеродных и углерод-керамических композиционных материалов с акцентом на механические, окислительные и абляционные свойства. Рассмотрены наиболее востребованные в настоящее время способы модифицирования матриц композитов и нанесения защитных покрытий с получением в структуре гетерофазных композиций на основе ультравысокотемпературных керамик. Анализ механизмов разрушения широко применяемых технических решений позволил наметить перспективные концепции построения архитектуры покрытий. Приведены математические постановки нелинейных задач теплопереноса, учитывающие различные физико-химические явления в структурно-неоднородных материалах. Основное внимание уделено учету эффектов асимметрии, конечной скорости и волновым явлениям при распространении тепла в анизотропных материалах. Проведен анализ современных методов оценки напряженно-деформированного состояния композитов при термосиловом воздействии, а также методов расчета эффективных характеристик их свойств.

DOI: 10.31857/S0040364421020010

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ

Современные системы тепловой защиты летательных аппаратов и их двигательных установок от аэрогазодинамического нагрева скоростными высокоэнтальпийными потоками основываются на двух основных концепциях: пассивной и активной [1–4]. Пассивная защита использует материалы, поглощающие тепловую энергию за счет теплоемкости материала и различных физико-химических процессов, сопровождающих его тепловое разрушение в условиях уноса массы. Активная защита основана на принципе принудительной подачи в высокотемпературный погра-

ничный слой газообразных или жидких охладителей через проницаемую стенку конструкции.

Перспективными для создания систем тепловой защиты как пассивного, так и активного типа являются жаропрочные структурно-неоднородные материалы на основе углерода – углерод-углеродные и углерод-керамические композиционные материалы (УУКМ и УККМ соответственно) [5–12]. С одной стороны, они обладают уникальной способностью сохранять высокую прочность и жесткость при температурах до 2500°С, а нанесение жаростойких покрытий обеспечивает их работоспособность в окислительных средах, что существенно расширяет возможность их применения для целей пассивной защиты. Причем реальные рабочие температуры этих материалов, как правило, определяются температурами, при которых сохраняется эффективность защитного действия покрытий в условиях одновременного протекания термохимических процессов (окисление, гетерогенная рекомбинация), механического уноса (эрозия) и абляции. С другой стороны, возможность управления пористостью получаемой структуры на различных стадиях технологического передела позволяет рассматривать данные материалы для целей активной защиты посредством реализации концепции транспирационного охлаждения [13, 14].

Моделирование теплового состояния структурно-неоднородных конструкционных и теплозащитных материалов, в том числе композитов, учитывающее различные физико-химические явления, такие как зависимость теплофизических свойств от температуры, унос массы, анизотропия распространения тепла и др., приводит к необходимости решения существенно нелинейных задач тепломассопереноса, требующих специальных численных методов. При этом моделирование деформирования и тепловых процессов в элементах конструкций, изготовленных из композиционных материалов (КМ) со сложной пространственной структурой армирования, требует знания физических констант композиционного материала. Поскольку образование или модифицирование матриц УУКМ/УККМ осуществляется непосредственно в технологическом цикле производства композитов (т.е. они не существуют вне композиции), определение констант традиционным методом представляется возможным только на макромеханическом уровне, не учитывающем реальную морфологию микроструктуры и не описывающем, в частности, концентрацию напряжений в окрестности границ раздела структурных составляющих. Микромеханический подход обеспечивает определение напряженно-деформированного состояния с учетом взаимодействия составляющих композиционных материалов, однако его применение требует знания физических констант как матрицы, так и армирующих элементов. Это приводит к необходимости развития специальных численно-экспериментальных методов двухмасштабного моделирования материалов.

Таким образом, создание тепловой защиты, функционирующей при высоких температурах, представляется комплексной проблемой, для решения которой необходимо сопряженное развитие как методов решения задач тепломассопереноса в анизотропной неоднородной среде (в частности, обратных задач о тепловом напряженно-деформированном состоянии на макроскопическом и микроскопическом уровнях), так и экспериментальных исследований эволюции структуры и свойств КМ (в том числе с жаростойкими покрытиями) в условиях, приближенных к эксплуатационным.

Цель настоящей работы состоит в изложении достижений в области разработки жаропрочных материалов на основе углерода и способов повышения их рабочих температур, а также подходов и методов моделирования их теплового и напряженно-деформированного состояния на базе решения задач анизотропной теплопроводности и термопрочности в обеспечении создания систем тепловой защиты. Обзор намечает пути практической реализации накопленных данных в рассматриваемой предметной области, а приведенная многочисленная библиография может быть использована для дальнейшего, более глубокого и детального изучения отдельных вопросов.

1. ДОСТИЖЕНИЯ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ И УЛУЧШЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ УГЛЕРОДА

Жесткие условия эксплуатации планеров и проточных трактов двигательных установок атмосферных скоростных летательных аппаратов и многоразовых аэрокосмических транспортных средств вызывают значительную потребность в новых материалах для создания высокоэффективных систем тепловой защиты. Альтернативными для применения в экстремальных условиях эксплуатации являются сплавы на основе тугоплавких металлов (Nb, Mo, W), ультравысокотемпературные керамики (УВТК) и жаропрочные композиционные материалы на основе углерода (УУКМ и УККМ). Использование первых существенно сдерживается их высокой плотностью, низкой жаростойкостью в кислородсодержащих средах и отсутствием надежных антиокислительных покрытий с рабочими температурами выше 1750–1800°С. Применимость монолитных УВТК ограничена их низкими трещиностойкостью и устойчивостью к термоударам. К тому же получение неразборных элементов конструкций из керамики, особенно габаритных или с наличием кривизны, сопряжено со значительными техническими трудностями, а в большинстве случаев невозможно на данном этапе развития производственных технологий. Материалы на основе углерода – УУКМ и УККМ, являются единственными из известных в настоящее время материалов, пригодны-

ми для экстремальных условий эксплуатации. Однако в кислородосодержащих средах применение их ограничено склонностью углерода к окислению начиная с температур 400–450°C и недостаточной жаростойкостью керамических матриц, что приводит к потере материалами механических свойств. В скоростных высокоэнтальпийных потоках деградация структуры композитов существенно усугубляется в результате одновременного протекания термохимических процессов (окисление, гетерогенная рекомбинация), эрозии и абляции. Расширение температурно-временны́х интервалов работоспособности материалов на основе углерода является сверхактуальной задачей современного материаловедения.

1.1. Углерод-углеродные композиционные материалы. Основу УУКМ составляет каркас из высокопрочных углеродных армирующих элементов (нитей, тонких стержней, образованных из жгутов) или тканей двухмерного, трехмерного или объемного плетения, погруженных в углеродную матрицу. Последняя представлена пеками, пиролизными остатками синтетических смол и пиролитическим углеродом. Наиболее широко используемыми в армировании являются волокна на основе полиакрилонитрила, гидратцеллюлозы и мезофазного пека. К числу основных свойств УУКМ, определяющих области их применения, относятся низкая плотность, малые коэффициенты температурного расширения, высокие удельные механические характеристики вплоть до 2500°C, в том числе трещиностойкость и ударная вязкость. В монографиях [5, 6, 15, 16] и обзорах [8, 10–12, 17–20] рассмотрены основные аспекты технологий получения материалов на основе углерода, свойства и области их эффективного применения как жаропрочных материалов.

Наиболее исследованными на сегодняшний день являются многослойные УУКМ, формируемые методом непрерывной намотки гибкой нити. Структура таких УУКМ мало отличается от хорошо изученной структуры, например, углерод-эпоксидных конструкционных материалов. В то же время весьма интенсивно совершенствуются композиционные материалы с пространственной структурой армирования. Основным элементом такой структуры является параллелепипед, три ребра, шесть диагоналей, шесть граней и четыре внутренние диагонали которого образуют всего тринадцать различных направлений. Если параллелепипед является кубом, то, комбинируя направления трех подгрупп, можно образовать сбалансированные системы [21]. Всего известно семь сбалансированных структур пространственного армирования [21]:

- трехмерная (3Д),
- четырехмерная (4Д),
- шестимерная (6Д),
- семимерная (7Д),
- девятимерная (9Д),
- десятимерная (10Д),
- тринадцатимерная (13Д).

Кроме перечисленных, существует ряд модифицированных схем армирования, например, двухмерная схема (2Д). В работе [22] статические механические свойства УУКМ с 2Д- и 3Д-структурами армирования сопоставлены по прочности при растяжении, ударной нагрузке и деформации при сдвиге. Полученная разница свойств материалов объясняется более слабым взаимодействием матрицы и наполнителя в случае 3Д-схемы армирования. Основным недостатком 3Д-схемы является наличие системы пустот между пересекающимися пучками волокон, препятствующих уплотнению композиции при формировании матрицы из газовой фазы. Частично устранить этот недостаток позволяют пространственные схемы армирования 4Д-Л и 5Д-Л [23]. В докладе [24] рассмотрены пространственно-армированные композиты, образованные системой четырех нитей, расположенных по большим диагоналям куба. Такая схема укладки, относящаяся к классу 4Д, позволяет получать равновесную структуру армирования. Авторами доказано, что наибольший коэффициент армирования композита по сравнению с другими пространственными укладками прямолинейной арматуры обеспечивает армирование по четырем диагоналям куба, при этом предельное значение коэффициента армирования достигает величины 0.68. Предложено теоретическое описание упругих свойств 4Д-композитов, апробированное на основе сопоставления с экспериментальными данными, и исследованы упругие свойства УУКМ как в главных осях материала, так и в направлениях укладки арматуры. Сопоставлены значения упругих констант 4Д УУКМ и композитов, ортогонально армированных в трех направлениях.

В исследовании [25] определены характеристики элементарных пор и соединяющих их устьев для различных пространственных систем армирования УУКМ, при этом использована модель элементарных пор углеродного каркаса на основе цилиндрических стержней и показана перспективность использования 4D-схем пространственного армирования для производства материалов с высокими характеристиками.

В обзоре [17] в качестве примера пространственного армирования приведена схема укладки волокон в пяти направлениях, представлены коэффициенты термического расширения различных углеродных тканей, а также прочностные свойства композитов при растяжении, сжатии и сдвиге. В работе [26] исследованы механические свойства при одноосном сжатии ряда УУКМ и описаны изменения свойств композита при варьировании структуры пространственного армирования, степени наполнения, плотности и типа армирующего волокна.

В монографии [27] соавторами приведен обзор экспериментальных данных по механическим свойствам УУКМ с различной структурой про-

странственного армирования и механического поведения конструкций, созданных на их основе.

Известны и более сложные структуры армирования, образованные криволинейными элементами. Так, в исследовании [28] определены упругие постоянные УУКМ с трехмерной радиально-спиральной структурой.

1.2. Технология формирования УУКМ и ее влияние на свойства композита. Технологические процессы классифицируются по применению следующих операций по отношению к преформам [5, 6, 15]:

- пропитка каменноугольным или нефтяным пеком и термообработка;
- пропитка синтетическими смолами и термообработка;
- уплотнение пиролитическим углеродом.

Механические и температурные свойства УУКМ определяются в первую очередь структурой его армирования, однако существенно зависят и от технологии формирования композиции. В обзоре [17] описаны основные этапы технологии производства УУКМ и требования к свойствам структурных составляющих и границ их раздела для получения достаточно прочного и нехрупкого материала. В докладе [29] показано, что изменение технологии производства и термообработки материалов структурных составляющих позволяет получить КМ с различными величинами модуля упругости, характеристиками прочности, температурными и остаточными напряжениями. В [30] отмечена чувствительность термомеханических свойств УУКМ к структуре материала, причем механизм теплопередачи зависит от структуры составляющих композита на атомарном уровне. Эффективная теплопередача в УУКМ становится возможной при организации высокоориентированных фаз графита в волокнах и матрице. В [31] исследована зависимость механических свойств УУКМ с двухмерной структурой, полученных в процессе уплотнения при осаждении углеродной матрицы из газовой фазы, индуцированном лазерным излучением. Рассмотрено влияние различных наполнителей (пироуглерода, графита и карбида кремния) на модуль упругости материала и прочность при изгибе и растяжении. Показано, что, несмотря на понижение общей прочности УУКМ при внедрении наполнителей всех рассмотренных типов, пиролитический углерод и графитовый порошок способствуют усилению межслоевой связи, обеспечивая наименьшую потерю прочности. Кроме того, пироуглерод придает УУКМ тенденцию к хрупкому характеру разрушения. В докладе [32] представлены результаты исследований в области проектирования термоэрозионностойких углерод-углеродных композиций и технологий их создания, обобщены данные расчетно-экспериментальных исследований влияния технологических процессов на механические характеристики УУКМ различных типов.

В [33] показано, что поведение УУКМ во многом определяется локальной концентрацией напряжений вблизи полых дефектов армирующей структуры различной формы и размеров, связанных как с конструкцией и способом расположения углеродных тканей в композиции, так и с режимами технологического процесса пиролиза при формировании матрицы.

В работе [34] изучена связь между волокном и матрицей для композитов, изготовленных из углеродных волокон различных типов, и показано, что взаимодействие волокна и матрицы имеет определяющее влияние на механические свойства и характер разрушения волокнистых композитов, причем слабая связь приводит к разрушению типа чистого сдвига, тогда как прочная связь влечет за собой “катастрофическое разрушение” композиции в целом. В [35] для определения прочности УУКМ с карбонизованными и графитированными волокнами при межслойном сдвиге проведены испытания на изгиб коротких балок и показано, что поверхностная обработка волокон усиливает связь на границе раздела волокно–матрица, что вызывает увеличение прочности при изгибе. Исследовано также влияние структуры матрицы на межслойную прочность и отмечено, что с уменьшением характерного размера микроструктуры матрицы наблюдается снижение межслойной прочности углерод-углеродного композита.

Авторы работы [36] предлагают использовать наполнитель в виде структурной добавки графитового порошка для предотвращения указанных структурных повреждений углеродных волокон. Дано подробное описание механических и геометрических свойств исходных материалов. В виде диаграмм представлены экспериментальные данные по ударной прочности, определению изгибного модуля и прочности на изгиб композитных образцов. Обнаружены оптимальные соотношения объемного содержания графитового порошка и углеродных волокон.

В [37] представлены результаты экспериментального исследования влияния температуры спекания на прочность УУКМ и показано, что при относительно низких температурах только небольшая часть волокон эффективно работает в составе композиции. Приведены сопоставление исследуемых характеристик в зависимости от температуры обработки для углеродных волокон разных марок и результаты структурных исследований волокон. В [38] изложены результаты измерений физических постоянных, прочностных характеристик, твердости, распределения плотности и внутренних дефектов УУКМ, полученных горячим прессованием смеси термореактивных и ароматических смол и графитовых волокон. В исследовании [39] демонстрируются результаты испытаний на четырехточечный изгиб образцов УУКМ трех типов: термообработанных при 100°C, карбонизованных при 1000°C и графитизированных при 3000°C. Установлено, что углеродная матрица карбонизованных образцов аморфна и является хрупкой, графитизирован-

ных образцов – кристаллическая и является пластичной. С другой стороны, в работе [40] исследованы УУКМ, армированные отрезками углеродных волокон со случайной ориентацией в плоскости прессования, и показано, что разрушение такого материала имеет локализованный характер, полностью определяется дефектностью структуры материала и практически не зависит от исходных технологических параметров.

В [41] представлены результаты исследований механических свойств УУКМ, полученных в результате осаждения из газовой фазы пиролитического углерода на преформу из углеродных волокон при учете плотности, размера и микроструктуры кристаллитов матрицы, зависящих от технологии формования композиции. Модуль упругости и предел прочности определялись по результатам испытаний образцов композита на трехточечный изгиб. В [42] определены упругие и прочностные свойства при изгибе образцов из углерод-стеклоуглеродных композитов и показано, что их механические свойства существенно зависят как от типа, так и от объемного содержания волокон.

В работе [43] приводятся данные о микроструктуре, модулях упругости, коэффициентах теплового расширения, прочности при растяжении и изгибе сверхтермостойких УУКМ различного формования.

1.3. Влияние температуры на свойства УУКМ и проявление физической нелинейности. В большинстве случаев свойства УУКМ являются температурозависимыми, причем во многих случаях при высоких температурах поведение материала перестает подчиняться линейному закону состояния. Физически нелинейному деформированию УУКМ посвящена монография [21].

В работе [44] приведены результаты исследования ползучести и прочности на растяжение УУКМ со слоистой 2Д-структурой армирования в диапазоне температур –253...+2500°C в инертной среде. Показано, что с повышением температуры прочность материала на разрыв постепенно возрастает, причем значительное повышение прочности отмечено при температурах свыше 1500°C. Там же отмечается, что в области высоких температур при низких скоростях деформации наблюдается нелинейный характер диаграмм деформирования до начала разрушения. Показано, что причиной нелинейности диаграммы деформирования является ползучесть, возникающая при температуре свыше 1500°C. В работе [45] приведены результаты исследования влияния температуры в диапазоне от 20 до 3027°C на характер разрушения образцов УУКМ. Доказано, что как при растяжении, так и при сжатии наблюдаются качественно одинаковые изменения характера разрушения материала.

Авторами [46] проведены экспериментальные исследования механических свойств трех типов изотропного графита (IG-11, PD-11PR, MF306-3) и УУКМ на его основе в диапазоне температур от комнатной до 2800°C. Установлена зависимость модуля упругости и предела прочности материалов от температуры.

1.4. Экспериментальные исследования свойств УУКМ. Методы экспериментального исследования свойств композиционных материалов вообще и УУКМ в частности весьма разнообразны. Наиболее распространенными и хорошо освоенными являются классические методы испытаний образцов материала на разрывных машинах на растяжение, сжатие, трехточечный и чистый изгибы, простой и чистый сдвиги. Специфика экспериментальных исследований на макроскопическом уровне, т.е. масштабном уровне изделия в целом, где влияние отдельного элемента армирующей структуры неразличимо и измерению поддаются только некоторые осредненные параметры материала, в основном относится к выбору образцов. Так, например, авторы доклада [29] предполагают, что наиболее целесообразными и воспроизводимыми представляются эксперименты с относительно простыми системами – однонаправленными УУКМ. В работе [38] изложены результаты испытаний на изгиб и осевое сжатие длинных и коротких балок для определения изгибной и сдвиговой прочности, кроме того, описаны результаты испытаний на твердость, а также данные измерений распределения плотности и исследований внутренних дефектов. В [41] модуль упругости и предел прочности определялись по результатам испытаний образцов композита на трехточечный изгиб. В [47] испытания образцов были выполнены на специальной установке, позволяющей независимо прикладывать растягивающие нагрузки в двух направлениях. Для испытаний применялись специальные образцы с кольцевой выточкой посередине. Предложены аналитические зависимости для критерия прочности, представленные в виде квадратичных функций.

В работе [28] рассматривается определение упругих постоянных углерод-углеродных композитов с трехмерной радиально-спиральной структурой путем сочетания испытаний толстостенных цилиндров и вырезанных из них образцов. Предлагаемая методика подтверждается результатами испытаний цилиндров при сложном нагружении.

Исследования влияния температуры на свойства УУКМ, как правило, опираются на традиционные схемы эксперимента. Например, в [48] приведены методики испытаний и описана конструкция специализированной экспериментальной установки для испытаний на растяжение и изгиб образцов из УУКМ в вакууме или инертной среде в диапазоне температур от 20 до 2200°C. Проанализированы результаты испытаний на прочность образцов из УУКМ с многонаправленным пространственным армированием структуры, а также с войлочной структурой в вакууме в том же диапазоне температур. В работе [49] характеризуется установка для испытаний УУКМ на

растяжение, сжатие, изгиб при температурах до 3300 K в вакууме, воздушной и инертной средах. Описаны методы обеспечения равномерного температурного поля по объему образца, способы измерения деформации и температуры с повышенной точностью, схема автоматизации эксперимента. В докладе [50] для моделирования термомеханических характеристик и оценки срока службы рассмотрены различные методы определения модуля упругости УУКМ, в частности резонансный метод, а также испытания на растяжение и изгиб. Разработаны системы для испытаний на растяжение и резонансных измерений при температурах до 1900°C.

В работе [51] проведены испытания на растяжение при квазистатическом и циклическом нагружениях плоских образцов из углерод-углеродных тканых композитов с ортогональным армированием в плоскости и прошивкой слоев в третьем направлении, обеспечивающей повышение сдвиговых и межслойных характеристик. Даны диаграммы деформирования ряда трехмерно армированных УУКМ и объяснены причины возникновения нелинейностей на активном участке диаграмм за счет появления докритических разрушений в структуре материала.

Испытания на твердость материала, как правило, осуществляются стандартными методами Роквелла и Бринелля. В докладе [52] приведены результаты измерений микротвердости в зависимости от упругих свойств УУКМ и изучен характер гистерезисной кривой при испытаниях на твердость. В [53] представлены результаты инденторных испытаний УУКМ с 2Д-структурой армирования при восьми уровнях нагрузок, направленных перпендикулярно и параллельно оси армирующей структуры. В [54] описана методика и результаты динамических испытаний УУКМ на ультрамикротвердость, построены диаграммы зависимости глубины внедрения при нагружении и разгрузке.

В последнее время для исследования свойств материалов широко применяются ультразвуковые методы. Так, в работе [55] на основе теории распространения волн в анизотропных средах теоретически обоснован метод определения всех упругих констант УУКМ. Для локального определения плотности материала используется радиографический метод с применением калиброванных картин дифракции рентгеновских лучей. Комбинация анализа скорости распространения ультразвуковых волн и вычислительного эксперимента на базе метода конечных элементов позволяет исследовать одновременно изменение упругих характеристик внутри детали и распределение в ней напряжений и деформаций при нагружении. Приводится пример применения предложенной методики в задаче о диаметральном сжатии диска. В работе [56] в одностадийном процессе термолиза углепластика на основе полиимидных связующих получены УУКМ с высоким коксовым остатком и методами акустической эмиссии изучены процессы разрушения, происходящие в этих материалах. В [57] описана методика экспериментального исследования упругих свойств УУКМ в процессе формования, основанная на измерении и анализе скоростей распространения акустических волн в различных направлениях. Исследования проводились на четырех промежуточных этапах эволюции микроструктуры на разных стадиях технологического передела.

К отдельному классу следует отнести экспериментальные методы исследования микроструктуры материала, особенно поверхностей раздела волокно–матрица. В [58] описана установка для исследования свойств поверхности раздела на базе фотоакустического метода фотодеформации, в соответствии с которым модулированный по амплитуде лазерный луч нагревает малую область образца, а возникшие при нагреве перемещения регистрируются оптически. Сканирование поверхности образца осуществляется с помощью микроподвижек, а изображение поверхности восстанавливается на базе компьютерной обработки. Сравнение полученных изображений с данными электронной микроскопии подтвердило возможность анализа состояния поверхности раздела матрицы и волокна диаметром до 5–7 мкм.

В докладе [30] микроструктура УУКМ изучена методами оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии, изучены температуропроводность, теплопроводность, удельная теплоемкость УУКМ.

В работе [59] рассматриваются материалы для применения в условиях высоких температур на основе углеродной матрицы и шести типов углеродных волокон. С помощью метода кварцевой дифференциальной дилатометрии определяются коэффициенты теплопроводности и теплового расширения в интервале температур от комнатной до 2000°C.

В последние 15–20 лет интенсивно развивается основанное на методе индентирования экспериментальное исследование материалов на наноразмерном масштабном уровне. Кроме свойств поверхности и приповерхностного слоя, а также твердости материала, наноиндентирование позволяет провести оценку и модулей упругости. Основополагающая работа [60] в данной области опубликована Оливером В. и Фарром Дж. в 1992 г. Весьма широкий обзор возможностей метода наноиндентирования проведен в статье [61].

1.5. Модифицирование матриц композиционных материалов на основе углерода. Реализация жаропрочных характеристик композиционных материалов на основе углерода при высоких температурах в кислородсодержащих средах возможна лишь при обеспечении должного уровня защиты от окисления [11, 62, 63]. Эффективным методом повышения жаростойкости КМ является модифицирование их матриц путем введения композиций на основе уль-

травысокотемпературных керамик, ингибирующих окисление. Весьма широкие обзоры по методам и технологиям модифицирования матриц, включающие последние мировые достижения в этой области, представлены в работах [10–12, 64]. Модификация матриц может осуществляться одним или комбинацией нескольких способов. Ниже рассмотрены основные из них.

Метод химической пропитки парами (ХПП) является развитием метода осаждения из газовой фазы, в котором пропитка преформ на основе углеродных волокон осуществляется посредством использования реакционных газов при температурах 900–1200°C. Получаемые УККМ с матрицей на основе УВТК характеризуются высокой чистотой и хорошо контролируемым составом, обладают высокими механическими и эксплуатационными свойствами [65]. Главные преимущества ХПП заключаются в низкой температуре процесса, при которой углеродная составляющая не испытывает повреждений и образования дефектов, а также в контролируемых составе и структуре получаемых матриц и покрытий. Однако довольно низкая скорость осаждения приводит к высокой стоимости процесса и существенным ограничениям по глубине модифицирования [11, 66, 67].

Пропитка прекурсорами и пиролиз (ППП) – распространенная технология введения УВТК в УУКМ, включающая пропитку волокнистых преформ прекурсорами низкой вязкости, а затем пиролиз при высокой температуре. Прекурсорами являются металлополимеры, которые при пиролизе преобразовываются в карбиды, бориды и нитриды металлов [11, 68]. Эта технология может быть использована для одновременного введения в матрицу различных типов керамик. Цикл пропитки и пиролиза может повторяться многократно (4–10 и более раз) до достижения необходимой плотности [69]. Эффективность пропитки снижается с ростом количества циклов. По сравнению с ХПП данная технология обладает более низкой стоимостью, меньшим временем протекания и большей глубиной пропитки. Основной недостаток ППП заключается в том, что в процессе пиролиза матрица дает усадку, что может приводить к образованию трещин, пор и раковин [68, 70].

Реакционная пропитка расплавами (РПР) используется для введения в состав композитов карбидной или боридной керамик посредством реакций между расплавами металлов и матрицей, содержащей углерод и/или бор при высоких температурах. По сравнению с ХПП и ППП данная технология обладает более низкой стоимостью и более высокой эффективностью [12]. Помимо этого, данный метод может использоваться для одновременного введения в матрицу различных керамик. Более того, с помощью РПР могут быть легко получены элементы конструкций сложной геометрии. Однако из-за неизбежных реакций между расплавленными металлами и углеродными волокнами в технологическом цикле механические свойства полученных композитов могут быть снижены [11]. К тому же не прореагировавшие до конца металлические смеси могут плавиться при эксплуатации и ускорять ползучесть либо повреждать составляющие компоненты, приводя к снижению механических характеристик [11, 71].

При шликерной пропитке (ШП) волокнистая преформа пропитывается композицией, представляющей собой стабильную суспензию УВТК-порошков в связующем [66]. УВТК-частицы заполняют преформу, а далее они могут быть уплотнены посредством ППП, ХПП или других методов [72]. Этот процесс значительно снижает стоимость введения УВТК в композиты. Таким образом также легко получить разные по составу и количеству УВТК-матрицы. Однако высокая вероятность агломерации частиц приводит к закупорке пор во внешнем слое преформ и затрудняет последующие операции уплотнения [73].

Номенклатурный перечень УВТК, используемых для модификации матриц композитов на основе углерода, широк – от однофазных до многофазных. Исследованы типы однофазных керамик:

- ХПП: SiC [74], ZrC [75];
- ППП: SiC [76–79], ZrC [80–82], HfC [83–85];
- РПР: ZrC [86–88];
- ШП: ZrC [89, 90], TaC [90],

а также комбинации многофазных керамик:

- ХПП: HfC–SiC [91, 92], ZrC–SiC [79, 93–95];
- ППП: ZrC–SiC [96–99], ZrB_2–SiC [100–102], ZrB_2–ZrC–SiC [103–105], SiC–ZrB_2–TaC [106];
- РПР: SiC–ZrC [107–111], SiC–TiC–TaC [112], SiC–ZrC–TiC [113];
- ШП: SiC–$MoSi_2$ [114, 115], ZrB_2–SiC [116], ZrB_2–SiC–LaB_6 [116], ZrC–ZrB_2 [117], $ZrSi_2$–$MoSi_2$–ZrB_2 [118].

Известны и другие способы модификации матриц УУКМ [10–12, 119–122]: золь-гель-технологии, реакции *in-situ* и горячее прессование, которые зачастую применяются на практике в комбинации с вышерассмотренными способами.

Сравнение жаростойких и абляционных свойств УККМ с модифицированными матрицами широко представлено в обзорных работах [10, 11, 64]. При окислении УККМ с матрицами, содержащими SiC, силициды переходных металлов и борид-карбидные УВТК, формируются защитные пленки, состоящие из боросиликатной стеклофазы и тугоплавких оксидов (ZrO_2, HfO_2), обладающих низкими давлениями паров [123–126]. Данные пленки пассивируют поверхность УККМ и препятствуют диффузии окислителей к углеродным волокнам, сохраняя их несущую способность. Однако при достижении рабочими температурами значений 1750–1800°C происходит активное испарение стеклофазы в результате образования летучих оксидов SiO и BO_x, окисле-

ние переходит из пассивной стадии в активную, что определяет увеличение скорости абляции, нивелирование защитных свойств и приводит к потере материалами механических свойств и работоспособности. К тому же кристаллические оксиды ZrO_2 и HfO_2 не являются газоплотными и обладают высокой каталитической активностью по отношению к реакциям гетерогенной рекомбинации атомов и ионов скоростных высокоэнтальпийных потоков [127–130]. Поэтому эффект от применения УВТК в качестве компонентов жаростойких матриц композиционных материалов на основе углерода неоднозначен и требует дальнейших исследований, направленных на грамотный выбор химического и фазового состава композиций, обеспечивающих получение защитных оксидных пленок с повышенной стойкостью к окислению и абляции и одновременно обладающих низкими давлениями насыщенных паров и каталитичностью. Тем не менее сравнительные данные показывают, что УВТК на основе соединений гафния обладают лучшим сопротивлением окислению, чем композиции на базе соединений циркония, что определяет повышенный интерес к первым.

Представленные результаты, безусловно, демонстрируют существенное повышение жаростойкости и рабочих температур композиционных материалов на основе углерода посредством ингибирования их матриц. Однако достигнутые к настоящему времени параметры работоспособности материалов в условиях взаимодействия со скоростными высокоэнтальпийными потоками кислородсодержащих газов уступают уровню, необходимому для теплозащитных систем перспективных изделий ракетно-космической техники. Поэтому модифицирование матриц композитов необходимо рассматривать в совокупности с нанесением защитных покрытий на поверхности УУКМ/УККМ, контактирующие с агрессивными средами.

1.6. Достижения и перспективы в области разработки защитных покрытий для композиционных материалов на основе углерода. Традиционная модель жаростойких покрытий строится на использовании в их структуре стеклофазы или неокисленных компонентов, способных к стеклообразованию в процессе эксплуатации [9, 62, 63, 131–136]. В условиях статической газовой среды или низких характеристик конвективных потоков окислительного газа стеклофаза капсулирует УУКМ/УККМ и залечивает микродефекты, образующиеся в процессе эксплуатации, обеспечивая работоспособность композиции вплоть до исчерпания номинального запаса стеклофазы или неокисленных компонентов.

В скоростных высокоэнтальпийных потоках кислородсодержащих газов усиливаются локальная газовая коррозия и избирательное окисление отдельных компонентов покрытий, имеет место более интенсивное развитие микрорельефа поверхности в виде шероховатостей, коррозионно-эрозионных питтингов, каверн, что в свою очередь увеличивает турбулентность газа в пограничных областях и эрозионное разрушение покрытий. Интенсивные процессы диссоциации и ионизации молекул газа приводят к резкому увеличению их окислительной способности, а соответственно, и к значительному росту тепловых эффектов химических реакций окисления. Значительный вклад в химическую составляющую аэродинамического нагрева вносит также каталитическая активность покрытий, характеризующая эффективность прохождения экзотермических реакций гетерогенной рекомбинации атомов и ионов потока на активных центрах поверхности. Рост температур приводит к испарению и уносу оксидных пленок, срывным деградациям покрытий с переходом в режим интенсивной сублимации УУКМ/УККМ. Особенно остро проблемы наблюдаются в зонах образования и интерференции поверхностей разрыва (ударных волн, скачков уплотнений) газового потока: на кромках оперения и воздухозаборников, носовых обтекателях, аэродинамических рулях и других элементах планера высокоскоростных летательных аппаратов и их двигательных установок. В этих условиях температурный предел защитного действия традиционных покрытий, как правило, не превышает 1700–1750°C [9, 136, 137]. Повышение функциональных и эксплуатационных характеристик жаростойких покрытий, а вместе с этим и расширение температурно-временны́х интервалов работоспособности материалов на основе углерода является приоритетной задачей.

Особое внимание в настоящее время уделяется разработке составов и способов получения жаростойких покрытий, в качестве компонентов которых выступают либо УВТК на основе сверхтугоплавких боридов, карбидов и нитридов переходных металлов IV группы (ZrB_2, HfB_2, ZrC, HfC, ZrN, HfN и др.) с добавками SiC и/или силицидов ($MoSi_2$, $TaSi_2$, WSi_2, $ZrSi_2$, $TiSi_2$ и др.), либо тугоплавкие оксиды (HfO_2, ZrO_2), либо более сложные синтетические композиции на основе оксидной керамики [11, 12, 126, 138, 139].

Обычно в качестве внутреннего слоя в многослойной системе покрытий выбирается карбид кремния SiC, обладающий высокой жаростойкостью и химической совместимостью, а также близким коэффициентом температурного расширения с композитами на основе углерода. Эти качества позволяют SiC эффективно выполнять барьерно-компенсационные функции [11, 138, 140]. Так, в работе [141] на поверхности УУКМ получено многослойное покрытие на основе HfC, внутренний слой которого представлен SiC. Защитные свойства покрытия обеспечиваются совместной работой слоев, в том числе внешнего слоя на основе тугоплавкого эрозионностойкого HfO_2, формирующегося при окислении HfC. Кроме того, интенсивность тепло-

обмена снижается за счет вдува газообразных продуктов окисления (CO, CO_2, SiO) в пограничный слой. Однако, поскольку HfO_2 характеризуется высокой степенью каталитичности [130], защитные свойства такого покрытия могут снижаться в связи с дополнительным разогревом поверхности в результате процессов гетерогенной рекомбинации атомов и ионов газового потока. Поэтому для улучшения эффективности защитного действия предложены трехслойные покрытия SiC/HfC/SiC [142] и SiC/ZrC/SiC [143], обладающие лучшим сопротивлением абляции и повышенной газоплотностью.

В общем случае наружный слой многослойных покрытий должен включать либо оксиды тугоплавких металлов, либо оксидообразующие соединения типа боридов, карбидов и силицидов, либо чистые металлы, способные при окислении образовывать газоплотные пленки на поверхности. Известны покрытия $MoSi_2$/SiC [144], TaC/SiC [145], ZrC/SiC [146], HfC–SiC/SiC [147], HfC–HfO_2/SiC [148], HfC–ZrC–SiC/SiC [149], HfC–TaC–SiC/SiC [150], ZrC–SiC–TiC/SiC [151], ZrC–$MoSi_2$/ZrC–SiC [152], HfB_2–SiC–$MoSi_2$/SiC [153] и ZrB_2–SiC–WB(WSi_2, W)/SiC [154], обладающие высокой стойкостью к абляции, определяемой слоистой структурой покрытий, выступающей в качестве теплового барьера и ингибитора диффузии кислорода к материалам на основе углерода.

Для стабилизации оксидов ZrO_2 и HfO_2 в тетрагональной или кубической модификациях в интервале температур от комнатной до предполагаемой рабочей могут быть введены соединения редкоземельных элементов, чаще всего лантана. Так, LaB_6 [155, 156], La_2O_3 [157] и $La_2Zr_2O_7$ [158] используются в качестве модификаторов покрытий для УУКМ/УККМ, повышающих сопротивляемость тепловому воздействию в процессе абляции. Образование вторичной фазы $La_2Zr_2O_7$ со структурой пирохлора в результате взаимодействия La_2O_3 с ZrO_2 повышает газоплотность покрытий, так как $La_2Zr_2O_7$ обладает пониженной (по сравнению с ZrO_2) ионной проводимостью кислорода. Также данный оксид является более легкоплавким в сравнении с ZrO_2 (температуры плавления $La_2Zr_2O_7$ и ZrO_2 составляют 2300 и 2668°C соответственно), что облегчает спекание оксидной пленки, способствуя закрытию сквозных пор, через которые кислород диффундирует к подложке.

Наибольшие перспективы представляют многокомпонентные оксидные пленки, формирующиеся при взаимодействии покрытий сложного состава с кислородом. Например, покрытие HfC–ZrC–SiC/SiC, исследованное в [149], проявляет защитные свойства за счет формирования на поверхности гетерогенного оксидного слоя, представленного фазами SiO_2, HfO_2, ZrO_2, $HfSiO_4$ и $ZrSiO_4$. Ортосиликаты гафния и циркония имеют структуру типа шеелита [159], которая характеризуется высокой плотностью упаковки атомов в кристаллической решетке, что приводит к снижению диффузии кислорода. К тому же данные фазы предотвращают распространение трещин за счет эффекта пиннинга [160, 161]. С увеличением продолжительности процесса абляции содержание кремния постепенно уменьшается и структура покрытия становится слоистой за счет фазовых переходов ZrO_2 и HfO_2. Аналогичный защитный механизм характерен для системы HfC–TaC–SiC/SiC [150], на поверхности которой в ходе абляции происходит формирование оксидов HfO_2, $HfSiO_4$ и $Hf_6Ta_2O_{17}$ с высокими температурами плавления.

Несмотря на то что испарение оксидов, формируемых при окислении тугоплавких карбидов при высокой температуре, происходит в меньшей степени благодаря отсутствию бора, считается, что диборид обладают лучшим сопротивлением окислению и абляции по сравнению с карбидами переходных металлов [11, 138]. Более того, хотя температуры плавления тугоплавких карбидов существенно выше, чем диборидов, благодаря более высоким значениям теплопроводности боридокарбидные слои считаются более перспективными для создания жаростойких покрытий на УУКМ/УККМ, что обусловлено образованием на поверхности боросиликатного стекла, препятствующего диффузии кислорода в объем материала, и тугоплавких оксидов, обладающих низким давлением насыщенного пара. При повышении рабочих температур свыше 1750–1800°C происходит испарение с поверхности стекла и образование пористой структуры на основе тугоплавких оксидов, что приводит к возникновению градиента температуры по толщине покрытий и, как следствие, к уменьшению скорости окисления внутренних слоев и снижению давления насыщенных паров стеклофазы.

Исследования по улучшению устойчивости к абляции привели к созданию многофазных боридокарбидных покрытий с различными модификаторами: ZrC–LaB_6/SiC [162], ZrB_2–SiC–ZrC/SiC [163], SiC–$MoSi_2$–ZrB_2/SiC [164], TaB_2–SiC–Si/SiC [165], ZrB_2–$CrSi_2$–Si/SiC [166], TaB_2–$TaSi_2$–SiC–Si/TaC–SiC [167], ZrC–SiC/ZrC–LaB_6/ZrC/SiC [168], ZrB_2–SiC–Si/Yb_2SiO_5/$LaMgAl_{11}O_{19}$ [169]. Например, покрытие ZrB_2–SiC–Si/SiC–B [170] обеспечивает защитные свойства, образуя на поверхности гетерогенный слой на основе боросиликатного стекла и ZrO_2, который эффективно защищает УУКМ от абляции благодаря испарению B_2O_3, что обеспечивает снижение температуры поверхности за счет поглощения большого количества тепла.

Сравнение жаростойких и абляционных свойств покрытий широкого номенклатурного перечня представлено в обзорных работах [9, 11, 18, 133,

138, 139, 171, 172]. Повышение требований к перспективным теплозащитным системам аэрокосмического назначения требует создания новых покрытий, более эффективных, чем известные технические решения.

Перспективными представляются следующие три концепции для возможного моно- или комплексного применения при построении архитектуры сверхвысокотемпературных жаростойких покрытий для УУКМ/УККМ.

1. Увеличение степени гетерогенности стеклофазы в оксидной пленке. Известно, что боросиликатные стекла, содержащие оксиды переходных металлов IV–VI групп, обладают сильной тенденцией к разделению фаз (несмешиваемостью). Увеличение степени гетерогенности способствует росту температур ликвидус и вязкости стеклофазы, что в свою очередь приводит к снижению скорости диффузии кислорода (согласно соотношению Стокса–Эйнштейна) и снижению давления насыщенных паров [123]. Например, в работе [173] для защиты УККМ от окисления и эрозионного уноса в скоростных потоках воздушной плазмы предложено сложнолегированное покрытие в системе $Si–TiSi_2–MoSi_2–TiB_2–CaSi_2$. Показано, что работоспособность покрытия обеспечивается структурно-фазовым состоянием основного слоя и формированием на его поверхности гетерогенной оксидной пленки, представленной боросиликатным стеклом с ликвационными неоднородностями по титану и кальцию и армирующими микроиглами TiO_2 в форме рутила. Экспериментально подтверждено снижение уровня давления насыщенных паров в системе “оксидная пленка–покрытие” при увеличении степени гетерогенности наружного слоя. В работах [174–176] сообщается, что добавление оксидов, таких как B_2O_3, способствует растворению HfO_2 в SiO_2. Растворенный HfO_2 при охлаждении может выделяться в виде наноразмерных включений, причем увеличение количества B_2O_3 в расплаве $SiO_2–B_2O_3$ повышает растворимость HfO_2 в конечном расплаве $HfO_2–SiO_2–B_2O_3$. Похожие наноразмерные выделения ZrO_2 наблюдались в оксидном слое SiO_2 при высокотемпературном окислении керамик $ZrB_2–MoSi_2$ [177] и $ZrB_2–SiC$ [178]. В работах [179, 180] отмечено, что допирование TiO_2 цирконием приводило к образованию аморфного твердого раствора состава $Ti_{x-1}Zr_xO_2$ и замедлению перехода TiO_2 из аморфного состояния в кристаллическое (анатаз и рутил) при нагреве. Однако следует принимать во внимание, что каталитическая активность гетерогенных силикатных систем выше, чем у аналогичных гомогенных.

2. Использование в составе покрытий высокоэнтропийных соединений. В качестве материалов для реализации этой концепции применяются твердые растворы боридов [181–183], карбидов [184–187], силицидов [188], нитридов [189, 190] или карбоборидов [191], в металлической подрешетке которых содержится, по меньшей мере, два (чаще четыре и более) различных элемента – переходных металла IV–VI групп и редкоземельных элемента. При окислении этих соединений образуются высокоэнтропийные тугоплавкие оксиды и оксикарбидные и/или оксинитридные фазы. Увеличение энтропии смешения приводит к снижению свободной энергии системы (энергии Гиббса), что в свою очередь приводит к повышению термодинамической стабильности фаз (по сравнению с бинарными соединениями в системах Me–X, где X = B, C, N, O). Оксикарбиды/оксинитриды выполняют роль эффективного барьера для диффузии кислорода. Коэффициент диффузии кислорода в этих фазах существенно снижается по сравнению с простыми оксидами [184, 191–195]. Например, в исследовании [191] получено покрытие $Zr_{0.8}Ti_{0.2}C_{0.74}B_{0.26}$, представляющее собой твердый раствор замещения с низким содержанием бора и демонстрирующее сопротивление абляции вплоть до 3000°C. Формируемый при высоких температурах на поверхности сложный оксид $Zr_{0.80}Ti_{0.20}O_2$ характеризуется плотной каркасной структурой, способностью самовосстановления за счет снижения вязкости ZrO_2 при легировании титаном и низкой проницаемостью кислорода. Кроме того, пониженное содержание бора в $Zr_{0.8}Ti_{0.2}C_{0.74}B_{0.26}$ по сравнению с ZrB_2 приводит к снижению массовых потерь и уменьшению количества пор и трещин, возникающих при испарении B_2O_3.

3. Использование в составе покрытий веществ с низкой скоростью рецессии в кислородсодержащих потоках. Наиболее ярким примером такого вещества является иридий, имеющий высокую температуру плавления и низкую проницаемость как по кислороду, так и по углероду. Механизм низкой скорости рецессии заключается в том, что при окислении иридия образуются оксиды IrO_2 и/или IrO_3 с невысокой термодинамической стабильностью, которые, по сути, сами диссоциируют с образованием металлического иридия. Поэтому иридий относят к перспективным высокоэффективным диффузионным барьерам с низкой скоростью исчезновения. Причем его можно рассматривать как самостоятельный материал/слой, так и материал в составе УВТК (при смешении с компонентами УВТК) [196–198]. Однако иридий имеет ряд серьезных недостатков: высокие плотность, стоимость, каталитичность, а также низкую степень черноты и отсутствие химической связи с углеродом (низкая адгезия).

Представленные технические решения и перспективные разработки в области поверхностной защиты композитов на основе углерода должны использоваться в комплексе с модифицированием матриц с целью повышения общей эффективности и надежности создаваемых материалов для систем тепловой защиты.

2. НЕКОТОРЫЕ ЭФФЕКТЫ И ПОСТАНОВКИ ЗАДАЧ ТЕПЛОПЕРЕНОСА ДЛЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

При моделировании пассивных систем тепловой защиты элементов конструкций, подверженных воздействию высокоэнтальпийных потоков окружающих газообразных сред, в основу положена связная задача теплообмена между потоком и твердым телом на смачиваемой поверхности. Необходимым условием адекватного математического описания процесса функционирования системы тепловой защиты является применение связной формулировки задачи газовой динамики и теплопроводности. Действительно, как отмечено в монографии Формалева В.Ф. и Колесника С.А. [199], "...при постановке и решении уравнений вязкой газодинамики необходимо задание тепловых потоков или температур в качестве граничных условий на границе газ–твердое тело, которые можно получить из решения задачи теплопереноса во всем теле, а не только на границе, ... в свою очередь, задачу теории теплопроводности в теле можно решить, если на границе тела известны температура или тепловые потоки, которые определяются из решения задачи теплогазодинамики. Возникает замкнутый круг: без определения тепловых потоков от газодинамического вязкого течения к телу, в котором в качестве краевого условия на границе тела должна быть задана температура, невозможно решить задачу теплопроводности в теле с определением, в том числе, и температуры границы тела". Численное решение связной задачи теплопроводности и теплогазодинамики существенно сложнее по сравнению с решением в несвязной постановке задачи газодинамики при заданных тепловых краевых условиях и задачи теплопроводности в теле; "сложность заключается в разработке алгоритмов сопряжения задач теплогазодинамики и теплопроводности на границе газ–твердое тело, используя граничные условия IV рода – непрерывность тепловых потоков и температур, так как для выполнения этих условий необходимо полностью решить задачи теплогазодинамики и теплопроводности при неизвестной температуре границы сопряжения" [199].

Как указано в монографии [200] Формалева В.Ф., "...особенностью сопряженного теплопереноса является невозможность поставить и решить задачу теплогазодинамики без решения задачи теории теплопроводности в теле". Проектирование пассивных систем тепловой защиты, представляющих собой существенно неоднородные, нередко анизотропные слоистые структуры на поверхностях твердых тел, претерпевающие фазовые переходы, со свойствами, в полной мере зависящими от температуры, приводит к усложнению модели теплопереноса, даже если она опирается на классический закон Фурье. В частности, анизотропные свойства теплопроводящей среды могут вызывать отклонение потока тепла от нормали к смачиваемой поверхности тела. Зависимость коэффициентов теплопроводности от температуры при некоторых условиях может приводить к локализации возмущений температуры, волновому характеру теплопереноса, различному тепловому сопротивлению среды при распространении теплового потока в прямом и обратном направлениях и т.д. Некоторые эффекты, с одной стороны, значительно усложняют решение задачи (включая и численное), с другой – могут оказывать существенное влияние на функционирование системы тепловой защиты, как снижая, так и при определенных условиях повышая ее эффективность. Многие эффекты на текущий момент недостаточно изучены; учет их влияния требует обстоятельного теоретического анализа и обширных экспериментальных исследований. В то же время постановка эксперимента сама по себе нуждается в предварительном теоретическом изучении. Следует заметить, что для исследования реакции системы защиты на тепловой удар, а также описания распространения трещин скорее всего необходимы модели, описывающие распространение тепловых возмущений с конечными скоростями, т.е. отход от классического закона Фурье. В любом случае постановка задачи теплопереноса при проектировании тепловой защиты требует обоснованного выбора математических моделей.

2.1. Явление асимметричного теплопереноса. Явление, именуемое в англоязычной литературе "thermal rectification", заключается в асимметрии тепловых потоков в теле при "прямом" и "обратном" перепадах температур на его противоположных границах [201, 202]. В одномерном случае прямой поток тепла q_+ определяется из решения задачи теплопроводности при краевых условиях

$$T|_{x=x_0} = T_0, \quad T|_{x=x_1} = T_1,$$

обратный поток q_- – при краевых условиях

$$T|_{x=x_0} = T_1, \quad T|_{x=x_1} = T_0, \quad T_0 > T_1.$$

Коэффициент ректификации определяется соотношением $\varepsilon = q_+/q_-$ либо разностью эффективных теплопроводностей при прямом и обратном направлениях переноса тепла [201, 203]:

$$\varepsilon = \frac{\kappa_+ - \kappa_-}{\kappa_+ + \kappa_-} \in [0.1].$$

Как показано в ряде работ, явление асимметричного переноса тепла не противоречит началам термодинамики. Авторами работ [204, 205] изучалась возможность непротиворечивого существования асимметрии теплопроводности системы на базе теории фононных транзисторов.

Одно из первых наблюдений данного явления было опубликовано в работе [206]. На данном явлении базируется концепция "теплового полупроводника" [207–209], экспериментальное подтверждение работоспособности которой было

получено в работе [209]. Асимметричный теплоперенос в оксиде кобальта обнаружен авторами работы [210], а в системе Si_cGe_{1-c} с объемной долей кремния c – авторами [211]. В [212] особо указывается на то, что свойство асимметричного теплопереноса присуще бинарным сплавам с коэффициентом теплопроводности, зависящим от стехиометрической переменной c. Авторами [211] использована приближенная зависимость коэффициента теплопроводности в виде

$$\kappa(c) \approx A\exp(Bc^2 + Dc) + E\exp(Fc^2 + Gc)$$

с материальными функциями $A(T)$, $B(T)$, $D(T)$, $E(T)$, $F(T)$, $G(T)$, зависящими от температуры. Теоретическое исследование асимметрии теплопереноса проведено в работе [213] на базе модели [214] применительно к продольному и радиальному потокам в цилиндрических образцах. В работе [215] исследовано распространение низкочастотных тепловых волн в Si_cGe_{1-c}. Показано, что в данном материале для некоторых зависимостей стехиометрической переменной $c(x)$ от координаты x вследствие немонотонности функции $\kappa[T, c(x)]$ низкочастотные тепловые волны распространяться не могут. Авторы отмечают, что наибольшая асимметрия тепловых потоков наблюдается в диапазонах $c \in [0, 0.1]$ и $c \in [0.9, 1]$ вплоть до полного запирания тепловых волн в одном из направлений, причем в данных областях линейное приближение коэффициента теплопроводности приводит к вполне приемлемому результату. Исследование опирается на закон теплопроводности Фурье, однако в [211] указано на необходимость перехода к более сложным моделям теплопроводности, учитывающим волновой характер теплопереноса.

Первые объяснения механизма асимметричного переноса связаны с задачей о контакте двух тел с шероховатыми поверхностями [216, 217]. В работе [217] изучен эффект периодической шероховатости поверхности контакта без трения двух соприкасающихся тел. Однако впоследствии обнаружено существенное влияние низкоразмерной структуры на проявления асимметрии теплопереноса [218], а также влияние напряженно-деформированного состояния пакета слоев как минимум двух материалов с различной теплопроводностью [208]. Суммарный эффект свойств границы раздела структурных составляющих и напряженно-деформированного состояния на макроуровне исследован в работе [219] методом конечных элементов на базе классического закона Фурье. Другой причиной, порождающей нарушение симметрии теплопереноса, является зависимость коэффициента теплопроводности от температуры [220]. Авторами данной работы построены решения для плоских, цилиндрических и сферических тел двухслойной структуры при линейно зависящем от температуры коэффициенте теплопроводности $\kappa_1(T) = \kappa_0(1 + \alpha T)$ одного из слоев и постоянной теплопроводности второго слоя κ_2. Было отмечено, что наибольший теоретически возможный коэффициент асимметрии в цилиндрическом теле составляет 1.618. Данные результаты соответствуют выводам [221, 222], показавшим, что достаточным условием асимметрии теплопереноса является одновременная зависимость коэффициента теплопроводности от координат и температуры, причем функция $\kappa[T(x), x]$ не должна допускать мультипликативного разложения в виде $\kappa_1(T)\kappa_2(x)$. Иными словами, функционально-градиентные материалы с температурозависимым коэффициентом теплопроводности в принципе обладают способностью к асимметричному переносу тепла. Другие оценки максимального коэффициента асимметрии получены в [223].

Отдельный класс работ посвящен исследованию асимметричного теплопереноса в наноразмерных объектах. Так, в [224] изучен перенос тепла в наноразмерных конусах [225] и показано, что асимметрия переноса порождается в том числе геометрической асимметрией. Коэффициент асимметрии теплопереноса ε растет с увеличением угла раствора конуса до 90°, затем начинает снижаться. Влияние асимметрии формы проводника тепла на нарушение симметрии переноса изучено также в работе [226].

Теоретическое обоснование эффекта [203] было получено не базе неравновесной модели переноса [227]. В работе [228] рассмотрена модельная задача о теплопроводности одномерной цепочки. Схожие модели использованы в работах [229–231]. Теоретическая модель решетки с градиентом массы предложена в [232]. В [233] на базе уравнения Больцмана построено аналитическое решение задачи об асимметричном переносе тепла в кремниевом кольце и показано, что в полностью диффузионном и в полностью баллистическом режимах асимметрии не существует, однако она проявляется в смешанном режиме; теплопроводность является функцией координат и температуры, не допускающей мультипликативного разделения.

Метод молекулярной динамики использован в работе [234] для исследования материала с внутренней структурой, порождаемой системой дефектов. Была обнаружена существенная зависимость теплопроводности от плотности распределения дефектов в объеме материала. Теплоперенос в нанопористом и сплошном кремнии изучен в работах [235, 236], и получена приближенная зависимость коэффициента асимметрии от пористости, среднего размера поры, интервала температур и размеров образца. В [237] подобное явление обнаружено на низшем масштабном уровне; описаны эффект снижения на два порядка теплопроводности графена при наличии нанопористой структуры и существенная

зависимость теплопроводности от плотности пор. Следует отметить, что в цитируемых работах плотность пор и дефектов стационарна и не зависит от температуры. Метод молекулярной динамики применен также авторами работы [224] и [238] для исследования асимметричного теплопереноса в графене при температурах до 650 K.

Численное решение задачи для функционально-градиентного материала с линейным и квадратичным распределениями объемных долей структурных составляющих – никеля и углеродных нанотрубок, а также пакета от двух до пяти слоев при их идеальном контакте было построено в работе [239] методом конечных элементов для случая теплового удара по одной поверхности пакета и внезапного охлаждения противоположной поверхности. Было, в частности, выявлено, что наиболее существенную роль при формировании асимметрии теплопереноса играет объемная доля углеродных нанотрубок, в то время как влияние количества слоев пакета не столь заметно. В [240] на базе численного решения показано, что теплопроводность реальных систем существенно отличается от идеально чистых материалов вследствие эффектов рассеяния фононов.

Авторы обзора [201] указывают на перспективную возможность применения эффекта асимметрии при создании различных систем охлаждения. Следует заметить, что данный эффект при высоких температурах изучен недостаточно, однако возможность его влияния на теплоперенос в твердых телах при высокоинтенсивном нагреве в присутствии высокодисперсной структуры с развитой системой границ раздела при зависимости коэффициента теплопроводности от температуры и координат, которая в теплозащитных системах, как правило, имеет место, в перспективе должна вводиться в рассмотрение.

2.2. Эффекты конечной скорости теплового потока и волновые явления теплопереноса. Зависимость компонентов тензора теплопроводности κ_{ij} от температуры T, проявляющаяся во многих теплозащитных материалах [200], усложняет характер переноса тепла. Развитие моделей теплопереноса, более сложных по сравнению с классическим законом теплопроводности Фурье

$$q_i(M,t) = -\kappa\frac{\partial T(M,t)}{\partial x^i}, \qquad (1)$$

где q_i – тепловой поток в точке $M \in V$ тела $V \subseteq \mathbb{R}^3$, T – абсолютная температура, было ориентировано в первую очередь на устранение эффекта мгновенного распространения тепла, свойственного уравнению теплопереноса, вытекающему из (1) и имеющему параболический тип:

$$c_\rho\frac{\partial T(M,t)}{\partial t} = \kappa\Delta T(M,t). \qquad (2)$$

Первое замечание было сделано, по-видимому, в работе Дж. Максвелла [241], однако Дж. Максвелл предположил, что инерционными эффектами можно пренебречь, так как "...скорость проводимости (тепла) быстро установится"[1]. Позднее В. Нернст допустил возможность "инерционного эффекта" при распространении тепла [242]. Л. Онзагер счел, что противоречие закона (1) принципу макроскопической обратимости в термодинамике пренебрежимо, если закон Фурье рассматривается как первое приближение, не учитывающее время, необходимое для ускорения теплового потока [243]. Учет конечности скорости распространения тепла в теории теплопроводности был связан с эффектом "второго звука" в гелии [244–248]. Существование "второго звука" в кристаллических телах и волнового распространения тепла, соответствующего волнам сжатия фононного газа, было предложено в [249]. Учет конечности скорости распространения тепла приводит к замене закона Фурье (1) уравнением

$$\tau\frac{\partial q_i(M,t)}{\partial t} + q_i(M,t) = -\kappa\nabla_i T(M,t) - \tau\kappa_1\frac{\partial}{\partial t}\nabla_i T(M,t), \qquad (3)$$

где κ_1 – эффективная теплопроводность, $\kappa = \kappa_1 + \kappa_2$ – полная теплопроводность [250]. Частным случаем уравнения Джеффри (3) является закон теплопроводности Каттанео [251]

$$\tau\frac{\partial q_i(M,t)}{\partial t} + q_i(M,t) = -\kappa\nabla_i T(M,t). \qquad (4)$$

Данное уравнение следует, в частности, из кинетической теории [241, 252, 253]. При $\tau = 0$ из уравнения (4) следует закон Фурье (1). Наиболее простая форма закона (1) предложена в работах [254, 255].

Следствием закона теплопроводности в форме (3) является телеграфное дифференциальное уравнение в частных производных, имеющее гиперболический тип:

$$\frac{\partial^2 T(M,t)}{\partial t^2} + \frac{\partial T(M,t)}{\tau\partial t} = c_T^2\Delta T(M,t). \qquad (5)$$

При $\tau \to 0$ из (5) следует классическое уравнение теплопроводности (2), описывающее диффузионный процесс распространения тепла, и справедливое по истечении некоторого малого времени установления теплового потока [256]. Уравнение (5), описывающее распространение тепловых волн со скоростью c_T и в то же время допускающее установление решения за счет ненулевого коэффициента τ^{-1} при первой производной, было предложено, в частности, в [248]. Величина τ, имеющая смысл времени релаксации теплового потока, была введена как определяющая постоянная модели в работе [247]. Телеграфное уравнение (5) также следует из теории случайного блуж-

[1] "...may be neglected, as the rate of conduction will rapidly establish itself".

дания [257]; в работе [258] телеграфное уравнение получено на базе обобщения термодинамики Онзагера, а в [259–262] – на основе уравнения Больцмана; обзор работ, опирающихся на уравнение Больцмана, приведен в [263].

Решение уравнения Каттанео для теплового потока в форме (4) имеет вид

$$q_i = -\frac{\kappa}{\tau}\int\limits_{-\infty}^{t} \exp\left(-\frac{t-s}{\tau}\right)\nabla_i T(M,s)ds \qquad (6)$$

и отражает зависимость потока тепла q_i от истории изменения градиента температуры $\nabla_i T$ во времени, описываемую интегральным оператором типа свертки с экспоненциальным ядром, и является частным случаем интегрального преобразования в форме [264]

$$q_i = -\int\limits_{-\infty}^{t} Q(t-s)\nabla_i T(M,s)ds. \qquad (7)$$

По аналогии с линейной вязкоупругостью на ядро $Q(s)$ накладываются следующие ограничения [250, 265]:

$$Q\colon \mathbb{R} \to \mathbb{R}_+ \cup \{0\},\quad \lim_{s\to\infty} Q(s) = 0,$$

$$\forall s \in \mathbb{R}\ \frac{\partial Q}{\partial s} \le 0.$$

В работе [264] величина $Q(0) < \infty$ определяется как “мгновенный модуль” или “тепловая жесткость” среды. Предельным случаем (7) является приводящее к закону Фурье (1) преобразование с ядром $Q(s) = \kappa\delta(s)$, где $\delta(s)$ – функция Дирака $\int_0^{0+} \delta(s)\,ds = 1$. В [266] ядро введено в виде $Q(s) = \tilde{Q}(s) + k\delta(s)$. Так как коэффициент теплопроводности κ, соответствующий закону Фурье (1), вычисляется при установившейся температуре, он может быть определен на базе (7) так [250]:

$$\kappa = \int\limits_{-\infty}^{t} Q(t-s)ds = \int\limits_{0}^{\infty} Q(s)ds. \qquad (8)$$

Авторы обзора [250] указывают, что возможность удовлетворительной аппроксимации ядра $Q(s)$ строго в экспоненциальной форме (6) с единственным параметром релаксации τ, соответствующей закону Каттанео–Вернотта [251, 254, 255, 267, 268], для реального материала маловероятна. В работе [250] предложено ядро $Q(s)$ в форме Джеффри с двумя определяющими константами κ_1 и κ_2:

$$Q(s) = \kappa_1\delta(s) + \frac{\kappa_2}{\tau}\exp\left(-\frac{s}{\tau}\right).$$

Данное определение приводит к интегральному соотношению для потока тепла q_i:

$$q_i(M,t) = -\kappa_1\nabla_i T(M,s) - \frac{\kappa_2}{\tau}\int\limits_{-\infty}^{t} \exp\left(-\frac{t-s}{\tau}\right)\times \qquad (9)$$
$$\times\, \nabla_i T(M,s)ds,$$

где в явном виде выделен коэффициент теплопроводности Фурье κ_1 при установившемся тепловом потоке $q_i = -(\kappa_1 + \kappa_2)\nabla_i T$, откуда следует определение тепловой жесткости κ_2 в форме (8).

Определение теплового потока соотношением (9) приводит к уравнению теплопроводности следующего вида [250]:

$$\frac{\partial^2 T(M,t)}{\partial t^2} + \frac{\partial T(M,t)}{\tau\partial t} = c_T^2\Delta T(M,t) + \qquad (10)$$
$$+\, k_1\frac{\partial}{\partial t}\Delta T(M,t),\quad c_T^2 = \frac{\kappa}{c_\rho\tau},\quad k_1 = \frac{\kappa_1}{c_\rho},$$

в предельном случае совпадающему с телеграфным уравнением (5). Уравнение (10) описывает распространение тепла с конечной скоростью c_T со сглаживанием фронтов возмущений; прифронтовая область имеет характерный размер $\sqrt{\kappa_1 x/\kappa}$. При $\kappa_1 = 0$ разрыв температуры распространяется с постоянной скоростью и затухающей амплитудой $T(c_T t, t) = \exp(-t/2\tau)$ [250, 269]. При $k_1 = \tau c_T^2$ (10) приводится к диффузионному уравнению относительно новой неизвестной $\Phi(M,t)$:

$$\frac{\partial\Phi(M,t)}{\partial t} = k_1\Delta\Phi(M,t),\quad \Phi(M,t) = \frac{\partial T(M,t)}{\partial t} +$$
$$+\, c_T^2 k_1^{-1} T(M,t).$$

Таким образом, концепция [250, 265] описания теплопереноса с конечной скоростью распространения тепловых возмущений основывается на аналогии с теорией вязкоупругих сред и рассматривает в качестве основы интегральное соотношение (7), определяющее зависимость потока тепла q_i от градиента температуры $\nabla_i T$. В этом случае соотношения теории Каттанео–Вернотта (4) представляют собой частный случай более сложной модели с несколькими определяющими постоянными.

Модель, предложенная в работе [264], также основана на методах термодинамики и механики сплошных сред [250]. Задача поставлена в функциональном пространстве $L_h^2[0,\infty)$ [270]; определена свободная энергия системы. В результате поток тепла описывается интегральным соотношением (7), причем из неравенства Шварца следует невозможность введения функции Дирака в качестве ядра. Линеаризованная запись внутренней энергии системы и потока тепла имеет следующий вид:

$$U(M,t) = c_\rho T(M,t) + \int_0^\infty F(s)T(M,t-s)ds + b,$$

$$q_i(M,t) = -\int_0^\infty Q(s)\nabla_i T(M,t-s)ds,$$

где $F(0)$ и $Q(0)$ – ограниченные функции. Уравнение теплопроводности представлено как

$$c_\rho \frac{\partial^2 T(M,t)}{\partial t^2} + F(0)\frac{\partial T(M,t)}{\partial t} + \int_0^\infty F'(s)\frac{\partial T(M,t-s)}{\partial t}ds = Q(0)\Delta T(M,t) + \int_0^\infty Q'(s)\Delta T(M,t-s)ds$$

и описывает распространение возмущений температуры с конечной скоростью $c_T = \sqrt{Q(0)/c_\rho}$.

В частном случае экспоненциальных ядер интегральных операторов в форме

$$Q(s) = Q(0)\exp\left(-\frac{s}{\tau_1}\right), \quad F(s) = F(0)\exp\left(-\frac{s}{\tau_2}\right)$$

выражение теплового потока близко к закону Каттанео–Вернотта (4)

$$q_i(M,t) + \tau\frac{\partial q(M,t)}{\partial t} = -\tau Q(0)\Delta T(M,t).$$

Выбор иных функциональных пространств приводит к различным моделям теплопереноса (см., например, [271]). С другой стороны, в работе [266] постулируется зависимость потока тепла от текущей величины градиента температуры и истории теплового состояния, определенной в пространстве L_h^2; в этом случае эффективная теплопроводность κ_1 вводится в рассмотрение явно, однако не удается построить соотношение для теплового потока на базе функционала свободной энергии [250].

Ненулевая величина эффективной теплопроводности κ_1 обеспечивает мгновенную реакцию теплопроводящей среды в удаленных точках на локальное возмущение поля температуры. При малых значениях κ_1 волновой перенос тепла преобладает над диффузионным [250].

Аналогия между тепловыми и нелинейными электромагнитными волнами обсуждается в работе [272]. Подробные обзоры ранних результатов, достигнутых в области описания переноса тепла с конечной скоростью и теории тепловых волн, приведены в [250, 273, 274].

Существует и другой класс моделей переноса тепла, в частном случае приводящий к закону Каттанео–Вернотта (4). Волновой характер распространения возмущения аналогичен решениям параболического уравнения со смещением аргумента в его правой части на величину $\tau_r > 0$:

$$c_\rho \frac{\partial T(M,t)}{\partial t} = \kappa\Delta T(M,t-\tau_r). \quad (11)$$

Уравнение (11) соответствует определению потока тепла q_i, запаздывающего относительно градиента температуры на некоторое время τ_r, в форме Фурье (1):

$$q_i(M,t+\tau_r) = -\kappa\nabla_i T(M,t).$$

Представление компонентов $q_i(M,t+\tau_r)$ рядом Тейлора в окрестности момента времени t

$$q_i(M,t+\tau_r) = q_i(M,t) + \tau_r\frac{\partial q_i(M,t)}{\partial t} + \ldots + \frac{\tau_r^n}{n!}\frac{\partial^n q_i(M,t)}{\partial t^n} + o(t^n+1) \quad (12)$$

при удержании нулевой и первой степеней t_r приводит к определению потока тепла q_i в момент времени t законом (4), при этом τ_r имеет смысл времени релаксации теплового потока, определяемого на ферми-поверхности соотношением [275]

$$\tau_r = 2^{\frac{4}{3}}\frac{1}{\Lambda}\frac{T_D}{T_1}E_0\sqrt[2]{E^3}, \quad \Lambda = \frac{3\pi^2P^2}{MkT_D}\sqrt{\frac{m}{2}}\sqrt[3]{\frac{3}{4\pi\Delta}}, \quad (13)$$

где E_0 – энергия Ферми электронов при 0 K, T_D – дебаевская температура, m – эффективная масса электрона, M – атомная масса, k – постоянная Больцмана, Δ – усредненный объем ячейки [276, 277].

При удержании в частичной сумме ряда (12) членов с нулевой и первой степенями τ_r уравнению (11) соответствует его регуляризация [278] телеграфным уравнением гиперболического типа

$$c_\rho\left(\tau_r\frac{\partial^2 T(M,t)}{\partial t^2} + \frac{\partial T(M,t)}{\partial t}\right) = \kappa\Delta T(M,t). \quad (14)$$

В силу малости времени релаксации (13), являющегося коэффициентом при старшей производной и составляющего величину порядка 10^{-10}–10^{-12} [275], уравнение (14) является сингулярно возмущенным [279–283], причем классическая составляющая теплового потока, пропорциональная градиенту температуры, порождает демпфирующий член уравнения (14).

Модели переноса тепла, учитывающие сдвиг аргумента (12, 11) или вводящие в рассмотрение уравнение вида (5) или (14), описывают распространение тепла с конечной скоростью [250, 273, 274, 284], что соответствует гипотезе Максвелла [241] или предположениям Каттанео [251, 267] и Вернотта [254, 255, 268]. В то же время анализ моделей теплопереноса с конечной скоростью показал, что предположение об эквивалентности моделей, описываемых уравнениями (11) и (5), не является в достаточной степени обоснованным.

К конечной скорости распространения возмущений температуры приводят не только перечисленные выше модели теплопереноса. Как показано, в частности, в работе [285], решения квазилиней-

ного уравнения переноса тепла параболического типа, имеющего общий вид

$$c_\rho \frac{\partial T(M,t)}{\partial t} = g^{ij}\nabla_i\{\kappa[T(M,t)]\nabla_j T(M,t)\},$$

описывают распространение температуры $T(M,t)$ по некоторой области $V \in \mathbb{R}^3$ с начальной температурой 0 K (см. также [286]). Так, в одномерном случае при $\kappa = aT^n$, $n > 0$ существует волна температуры $T = \Theta(x - vt)$, удовлетворяющая условию [273, 287]:

$$c_\rho \frac{d\Theta}{dx} = \frac{d}{dx}\left(a\Theta^n \frac{d\Theta}{dx}\right), \qquad (15)$$

при $c_\rho \neq c_\rho(\Theta)$, $\Theta|_{x=x_f} = 0$ уравнение (15) интегрируемо; в окрестности фронта $x = x_f$

$$\Theta = \sqrt[n]{\frac{nc_\rho}{a}|x_f - x|}.$$

Для мгновенного плоского источника тепла координата и скорость фронта определяются как

$$x_f \sim (aQ^n)^{\frac{1}{n+1}} t^{\frac{1}{n+2}}, \quad v \sim \frac{dx_f}{dt} \sim \frac{x_f}{t} \sim$$

$$\sim (aQ^n)^{\frac{1}{n+1}} t^{\frac{1}{n+2}-1}, \quad Q = \int_{-\infty}^{\infty} T dx = \text{const}.$$

В частном случае $n = 1$ скорость $v \sim t^{1/3}$ затухает как $1/t^{2/3}$.

Автомодельные решения задачи теплопроводности при анизотропных свойствах среды, коэффициент теплопроводности которой является ковариантным тензором второго ранга κ^{ij}, изучены также в работах [200, 288–299].

Модели переноса тепла с конечной скоростью используются при анализе переходных процессов при распространении трещин в теплонагруженных функционально-градиентных материалах [300–305], моделировании нестационарного теплопереноса в тонких пленках [306, 307] и толстостенных функционально-градиентных телах [308].

3. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ АНАЛИЗА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Практическая важность создания эффективных систем тепловой защиты, работающих в условиях одновременного действия экстремально высоких механических нагрузок, тепловых полей и агрессивных сред, стимулирует развитие теоретических и экспериментальных исследований как в направлении разработки методик достоверной оценки напряженно-деформированного состояния и его эволюции в процессе высокотемпературной эксплуатации, так и в направлении разработки методов определения характеристик механических и теплофизических свойств структурно-неоднородных материалов.

Поскольку решение задачи теплогазодинамики в сопряженной с теплопроводностью постановке дает возможность получить поле температур в исследуемой области, очевидным является решение односвязной задачи температурного напряженно-деформированного состояния (НДС). В этом случае температура выступает в роли нагрузки, а свойства материала принимаются зависящими от температуры. Решение же полностью связной задачи сопряжено с двумя основными трудностями:

- значительное усложнение постановки задачи и, соответственно, методов решения;
- сложность получения экспериментальных зависимостей упругих и теплофизических характеристик материалов от температуры и учета их возможной эволюции в результате структурных изменений в процессе эксплуатации, в том числе от механических воздействий.

Это подтверждается малым количеством работ, посвященных данному вопросу, даже при рассмотрении квазиоднородных по структуре материалов. В случае структурно-неоднородных материалов, в том числе УУКМ/УККМ с гетерофазными матрицами и многослойными защитными покрытиями, практическая реализация задачи оценки НДС весьма затруднена с математической и вычислительной точек зрения.

3.1. Исследование НДС структурно-неоднородных материалов с привлечением вычислительного эксперимента. Современные направления исследований в области моделирования термомеханических задач для КМ можно разделить на три разномасштабные группы:

- микромасштаб – исследование взаимодействий компонентов КМ на границе раздела матрица–наполнитель;
- мезомасштаб – исследование на уровне взаимодействия ячеек периодичности и представительных объемов;
- макромасштаб – исследование на уровне целой конструкции, чаще всего с заменой реальной структуры материала на сплошную среду с эффективными характеристиками, полученными различными методами.

Для исследования НДС изделий из УУКМ/УККМ в большинстве случаев применяется метод конечного элемента (МКЭ) с использованием различных упрощений: уменьшения геометрической размерности задачи (приведение трехмерного случая к плоской задаче или задаче теории оболочек) и упрощения модели композиционного материала (приведение к однородному анизотропному или ортотропному материалу на основе одного из вариантов описанных ниже методов осреднения свойств материала).

На сегодняшний день альтернативы методу конечных элементов при решении прикладных

задач со сложной геометрией области не существует; методы конечных разностей и вариационно-разностные методы, имея ряд преимуществ с точки зрения вычислительного процесса, существенно уступают МКЭ в универсальности.

В работе [309] рассматриваются УУКМ из высокопрочных углеродных нитей и углеродной матрицы, созданной методом осаждения из газовой фазы. Исследуется концентрация напряжений в окрестностях стыка деталей из УУКМ друг с другом либо с другими материалами. В частности, исследуется НДС слоистой углерод-углеродной пластины при нагружении растягивающей силой через металлическую втулку или при температурном воздействии, рассматривается контакт между втулкой и пластиной с отслоением и проскальзыванием. УУКМ описывается моделью упругого ортотропного материала. Решена также задача о контакте тел с существенно отличающимися свойствами. В [310] методом конечных элементов решается задача о действии на ортогонально-армированный 3Д-УУКМ комбинированной силовой и температурной нагрузки, при этом используются экспериментальные зависимости модулей упругости, коэффициента линейного температурного расширения и пределов прочности от температуры.

Авторами работы [311] расчетно-экспериментальным методом, основанном на конечно-элементной модели, исследовано влияние глубины надреза на прочность УУКМ при одноосном статическом растяжении. Оценка прочности надрезанных образцов выполнена для мономерных слоев, конгломерата жгутов и собственно материала. Показано хорошее соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

В [312] для УУКМ с различной пространственной структурой армирования решены нестационарные и квазистатические задачи теплопроводности и термомеханики, причем полученные поля макронапряжений и макродеформаций использованы для последующего вычисления напряжений с учетом структуры неоднородного материала.

В работе [313] в рамках геометрически нелинейной модели бесконечного кусочно-однородного упругого тела с изолированным криволинейным одномерным включением разработан метод определения НДС однонаправленных композитов с локально-искривленными волокнами без учета их взаимодействия. Исследовано влияние геометрической нелинейности на распределение самоуравновешенных нормальных и касательных напряжений, действующих на поверхности раздела и возникающих из-за локальной кривизны волокна.

В [314] рассмотрены проблемы построения критериев прочности ортогонально армированных УУКМ при плоском напряженном состоянии. Предложены два критерия прочности для тел вращения и проведена их апробация на кольцевых образцах, нагруженных внутренним давлением. В исследовании [315] предложена структурно-феноменологическая модель УУКМ, описывающая процессы деформирования, повреждаемости и образования технологических напряжений, учитывающая процессы термодеструкции полимерного связующего, тепломассоперенос в материале и фильтрацию газообразных продуктов разложения и распространения жидкого связующего по порам композита. В работе [33] предлагается метод прогнозирующего расчета прочности УУКМ при учете изменения свойств его структуры в случае действия высоких температур. Показано, что внутри материала происходит локальная концентрация напряжений вблизи полых дефектов, связанных со структурой углеродных тканей и их расположением в композиции, а также с тепловыми и силовыми режимами технологического процесса пиролиза при формовании композиций.

В предположении об идеальной адгезии между волокном и матрицей с помощью феноменологического критерия предельности удельной энергии формоизменения в пространстве средних по соответствующим компонентам тензоров напряжений в работе [316] построены контуры прочности для УУКМ с трехмерной и четырехмерной структурой армирования и предложена модель композита, эквивалентная макроскопически изотропному материалу.

В [317] предложены обобщение решения задачи о пространственном распределении напряжений в матрице вокруг отдельных неоднородностей композита со стохастической структурой армирования при одноосном растяжении для сложного макроскопического напряженного состояния среды и оценка локальной прочности композита с мягкой матрицей и стохастической структурой армирования с помощью градиентного подхода.

Кроме традиционного подхода на базе модели однородного анизотропного или ортотропного материалов с эффективными константами для изучения НДС не всего изделия в целом, а отдельной его подобласти, отличающейся большими напряжениями и деформациями, часто применяется метод подмоделирования [318, 319]. Суть его состоит в решении двух задач: получения глобального НДС всего изделия с выделением подобласти и переносом на нее нагрузок из макромодели и оценки НДС в этой подобласти. В работе [319] описано решение задачи об интенсивности напряжений в окрестности трещин в некоторых конструкциях из УУКМ. Показано, что для вычисления точного значения коэффициента интенсивности напряжений необходимо моделировать фактическое расположение трещины и ее ориентацию, при этом аналитическое решение задачи теории упругости для неоднородной среды построить не представляется возможным. В то же

время применение конечно-элементного моделирования дает возможность решить данную задачу.

Так, в статье [320] описывается моделирование термоупругого поведения КМ с использованием метода “структурного генома”, который сводится к нахождению представительного объема КМ, получению его эффективных характеристик с последующей заменой в полной модели структуры на блочную схему. Такой подход позволяет получить значения макронапряжений в изделии с достаточно высокой точностью, что подтверждается в [321, 322]. Большое число современных работ, связанных с микроструктурой композитов, посвящено внедрению в состав матрицы и наполнителя углеродных нанотрубок для изменения свойств исходного материала. В [323] проводится многоуровневое конечно-элементное моделирование внедрения углеродных нанотрубок в интерфазный слой между углеродным волокном и матрицей с целью прогнозирования механических характеристик конечного КМ. Моделирование разбито на масштабы: одну нанотрубку, их массив в составе интерфазы, углеродное волокно с модифицированной интерфазой и КМ в сборе. Аналогичным методом пользовались авторы работ [324–326].

Другим актуальным направлением математического моделирования КМ является применение методов топологической оптимизации для проектирования структуры материалов, обладающих требуемыми характеристиками при заданных свойствах исходных компонентов. Использование двух компонентов с принципиально различными свойствами (высокий модуль упругости и низкая теплопроводность первого, низкий модуль упругости при высокой теплопроводности второго) дают возможность построить и решить задачу нахождения оптимальной микроструктуры с необходимыми термомеханическими характеристиками [327]. Схожим способом удалось спроектировать макроструктуру КМ для конических оболочек в работе [328].

В настоящее время наиболее сложным является вопрос моделирования взаимодействия компонентов КМ в области зон контакта, в частности, рациональное задание свойств границы раздела сред – интерфазы. В основе этого вопроса лежат два различных метода расчета многослойных тонкостенных конструкций [329]. Первый метод основан на применении гипотез (Кирхгофа–Лява, Тимошенко С.П. и др.) к пакету в целом, подразумевается тем самым жесткое сцепление слоев. При этом свойства пакета по толщине осредняются каким-либо методом и задача решается в рамках однослойной конструкции [23, 330–332]. Второй метод основан на применении гипотез к каждому слою в отдельности, что позволяет создавать более подробные модели. Система разрешающих уравнений в данном случае делится на две группы: разрешающие уравнения для каждого отдельного слоя и группа уравнений связи слоев между собой [333–335]. Развитие этих методов привело к возможности перейти от тонкостенных конструкций к общей постановке задачи взаимодействия компонентов в КМ. Подходы к решению данной задачи варьируются от задания простейших математических функций перехода от свойств наполнителя к свойствам матрицы до моделирования интерфазы с помощью методов молекулярной динамики. В работе [336] производилось моделирование модифицированного углепластика наночастицами оксида алюминия. Для задания интерфазного слоя использовался метод атомной деформации, позволивший получить хорошее уточнение для конечно-элементной модели не только с точки зрения упругих характеристик, но и градиентов жесткости по толщине. Аналогичный метод используется в работе [337] для исследования текстолитов. Ключевой особенностью здесь является анализ взаимного проникновения компонентов материала на молекулярном уровне. Также стоит отметить работы [338–340], посвященные данной тематике. С другой стороны, в [341, 342] для задач деформирования многослойной балки используется метод “контактного слоя”: взаимодействие слоев осуществляется с помощью контактного слоя, в котором происходит межмолекулярное взаимодействие матрицы и наполнителя. Такой подход позволяет решать задачи определения концентрации касательных напряжений, возникающих на границах между слоями и в угловых точках.

В работах [343, 344] развивается аналитико-численный метод для решения краевых задач теории упругости и теплопроводности в структурно-неоднородных областях с включениями сферической и цилиндрической форм. Рассматриваются градиентные модели теории упругости и теплопроводности, которые как предельный случай содержат классические уравнения. Развиваемый метод касается решения задачи на ячейке периодичности, возникающей в процедуре асимптотического усреднения краевых задач с периодическими коэффициентами. Метод основан на разбиении исходной области на более простые подобласти-блоки и на представлении решения в каждом из блоков в виде обобщенных рядов Тейлора или Лорана по фундаментальным системам функций, удовлетворяющих уравнению Гельмгольца или Пуассона. Преимуществом метода является возможность посчитать эффективные характеристики и локальные поля напряжений и температур с высокой степенью точности.

Анализ показывает, что подавляющее большинство современных работ, посвященных моделированию поведения композиционных материалов на микроуровне, связано не с разработкой новых теоретических подходов и методов, а с по-

пыткой создания максимально подробной конечно-элементной модели расчетной области и проведения параметрического анализа с целью достижения наилучшей работоспособности материалов. К наиболее значимым исследованиям этой направленности относятся [345–348].

3.2. Методы определения эффективных упругих постоянных композиционных материалов. Обычно в рамках прикладных задач механики деформируемого твердого тела УУКМ с пространственной структурой армирования моделируется однородным упругим ортотропным материалом [309]. Для осуществления подобного перехода применяются специальные методы определения эффективных упругих констант, рассматриваемые ниже.

Первые определения эффективных модулей упругости (или постоянных податливости) неоднородных материалов были предложены в [349] и [350] на базе правила смесей. В дальнейшем метод осреднения был применен для определения макроскопических свойств поликристаллов в работе [351] на основе решения стохастической задачи теории упругости. В более поздних работах метод [351] был распространен на общий случай неоднородной среды с неупорядоченной структурой [352–355] и другими авторами, в частности, [356].

Дальнейшим развитием метода осреднения на основе правила смесей является вариационный метод осреднения свойств неоднородной среды. Первоначально вариационные оценки (оценки осредненных констант “по энергии”) были применены в работах [357, 358], позднее в [359–361]. Следует отметить, что вариационный подход, предложенный перечисленными и некоторыми другими авторами, ориентирован главным образом на оценки верхних и нижних границ области значений упругих констант, для уточнения которых был разработан ряд упрощенных моделей неоднородной среды с микроструктурой. Так, в работах [353, 359] была введена простая модель, пренебрегающая многими эффектами взаимодействия между элементами структуры, однако предоставляющая возможность получить простые аналитические выражения эффективных модулей упругости неоднородной среды.

Как указывает Соколкин Ю.В. в монографии [21], “... один из главных недостатков вариационных методов и теории случайных функций механики структурно-неоднородных сред заключается в том, что в рамках этих подходов, как правило, не удается рассматривать такие эффекты, как геометрическая форма элементов структуры и неоднородность полей деформирования в каждом из структурных элементов. Поэтому актуальными остаются работы, в которых объектом исследования являются среды с регулярной структурой”. В докладах [362, 363] были изложены основы метода осреднения дифференциальных уравнений с быстро осциллирующими коэффициентами. Метод, основанный на осреднении уравнений по Бахвалову, был применен к задачам механики композиционных материалов в [364] и впоследствии развит в работах [365–367] и ряде других.

В докладе [312] структурные напряжения в УУКМ с ортогональной структурой армирования при комбинированном механическом и высокотемпературном тепловом нагружении вычислены в нулевом приближении асимптотического метода осреднения, основанного на двухмасштабном разложении решения задачи в ряд по малому параметру. На базе результатов анализа решения задачи на ячейке периодичности обоснован метод вычисления эффективных характеристик УУКМ. В работе [368] приведен обзор итерационных методов оценки эффективного упругого модуля композиционного материала. Приведена обобщенная формулировка, учитывающая взаимодействие между частицами композиции путем введения коэффициента концентрации напряжений. Различные варианты описанных методов изложены в монографиях [23, 352–355, 365, 369–393] и ряде других работ.

Так, например, в докладе [394] в рамках структурного подхода к моделированию композиционных материалов предложены модели и методы прогноза физических констант УУКМ. В частности, были получены оценки эффективных свойств пироуглеродной матрицы и прочности углеродных волокон в материалах с пространственной структурой армирования, а также методы расчета свойств материалов с учетом влияния технологических факторов и приведены результаты экспериментальных исследований. Одним из важнейших свойств пространственно-армированных УУКМ является стремление тензора упругих констант на макроскопическом уровне, т.е. в масштабе всего объема композиционного материала или изделия, к изотропному тензору при росте числа направлений армирования [375]. Для УУКМ со схемой армирования 5Д и более сложными схемами, как правило, малыми погрешностями приближения тензора упругих констант изотропным тензором допустимо пренебречь [375]. В то же время, как показано в [375, 394], для 4Д и более простых структур анизотропию свойств материала учитывать необходимо.

В иследовании [395] применяется сглаживающий интегральный оператор осреднения напряженно-деформированного состояния УУКМ с учетом конечных деформаций. Авторами получена традиционная форма записи макроскопических законов сохранения энергии и массы и уравнений движения, аналогичная формулировке задачи для однородных материалов. Рассмотрен пример вычисления макроскопических параметров для бесконечной матрицы с системой включений.

Микромеханический подход, помимо оценки усредненных свойств материала, позволяет по-

строить и некоторые оценки его прочности. Так, в [396] предложена микромеханическая модель УУКМ с хаотичной структурой армирования жгутами высокомодульных волокон, учитывающая характер связи между жгутом и матрицей материала. Показано, что нелинейный характер полученной диаграммы деформирования связан с проскальзыванием волокон внутри жгутов. На основе численного решения проведено исследование влияния различных структурных и технологических параметров на прочность композита.

Более сложный класс моделей композиционных материалов основан на рассмотрении композиции как неоднородной структуры с различным характером взаимодействия составляющих.

В работе [397] рассмотрен общий подход к моделированию материалов с явным учетом трехмерной внутренней структуры. Анализируются структуры мезоскопического масштаба и предлагается процедура формирования структур, сходных с экспериментально наблюдаемыми поликристаллическими и композиционными структурами по количественным и качественным характеристикам. Приведен пример растяжения поликристаллического алюминиевого образца и дан краткий анализ особенностей напряженно-деформированного состояния, реализующегося в трехмерной структуре на мезо- и макроуровнях.

В [398] предложена модель композиционного материала с однонаправленным армированием и трансверсально-изотропными структурными составляющими и вычислены эффективные константы композита. На основе данной модели возможно вычислить НДС всех структурных составляющих материала, основываясь на известных усредненных напряжениях и деформациях.

Автором работы [399] предложен метод оценки коэффициента теплового расширения, модулей упругости, коэффициентов Пуассона УУКМ на основе модели однонаправленного композита с известными свойствами матрицы и цилиндрических ортотропных волокон. Получены численные результаты для композитов с различными микроструктурами волокон и показана возможность определения напряжений в волокнах и на поверхности раздела волокно–матрица.

Отдельный класс методов расчетно-экспериментального определения эффективных упругих постоянных композиционного материала представляет собой метод виртуального поля, предложенный в [400] и основанный на оценке констант по функционалу энергии. Метод предназначен для определения всех модулей упругости КМ в плоскости на базе единственного эксперимента, проводимого на специальном образце с использованием одного из экспериментальных подходов, позволяющих определить поле тензора деформации на плоскости (например, метод муаровых полос). Возможности метода в данной работе проиллюстрированы на примере оценки упругих постоянных ортотропного композиционного материала на образце в форме толстостенного полого цилиндра.

Развитие микромеханических методов оценки осредненных свойств композиционных материалов и МКЭ привело к возникновению нового класса методов построения модели эквивалентного однородного тела, основанных на вычислительном эксперименте в точной постановке задачи теории упругости для неоднородной структуры с известными физическими постоянными структурных составляющих. В работе [401] описано моделирование гетерогенных сред, в частности волокнистых или мелкодисперсных композитов, а также пористых материалов, построенное на гомогенизации микро- и макросвязей при условии периодичности микроструктуры и однородности макроскопического поля. Для решения поставленных задач вычисления микроскопических напряжений в условиях локальной гетерогенности и в отсутствие периодичности при неоднородном макроскопическом поле деформаций применен МКЭ.

В докладе [402] предложены метод проектирования УУКМ и элементов композиционных конструкций, подверженных действию интенсивных температурных и силовых нагрузок, а также алгоритм, позволяющий определить упругие постоянные и прочностные свойства материала по известным свойствам армирующих волокон и матрицы, и разработаны соответствующие программные модули. В [403] разработан экспериментально-теоретический метод расчета и неразрушающего контроля механических свойств композиционных материалов в составе изделий. Построена совместная модель конструкции и измерительной системы, регистрирующей деформации конструкции. Определяются значения приведенных характеристик конструкции, доставляющие минимум суммарной оценке рассогласований расчетных и экспериментальных значений деформаций в точках расположения тензорезисторов или датчиков перемещений. Дан пример определения приведенных упругих постоянных оболочки из УУКМ.

В работе [318] предложен многомасштабный метод проектирования УУКМ, основанный на решении краевых задач на различных уровнях от микро- до макромасштаба методом конечных элементов и вычислительной процедуре осреднения для получения эффективных характеристик композита. Разработан алгоритм описания стохастической природы материала. В докладе [404] описан программный комплекс, позволяющий определить НДС анизотропной осесимметричной конструкции, подверженной термосиловому нагружению. Приведен ряд численных решений задач термоупругости для конструкций из пространственно-армированных *N*Д-УУКМ с вычислением средних по объему коэффициентов

теплопроводности и удельной теплоемкости. Основанный на методе конечных элементов подход к определению эффективных упругих постоянных композиционного материала предложен в работах [405, 406]. Получены осредненные постоянные однонаправленного композиционного материала со стохастической структурой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обобщены достижения отечественной и зарубежной науки в области разработки и повышения характеристик УУКМ и УККМ, а также в части теплообмена, теплопереноса и термопрочности применительно к задачам конструирования и расчета тепловой защиты. Модификация матриц и нанесение жаростойких покрытий на рабочие поверхности изделий являются высокоэффективными методами повышения антиокислительных свойств и устойчивости к эрозии и абляции композитов. Приведены сведения по рецептурам, механизмам работоспособности и разрушения наиболее востребованных в настоящее время технических решений. Показано, что перспективными материалами для использования и в качестве матриц УККМ, и в качестве компонентов жаростойких покрытий являются УВТК на основе сверхтугоплавких боридов, карбидов и нитридов переходных металлов IV группы (ZrB_2, HfB_2, ZrC, HfC, ZrN, HfN) с добавками SiC и/или силицидов ($MoSi_2$, $TaSi_2$, WSi_2, $ZrSi_2$, $TiSi_2$ и др.). Представлены многообещающие концепции для моно- и комплексного применения при построении архитектуры сверхвысокотемпературных покрытий, включающие увеличение степени гетерогенности стеклофазы в формируемых оксидных пленках, а также использование в составе покрытий высокоэнтропийных соединений и веществ с низкой скоростью рецессии в кислородсодержащих потоках. Классический закон теплопроводности Фурье в случае зависимости коэффициента теплопроводности от температуры приводит к возникновению решений волнового типа, сходных с решениями на базе телеграфного уравнения Каттанео–Вернотта. С другой стороны, закон Каттанео может рассматриваться как регуляризация закона переноса тепла в форме Фурье с запаздывающим аргументом. Количество существующих моделей переноса тепла с конечной скоростью на сегодняшний день весьма велико, что не позволяет провести их подробный анализ в рамках данного обзора.

Представляется необходимым отметить, что выбор модели переноса тепла в задачах о существенно неоднородных системах пассивной тепловой защиты требует обстоятельного анализа. Ситуация усложняется в том случае, когда свойства материала зависят не только от температуры, но и от пространственных координат, что приводит к возникновению эффекта асимметрии переноса тепла. Возможность использования данного эффекта обсуждалась в некоторых зарубежных обзорных работах, однако на текущий момент асимметричный теплоперенос в функционально-градиентных материалах при высоких температурах все еще является малоизученным. Построению точных аналитических решений при нахождении НДС в КМ посвящено малое количество работ, которые в основном отражают решения простейших модельных задач. Актуальным направлением исследований является подход, базирующийся на использовании существующих методов расчета и оценки НДС для построения максимально подробных численных (чаще всего, конечно-элементных) моделей и проведения анализа решений на их основе. Выявлено большое количество подходов к вычислению эффективных характеристик КМ – от простейших, основанных на “правиле смеси”, до сложных многомасштабных моделей, учитывающих структуру КМ. При этом одним из наиболее острых и плохо освещенных вопросов является анализ зоны “интерфазы”. Отсутствие детально проработанных моделей выражается в применении в подавляющем большинстве работ, посвященных расчету НДС в КМ, модели “идеального контакта” между структурными составляющими КМ.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ по мероприятию “Проведение исследований научными группами под руководством молодых ученых” Президентской программы исследовательских проектов (соглашение № 19-79-10258 от 08.08.2019 г.).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Yang Y.Z., Yang J.L., Fang D.N.* Research Progress on Thermal Protection Materials and Structures of Hypersonic Vehicles // Appl. Math. Mech. (Engl. Ed.). 2008. V. 29. № 1. P. 51.
2. *Sziroczak D., Smith H.* A Review of Design Issues Specific to Hypersonic Flight Vehicles // Prog. Aeronaut. Sci. 2016. V. 84. P. 1.
3. *Yinhai Zhu et al.* Review on Active Thermal Protection and Its Heat Transfer for Airbreathing Hypersonic Vehicles // Chinese J. Aeronaut. 2018. V. 31. № 10. P. 1929.
4. *Dong Y. et al.* Thermal Protection System and Thermal Management for Combined-cycle Engine: Review and Prospects // Energies. 2019. V. 12. № 240. P. 1.
5. *Костиков В.И., Варенков А.Н.* Сверхвысокотемпературные композиционные материалы. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 560 с.
6. *Щурик А.Г.* Искусственные углеродные материалы. Пермь: Тип. Пермск. гос. ун-та, 2009. 342 с.
7. *Shabalin I.L.* Ultra-high Temperature Materials I: Carbon (Graphene/Graphite) and Refractory Metals. Springer Netherlands, 2014. P. 794.
8. *Scarponi C.* Carbon–Carbon Composites in Aerospace Engineering // Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering / Eds. Sohel Rana, Raul Fangueiro. Woodhead Publ., 2016. P. 385.
9. *Astapov A.N., Terent'eva V.S.* Review of Domestic Designs in the Field of Protecting Carbonaceous Materials Against Gas Corrosion and Erosion in

High-speed Plasma Fluxes // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2016. V. 57. P. 157.
10. *Sufang Tang, Chenglong Hu.* Design, Preparation and Properties of Carbon Fiber Reinforced Ultra-High Temperature Ceramic Composites for Aerospace Applications: A Review // J. Mater. Sci. Technol. 2017. V. 33. № 2. P. 117.
11. *Jin X. et al.* Advances in Oxidation and Ablation Resistance of High and Ultra-High Temperature Ceramics Modified or Coated Carbon/Carbon Composites // J. Eur. Ceram. Soc. 2018. V. 38. № 1. P. 1.
12. *Kumar V., Kandasubramanian B.* Advances in Ablative Composites of Carbon Based Materials: A Review // Ind. Eng. Chem. Res. 2019. V. 58. Iss. 51. P. 22663.
13. *Bouchez M., Beyer S., Schmidt S.* PTAH-SOCAR Fuel-Cooled Composite Materials Structure: 2011 Status // 17th AIAA Int. Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conf. San Francisco, California, 2011.
14. *Reimer T., Kuhn M., Gulhan A., Esser B., Sippel M., Foreest A.* Transpiration Cooling Tests of Porous CMC in Hypersonic Flow // 17th AIAA Int. Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conf. San Francisco, California, 2011.
15. *Фиалков А.С.* Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе. М.: Аспект Пресс, 1997. 718 с.
16. *Zhang S. et al.* Carbon Composites. V. 2. Springer Singapore, 2017. P. 531.
17. *Sheehan J.E., Buesking K.W., Sullivan B.J.* Carbon-Carbon Composites // Annu. Rev. Mater. Sci. 1994. V. 24. P. 19.
18. *Westwood M.E. et al.* Oxidation Protection for Carbon Fibre Composites // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. № 6. P. 1389.
19. *Windhorst T., Blount G.* Carbon-Carbon Composites: A Summary of Recent Developments and Applications // Mater. Des. 1997. V. 18. № 1. P. 11.
20. *Tatsuo Oku.* Carbon/Carbon Composites and Their Properties. Chapter 33 // Carbon Alloys / Eds. Yasuda et al. Oxford: Elsevier Science, 2003. P. 523.
21. *Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.* Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. М.: Физматлит, 1997. 287 с.
22. *Aly-Hassan M.S. et al.* Comparison of 2D and 3D Carbon/Carbon Composites with Respect to Damage and Fracture Resistance // Carbon. 2003. V. 41. № 5. P. 1069.
23. *Васильев В.В.* Механика конструкций из композиционных материалов. М.: Машиностроение, 1988. С. 272.
24. *Жигун И.Г., Поляков В.А.* Углерод-углеродные композиты, армированные по диагонали куба // 6-й Всес. съезд по теор. и прикл. механике. Ташкент, 1986. С. 277.
25. *Малько Д.Б., Островский В.С.* Особенности пористой структуры углерод-углеродных композиционных материалов // Механика композиционных материалов и конструкций. 1997. Т. 3. № 4. С. 29.
26. *Скоропанов А.С. и др.* Сжимаемость полиуглеродных материалов // Механика композитных материалов. 1990. № 1. С. 13.
27. *Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А., Вотинов А.М.* Технология и проектирование углерод-углеродных композитов и конструкций. М.: Физматлит, 1996. С. 239.
28. *Васильев В.В., Егорченков А.Н.* Определение упругих характеристик углерод-углеродных композитных материалов с радиально-спиральной схемой армирования // Механика композитных материалов. 1989. Т. 3. С. 547.
29. *Прохоров В.Ю., Дьяконов А.Ю., Костогорова О.Я.* Поиск путей реализации прочности углеродных волокон в углерод-углеродных композиционных материалах // Надежность и качество: Тр. Междун. симп. Пенза, 2006. Т. 2. С. 82.
30. *Manocha L.M., Warrier A., Manocha S.* High Thermal Conductivity Carbon/Carbon Composites // 5th Int. Conf. on High-Temperature Ceramic Matrix Composites. 2004. P. 217.
31. *Zhang S., Li H., Sun J.* Исследование механических свойств двухмерных углерод-углеродных композитов, наполненных различными наполнителями. Xi'an jiaotong daxue xuebao // J. Xi'an Jiaotong Univ. 2001. V. 35. № 11. P. 1175.
32. *Татарников О.В.* Проектирование, разработка технологических процессов и исследования углерод-углеродных композитов для теплонапряженных конструкций // Матер. 4-го Междун. симп. "Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред". Ярополец, 1998. С. 62.
33. *Алексюк М.М.* Метод прогнозирующего расчета прочности углерод-углеродных композиционных материалов при высоких температурах // Проблемы прочности. 1996. № 5. С. 77.
34. *Jain P.K., Bahl O.P., Manocha L.M.* Effect of Carbon Fiber Type on the Mechanical Performance of Carbon/Carbon Composite // SAMPE Quart. 1992. V. 23. № 3. P. 43.
35. *Tanabe Y., Yasuda E.* Shear Strength of C/C Composites and Their Fiber Surface-Treatment // Reports of the Research Laboratory of Engineering Materials. 1992. V. 17. P. 137.
36. *Joo Hyeok-Jong.* Mechanical Properties of Carbon/Carbon Composites Filled with Graphite Powder // High Temp.–High Press. 1990. V. 22. № 6. P. 649.
37. *Zaldivar R.J., Rellick G.S., Yang J.M.* Studies of Fiber Strength Utilization in Carbon-Carbon Composites // 20th Bienn. Conf. Carbon. Santa Barbara, Calif., 1991. P. 400.
38. *Dariel M.S. et al.* Mechanical Properties of Carbon/Carbon Composite Materials // Res. Lab. Annu. Rept. Israel Atom. Energy Comm. 1988. P. 93.
39. *Yasuda E. et al.* Orientation Dependence of the Mechanical Properties of a Unidirectional Carbon/Carbon Composite with a Resin-Derived Char Matrix // High Temp.–High Press. 1990. V. 22. № 3. P. 329.
40. *Орлов Л.Г. и др.* Структура и процесс разрушения двухкомпонентного углерод-углеродного КМ на основе дискретных углеродных волокон // Граница раздела, прочн. и разрушение композицион. 1989. С. 113.
41. *Oh Seh-Min, Lee Jai-Young.* Effects of Matrix Structure on Mechanical Properties of Carbon/Carbon Composites // Carbon. 1988. V. 26. № 6. P. 769.
42. *Kaluderovic B., Lausevic Z.* Hanicke Osobine Kompozita Karbon-Karbon // Hem. Ind. 1989. V. 43. № 10. P. 367.

43. *Thomas C.R., Walker E.J.* Carbon-Carbon Composites // Mater. Aerosp. Proc. London, 1986. V. 1. P. 138.
44. *Goto K. et al.* Tensile Strength and Deformation of a Two-Dimensional Carbon-Carbon Composite at Elevated Temperatures // J. Amer. Ceram. Soc. 2003. V. 12. P. 2129.
45. *Дзюба В.С., Оксиюк С.В.* Исследование прочности углерод-углеродных композитных материалов в условиях температур 293–3300 K при высокоскоростном нагреве // Проблемы прочности. 2005. № 1. С. 136.
46. *Sato S. et al.* Tensile Properties and Fracture Toughnesses of Graphites and a C/C Composite at High Temperature // J. Jap. Soc. Strength and Fract. Mater. 1986. V. 3. P. 99.
47. *Gu Z., Qunyao G., Weibo Z.* Nonlinear Bimodulus Model and Strength Criterion of 3D Carbon-Carbon Material // J. Compos. Mater. 1989. V. 23. № 10. P. 988.
48. *Неговский А.Н. и др.* Экспериментальное оборудование для оценки характеристик прочности углерод-углеродных композиционных материалов в диапазоне температур от 20 до 2200°C // Проблемы прочности. 1999. № 3. С. 130.
49. *Дзюба В.С., Высоцкий А.В., Зубик С.В.* Установка и методика для прочностных испытаний композиционных материалов при температурах до 3300 K // Проблемы прочности. 1994. № 9. С. 86.
50. *Rehmer B. et al.* Determination of Elastic Moduli of C/C-composite at Elevated Temperature up to 1900C // 5th Int. Conf. on High-Temperature Ceramic Matrix Composites (HTCMC-5). 2004. P. 575.
51. *Yasuda J., Noguchi Y., Hirokawa T., Tanamura T.* Static and Flexural Fatigue Strength of Carbon Fiber 3D Cabric Composites // Reinforc. Plast. 1988. V. 34. № 1. P. 10.
52. *Oku T., Ota S., Tada M.* Microhardness of Graphite and C/C Composite Materials // 20th Bienn. Conf. Carbon, Santa Barbara, Calif., 1991. P. 608.
53. *Kanari M. et al.* Nanoindentation Behavior of a Two-Dimensional Carbon-Carbon Composite for Nuclear Applications // Carbon. 1997. V. 35. № 10–11. P. 1429.
54. *Oku T. et al.* An Evaluation of Mechanical Properties of Carbon Materials by Hardness Test // Ibaraki daigaku kogakubu kenkyu hokoku. 1992. V. 40. P. 205.
55. *Kline R.A. et al.* Analysis of Carbon-Carbon Composites Using an Integrated NDE/Finite Element Approach // IEEE Ultrason. Symp. Montreal. 1989. V. 2. P. 1171.
56. *Юдин В.Е. и др.* Уголь-угольные композиты из полиимидных углепластиков и особенности их разрушения // Граница раздела, прочность и разрушение композиционных материалов. Л.: ФТИ, 1989. 156 с.
57. *Hosten B., Tittmann B.R., Abdel-Gawad M.* Elastic Anisotropy of Carbon-Carbon Composites During the Fabrication Processes // IEEE Ultrason. Symp. Williamsburg, 1986. P. 1061.
58. *Deom A. et al.* Imaging of the Interface between Fibres and Matrix in the Yarns of Three-Directional Carbon-Carbon Composites by a Photoacoustic Method // Mater. Sci. Eng. B. 1990. V. 5. № 2. P. 135.
59. *Zhao J., Din K., Wei J.* The Thermophysical and Thermal Shock Resistance Properties of Carbon-Carbon Composites // ICCM and ECCM: Proc. 6th Int. Conf. Compos. Mater. Combined 2nd Eur. Conf. Compos. Mater. London, 1987. V. 4. P. 394.
60. *Oliver W.C., Pharr G.M.* An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments // J. Mater. Res. 1992. V. 7. P. 1564.
61. *Головин Ю.И.* Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных телах и пленках (обзор) // ФТТ. 2008. Т. 50. № 12. С. 2113.
62. *Молев Г.В., Мирзабекянц Н.С.* Пути повышения стойкости углеродных материалов к окислению на воздухе при повышенных температурах // Химия твердого топлива. 1998. Т. 1. С. 89.
63. *Astapov A.N.* Heat-Resistant Non-Fired Repair Coatings for Protection of Carbon-base Materials // Int. J. Nanomechanics Sci. Technol. 2014. V. 5. № 4. P. 267.
64. *Arai Y. et al.* Carbon Fiber Reinforced Ultra-High Temperature Ceramic Matrix Composites: A Review // Ceram. Int. 2019. V. 45. № 12. P. 14481.
65. *Langlais F., Vignoles G.L.* 5.4 Chemical Vapor Infiltration Processing of Ceramic Matrix Composites. In: Comprehensive Composite Materials II / Eds. Beaumont P.W.R., Zweben C.H. Oxford: Elsevier, 2018. P. 86.
66. *Fahrenholtz W.G. et al.* Refractory Diborides of Zirconium and Hafnium // J. Am. Ceram. Soc. 2007. V. 90. № 5. P. 1347.
67. *Naslain R. et al.* The CVI-Process: State of the Art and Perspective // Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics II: Ceramic Engineering and Science Proceedings. John Wiley & Sons, Ltd. 2008. Pt. 37. P. 373.
68. *Xie C. et al.* Synthesis and Microstructure of Zirconium Diboride Formed from Polymeric Precursor Pyrolysis // J. Am. Ceram. Soc. 2012. V. 95. № 3. P. 866.
69. *Suresh Kumar et al.* Fabrication of 2D C/C-SiC Composites using PIP Based Hybrid Process and Investigation of Mechanical Properties Degradation under Cyclic Heating // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 3. P. 3414.
70. *Günter Motz, Stephan Schmidt, Steffen Beyer.* The PIP-Process: Precursor Properties and Applications // Ceramic Matrix Composites. John Wiley & Sons, Ltd. 2008. Pt. 7. P. 165.
71. *Anish Paul, Jon Binner, Bala Vaidhyanathan.* UHTC Composites for Hypersonic Applications // Ultra-High Temperature Ceramics. John Wiley & Sons, Ltd. 2014. Pt. 7. P. 144.
72. *Nannetti C.A. et al.* Manufacturing SiC-Fiber-Reinforced SiC Matrix Composites by Improved CVI/Slurry Infiltration/Polymer Impregnation and Pyrolysis // J. Am. Ceram. Soc. 2004. V. 87. № 7. P. 1205.
73. *Magnant J. et al.* Fiber-Reinforced Ceramic Matrix Composites Processed by a Hybrid Technique Based on Chemical Vapor Infiltration, Slurry Impregnation and Spark Plasma Sintering // J. Eur. Ceram. Soc. 2013. V. 33. № 1. P. 181.
74. *Jian Yin et al.* Ablation Properties of C/C–SiC Composites Tested on an Arc Heater // Solid State Sci. 2011. V. 13. № 11. P. 2055.
75. *Xue-Tao Shen et al.* The Effect of Zirconium Carbide on Ablation of Carbon/Carbon Composites under an

Oxyacetylene Flame // Corros. Sci. 2011. V. 53. № 1. P. 105.
76. *Yunzhou Zhu et al.* The Fabrication of 2D Cf/SiC Composite by a Modified PIP Process Using Active Al Powders as Active Filler // Mater. Charact. 2008. V. 59. № 7. P. 975.
77. *Lei Liu et al.* Ablation in Different Heat Fluxes of C/C Composites Modified by ZrB_2–ZrC and ZrB_2–ZrC–SiC Particles // Corros. Sci. 2013. V. 74. P. 159.
78. *Lei Liu et al.* Effect of SiC Location on the Ablation of C/C–SiC Composites in Two Heat Fluxes // J. Mater. Sci. Technol. 2015. V. 31. № 4. P. 345.
79. *Jing Xie et al.* Ablation Behavior and Mechanism of C/C–ZrC–SiC Composites under an Oxyacetylene Torch at 3000°C // Ceram. Int. 2013. V. 39. № 4. P. 4171.
80. *Kezhi Li et al.* Ablative and Mechanical Properties of C/C–ZrC Composites Prepared by Precursor Infiltration and Pyrolysis Process // J. Mater. Sci. Technol. 2015. V. 31. № 1. P. 77.
81. *Chunlei Yan et al.* Ablation Behavior and Mechanism of C/ZrC, C/ZrC–SiC and C/SiC Composites Fabricated by Polymer Infiltration and Pyrolysis Process // Corros. Sci. 2014. V. 86. P. 131.
82. *Li C. et al.* Microstructure and Ablation Resistance of Carbon/Carbon Composites with a Zirconium Carbide Rich Surface Layer // Corros. Sci. 2014. V. 85. P. 160.
83. *Li Cuiyan et al.* Ablation Resistance and Thermal Conductivity of Carbon/Carbon Composites Containing Hafnium Carbide // Corros. Sci. 2013. V. 75. P. 169.
84. *Li Shu-Ping et al.* Effect of HfC on the Ablative and Mechanical Properties of C/C Composites // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 517. № 1. P. 61.
85. *Xue L. et al.* Microstructure and Ablation Behavior of C/C–HfC Composites Prepared by Precursor Infiltration and Pyrolysis // Corros. Sci. 2015. V. 94. P. 165.
86. *Wang Y. et al.* Reaction Kinetics and Ablation Properties of C/C–ZrC Composites Fabricated by Reactive Melt Infiltration // Ceram. Int. 2011. V. 37. № 4. P. 1277.
87. *Si'an Chen et al.* Influence of Pyrocarbon Amount in C/C Preform on the Microstructure and Properties of C/ZrC Composites Prepared Via Reactive Melt Infiltration // Mater. Des. 2014. V. 58. P. 570.
88. *Zhu Y. et al.* Fabrication of C_f/ZrC Composites by Infiltrating C_f/C Performs with Zr–Cu Alloys // Mater. Lett. 2013. V. 108. P. 204.
89. *Shen Xuetao et al.* Microstructure and Ablation Properties of Zirconium Carbide Doped Carbon/Carbon Composites // Carbon 2010. V. 48. № 2. P. 344.
90. *Djugum R., Sharp K.* The Fabrication and Performance of C/C Composites Impregnated with TaC Filler // Carbon. 2017. V. 115. P. 105.
91. *Li Ke-Zhi et al.* Ablation Mechanism of Carbon/Carbon Composites Modified by HfC–SiC in Two Conditions Under Oxyacetylene Torch // J. Mater. Sci. Technol. 2017. V. 33. № 1. P. 71.
92. *Chunlei Yan et al.* Effects of SiC/HfC Ratios on the Ablation and Mechanical Properties of 3D C_f/HfC-SiC Composites // J. Eur. Ceram. Soc. 2017. V. 37. № 6. P. 2343.
93. *Feng Bo et al.* Effect of SiC/ZrC Ratio on the Mechanical and Ablation Properties of C/C–SiC–ZrC Composites // Corros. Sci. 2014. V. 82. P. 27.
94. *Ke-zhi Li et al.* Effects of Porous C/C Density on the Densification Behavior and Ablation Property of C/C–ZrC–SiC Composites // Carbon. 2013. V. 57. P. 161.
95. *Qinggang Li et al.* Microstructures and Mechanical Properties of 3D 4-Directional, Cf/ZrC–SiC Composites Using ZrC Precursor and Polycarbosilane // Mater. Sci. Eng. B. 2013. V. 178. № 18. P. 1186.
96. *Qinggang Li et al.* Fabrication and Properties of 3-D C-f/SiC-ZrC Composites, Using ZrC Precursor and Polycarbosilane // J. Am. Ceram. Soc. 2012. V. 95. № 4. P. 1216.
97. *Chunlei Yan et al.* Fabrication and Properties of PIP 3D C_f/ZrC–SiC Composites // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 591. P. 105.
98. *Jun Li et al.* Effect of ZrC–SiC Content on Microstructure and Ablation Properties of C/C Composites // T. Nonferr. Metal. Soc. 2016. V. 26. № 10. P. 2653.
99. *Jia Y. et al.* Effect of ZrC Particle Size on the Ablation Resistance of C/C–ZrC–SiC Composites // Mater. Des. 2017. V. 129. P. 15.
100. *He-jun Li et al.* Effect of Heat Flux on Ablation Behaviour and Mechanism of C/C–ZrB_2–SiC Composite under Oxyacetylene Torch Flame // Corros. Sci. 2013. V. 74. P. 265.
101. *Lei Liu et al.* Effect of Surface Ablation Products on the Ablation Resistance of C/C–SiC Composites under Oxyacetylene Torch // Corros. Sci. 2013. V. 67. P. 60.
102. *Lei Liu et al.* Influence of SiC Additive on the Ablation Behavior of C/C Composites Modified by ZrB_2–ZrC Particles under Oxyacetylene Torch // Ceram. Int. 2014. V. 40. № 1. P. 541.
103. *Huang D. et al.* Ablation Mechanism of C/C–ZrB_2–ZrC–SiC Composite Fabricated by Polymer Infiltration and Pyrolysis with Preform of Cf/ZrB_2 // Corros. Sci. 2015. V. 98. P. 551.
104. *Qinggang Li et al.* Fabrication and Properties of 3-D C_f/ZrB_2–ZrC–SiC Composites Via Polymer Infiltration and Pyrolysis // Ceram. Int. 2013. V. 39. № 5. P. 5937.
105. *Xin Yang et al.* Effects of Oxidizing Species on Ablation Behavior of C/C–ZrB_2–ZrC–SiC Composites Prepared by Precursor Infiltration and Pyrolysis // Ceram. Int. 2016. V. 42. № 16. P. 19195.
106. *Uhlmann Franziska et al.* Preparation and Characterization of ZrB_2 and TaC Containing Cf/SiC Composites Via Polymer-Infiltration-Pyrolysis Process // J. Eur. Ceram. Soc. 2017. V. 37. № 5. P. 1955.
107. *Wang Y. et al.* C/C–SiC–ZrC Composites Fabricated by Reactive Melt Infiltration with $Si_{0.87}Zr_{0.13}$ alloy // Ceram. Int. 2012. V. 38. № 5. P. 4337.
108. *Zhaoqian Li et al.* Microstructure and Ablation Behaviors of Integer Felt Reinforced C/C–SiC–ZrC Composites Prepared by a Two-Step Method // Ceram. Int. 2012. V. 38. № 4. P. 3419.
109. *Zhaoqian Li et al.* Microstructures and Ablation Properties of C/C–SiC–ZrC Composites Prepared Using C/C Skeletons with Various Densities // Ceram. Int. 2013. V. 39. № 7. P. 8173.
110. *Zhaoqian Li et al.* Effect of Reaction Melt Infiltration Temperature on the Ablation Properties of 2D C/C–SiC–ZrC Composites // Corros. Sci. 2012. V. 58. P. 12.

111. *Chang Y. et al.* Microstructure and Ablation Behaviors of a Novel Gradient C/C–ZrC–SiC Composite Fabricated by an Improved Reactive Melt Infiltration // Ceram. Int. 2016. V. 42. № 15. P. 16906.
112. *Phylis M., Monteverde F., Sigalas I.* Self-Generating Oxidation Protective High-Temperature Glass-Ceramic Coatings for C_f/C–SiC–TiC–TaC UHTC Matrix Composites // J. Eur. Ceram. Soc. 2017. V. 37. № 10. P. 3227.
113. *Zeng Yi et al.* Ultra-High-Temperature Ablation Behavior of SiC–ZrC–TiC Modified Carbon/Carbon Composites Fabricated Via Reactive Melt Infiltration // J. Eur. Ceram. Soc. 2020. V. 40. № 3. P. 651.
114. *Cao L. et al.* Fabrication of Gradient C/C–SiC–$MoSi_2$ Composites with Enhanced Ablation Performance // Ceram. Int. 2016. V. 42. № 10. P. 12289.
115. *Cao L. et al.* Ablation Properties of C_f/C–SiC–$MoSi_2$ Composites: Effects of Hydrothermal Penetration Temperature // J. Alloys Compd. 2017. V. 703. P. 45.
116. *Paul A. et al.* UHTC–Carbon Fibre Composites: Preparation, Oxyacetylene Torch Testing and Characterisation // J. Eur. Ceram. Soc. 2013. V. 33. № 2. P. 423.
117. *Chen S. et al.* Preparation and Properties of Carbon Fiber Reinforced ZrC–ZrB_2 Based Composites Via Reactive Melt Infiltration // Composites. Part B. 2014. V. 60. P. 222.
118. *Астапов А.Н., Лифанов И.П. и др.* Апробирование материалов системы $ZrSi_2$–$MoSi_2$–ZrB_2 в шликерно-обжиговых технологиях объемной и поверхностной защиты углеродных композитов // Матер. XXV Междун. симп. “Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред” им. А.Г. Горшкова. ООО “ТРП”, 2019. Т. 1. С. 16.
119. *Corral E.L., Walker L.S.* Improved Ablation Resistance of C–C Composites using Zirconium Diboride and Boron Carbide // J. Eur. Ceram. Soc. Spec. Iss.: Aerospace Materials for Extreme Environments. 2010. T. 30. P. 2357.
120. *Jayaseelan D.D. et al.* Reactive Infiltration Processing (RIP) of Ultra High Temperature Ceramics (UHTC) into Porous C/C Composite Tubes // J. Eur. Ceram. Soc. 2011. V. 31. № 3. P. 361.
121. *Yan Ch. et al.* Zirconium Carbide, Hafnium Carbide and their Ternary Carbide Nanoparticles by an in Situ Polymerization Route // RSC Adv. 2015. № 46. P. 36520.
122. *Kannan R., Rangaraj L.* Processing and Characterization of C_f/ZrB_2–SiC–ZrC Composites Produced at Moderate Pressure and Temperature // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 2. P. 2625.
123. *Opeka M.M., Talmy I.G., Zaykoski J.A.* Oxidation-Based Materials Selection for 2000°C + Hypersonic Aerosurfaces: Theoretical Considerations and Historical Experience // J. Mater. Sci. 2004. V. 39. № 19. P. 5887.
124. *Heuer A.H., Lou V.L.K.* Volatility Diagrams for Silica, Silicon Nitride, and Silicon Carbide and Their Application to High-Temperature Decomposition and Oxidation // J. Am. Ceram. Soc. 1990. V. 73. № 10. P. 2789.
125. *Fahrenholtz W.G.* The ZrB_2 Volatility Diagram // J. Am. Ceram. Soc. 2005. V. 88. № 12. P. 3509.
126. *Shabalin I.L.* Ultra-High Temperature Materials II: Refractory Carbides I (Ta, Hf, Nb and Zr Carbides). Springer Netherlands, 2019. P. 755.
127. *Balat-Pichelin M. et al.* Catalycity of Zirconia and of ZrB_2-Based Ultra-High Temperature Ceramics // 6th Europ. Symp. Aerothermodynamics for Space Vehicles. Versailles, France, 2009. V. 659 SP.
128. *Balat-Pichelin M., Passarelli M., Vesel A.* Recombination of Atomic Oxygen on Sintered Zirconia at High Temperature in Non-Equilibrium Air Plasma // Mater. Chem. Phys. 2010. V. 123. № 1. P. 40.
129. *Vaganov A.V. et al.* Methodology of Investigation of Ultra High Temperature Ceramics Thermochemical Stability and Catalycity // AIP Conf. Proc. American Institute of Physics Inc., 2016. V. 1770.
130. *Kablov E.N. et al.* Investigation of the Oxidative Resistance of High-Temperature Coating on a SiC Material under Exposure to High-Enthalpy Flow // High Temp. 2017. V. 55. № 6. P. 873.
131. *Аппен А.А.* Температуроустойчивые неорганические покрытия. Л.: Химия, 1976. 296 с.
132. *Сазонова М.В., Баньковская И.Б. и др.* Жаростойкие защитные покрытия для углеродных материалов // Неорг. материалы. 1995. V. 31. № 8. С. 1072.
133. *Ban’kovskaya I.B., Kolovertnov D.V.* Development of Works on Creating Coatings to Protect Carbon Materials at High Temperatures (a Review of the Works Performed at Grebenshchikov Institute of Silicate Chemistry, Russian Academy of Sciences) // Glass Phys. Chem. 2017. V. 43. № 2. P. 125.
134. *Kiryukhantsev-Korneev Ph.V. et al.* Comparative Investigation of Structure, Mechanical Properties, and Oxidation Resistance of Mo–Si–B and Mo–Al–Si–B Coatings // Corros. Sci. 2017. V. 123. P. 319.
135. *Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Potanin A.Y.* Structure, Mechanical Properties, and Oxidation Resistance of $MoSi_2$, MoSiB, and MoSiB/SiBC Coatings // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2018. V. 59. № 6. P. 698.
136. *Terentieva V.S., Astapov A.N.* Conceptual Protection Model for Especially Heat-Proof Materials in Hypersonic Oxidizing Gas Flows // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2018. V. 59. № 6. P. 709.
137. *Astapov A.N., Rabinskiy L.N.* Investigation of Destruction Mechanisms for Heat-Resistant Coatings in Hypersonic Flows of Air Plasma // Solid State Phenomena. 2017. V. 269. P. 14.
138. *Yurishcheva A.A. et al.* High Temperature Coatings for Oxidation and Erosion Protection of Heat-Resistant Carbonaceous Materials in High-Speed Flows // Key Eng. Mater. 2018. V. 771. P. 103.
139. *Lifanov I.P., Yurishcheva A.A., Astapov A.N.* High-Temperature Protective Coatings on Carbon Composites // Russ. Eng. Res. 2019. V. 39. № 9. P. 804.
140. *Huang J.-F. et al.* Influence of the Preparation Temperature on the Phase, Microstructure and Anti-Oxidation Property of a SiC Coating for C/C Composites // Carbon. 2004. V. 42. № 8. P. 1517.
141. *Wang Y.J. et al.* Ablative Property of HfC-Based Multilayer Coating for C/C Composites under Oxy-Acetylene Torch // Appl. Surf. Sci. 2011. V. 257. № 10. P. 4760.
142. *Wang Y. et al.* SiC/HfC/SiC Ablation Resistant Coating for Carbon/Carbon Composites // Surf. Coat. Technol. 2012. V. 206. P. 3883.

143. *Liu Q. et al.* The Oxidation Behavior of SiC–ZrC–SiC-Coated C/SiC Minicomposites at Ultrahigh Temperatures // J. Am. Ceram. Soc. 2010. V. 93. P. 3990.
144. *Wu H. et al.* $MoSi_2$-Based Oxidation Protective Coatings for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites Prepared by Supersonic Plasma Spraying // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. V. 30. № 15. P. 3267.
145. *Wang Y-J. et al.* Ablation Behaviour of a TaC Coating on SiC Coated C/C Composites at Different Temperatures // Ceram. Int. 2013. V. 39. № 1. P. 359.
146. *Wu H. et al.* Microstructures and Ablation Resistance of ZrC Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites Prepared by Supersonic Plasma Spraying // J. Therm. Spray Technol. 2011. V. 20. P. 1286.
147. *Yang Y. et al.* Ablation Resistance of HfC–SiC Coating Prepared by Supersonic Atmospheric Plasma Spraying for SiC-Coated C/C Composites // Ceram. Int. 2016. V. 42. № 4. P. 4768.
148. *Yang Y. et al.* HfC–ZrC–SiC Multiphase Protective Coating for SiC-Coated C/C Composites Prepared by Supersonic Atmospheric Plasma Spraying // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 1. Pt. B. P. 1495.
149. *Yang Y. et al.* Ablation Mechanism of HfC–HfO_2 Protective Coating for SiC-Coated C/C Composites in an Oxyacetylene Torch Environment // J. Mater. Sci. Technol. 2017. V. 33. № 10. P. 1195.
150. *Yang Y. et al.* Ablation-Resistant Composite Coating of HfC–TaC–SiC for C/C Composites Deposited by Supersonic Atmospheric Plasma Spraying // J. Ceram. Sci. Technol. 2015. V. 7. № 4. P. 379.
151. *Pan X. et al.* Long Time Ablation Behaviors of Designed ZrC–SiC–TiC Ternary Coatings for Environments above 2000°C // Corros. Sci. 2020. V. 170. P. 108645.
152. *Tao Liu et al.* Ablation Resistance of ZrC–$MoSi_2$/ZrC–SiC Double-Layered Coating in a Plasma Flame // Corros. Sci. 2018. V. 145. P. 239.
153. *Wang P. et al.* HfB_2–SiC–$MoSi_2$ Oxidation Resistance Coating Fabricated Through in-situ Synthesis for SiC Coated C/C Composites // J. Alloys Compd. 2017. V. 722. P. 69.
154. *Pan X. et al.* Effect of Tungsten-Containing Additives (WB/WSi_2/W) on Ablation Behavior of ZrB_2–SiC Coating // Corros. Sci. 2020. V. 168. P. 108560.
155. *Jia Yujun. et al.* Ablation Behavior of Rare Earth La-Modified ZrC Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites under an Oxyacetylene Torch // Corros. Sci. 2016. V. 104. P. 61.
156. *Jia Yujun et al.* Effect of LaB_6 Content on the Gas Evolution and Structure of ZrC Coating for Carbon/Carbon Composites During Ablation // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 4. P. 3601.
157. *Jia Yujun et al.* Ablation Behavior of ZrC-La_2O_3 Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites under an Oxyacetylene Torch // Ceram. Int. 2016. V. 42. № 12. P. 14236.
158. *Wang Shengxue et al.* Deposition of SiC/$La_2Zr_2O_7$ Multi-Component Coating on C/SiC Substrate by Combining Sol-Gel Process and Slurry // Surf. Coat. Technol. 2016. V. 302. P. 383.
159. *Astapov A.N. et al.* Kinetics and Mechanism of High-Temperature Oxidation of the Heterophase $ZrSi_2$–$MoSi_2$–ZrB_2 Ceramics // Ceram. Int. 2019. V. 45. № 5. P. 6392.
160. *Wang L. et al.* Supersonic Plasma Sprayed $MoSi_2$–ZrB_2 Antioxidation Coating for SiC–C/C Composites // Surf. Eng. 2016. V. 32. № 7. P. 508.
161. *Kaiser A., Lobert M. u Telle R.* Thermal Stability of Zircon ($ZrSiO_4$) // J. Eur. Ceram. Soc. 2008. V. 28. № 11. P. 2199.
162. *Jia Yujun et al.* Effect of LaB_6 Content on the Gas Evolution and Structure of ZrC Coating for Carbon/Carbon Composites During Ablation // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 4. P. 3601.
163. *Zhang Yulei et al.* SiC/ZrB_2–SiC–ZrC Multilayer Coating for Carbon/Carbon Composites Against Ablation // Surf. Coat. Technol. 2016. V. 300. P. 1.
164. *Yao X. et al.* Oxidation and Mechanical Properties of SiC/SiC–$MoSi_2$–ZrB_2 Coating for Carbon/Carbon Composites // J. Mater. Sci. Technol. 2014. V. 30. № 2. P. 123.
165. *Ren X. et al.* TaB_2–SiC–Si Multiphase Oxidation Protective Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites // J. Eur. Ceram. Soc. 2013. V. 33. № 15. P. 2953.
166. *Feng T. et al.* Oxidation and Ablation Resistance of the ZrB_2–$CrSi_2$–Si/SiC Coating for C/C Composites at High Temperature // J. Alloys Compd. 2016. V. 662. P. 302.
167. *Ren X. et al.* Oxidation Resistant Graded Multiphase Coating for Carbon/Carbon Composites // Surf. Coat. Technol. 2013. V. 232. P. 821.
168. *Jia Yujun et al.* A ZrC–SiC/ZrC–LaB_6/ZrC Multilayer Ablation Resistance Coating for SiC-Coated Carbon/Carbon Composites // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 309. P. 545.
169. *Zou Binglin et al.* Oxidation Protection of Carbon/Carbon Composites with a Plasma-Sprayed ZrB_2–SiC–Si/Yb_2SiO_5/$LaMgAl_{11}O_{19}$ Coating During Thermal Cycling // J. Eur. Ceram. Soc. 2015. V. 35. № 7. P. 2017.
170. *Feng T. et al.* Oxidation and Ablation Resistance of ZrB_2–SiC–Si/B-Modified SiC Coating for Carbon/Carbon Composites // Corros. Sci. 2013. V. 67. P. 292.
171. *Tkachenko L.A., Shaulov A.Yu., Berlin A.A.* High-Temperature Protective Coatings for Carbon Fibers // Inorg. Mater. 2012. V. 48. № 3. P. 213.
172. *Yang X., Chen Zhao-hui, Feng C.* High-Temperature Protective Coatings for C/SiC Composites // J. Asian Ceram. Soc. 2014. V. 2. № 4. P. 305.
173. *Astapov A.N., Lifanov I.P., Rabinskiy L.N.* Perspective Heat-Resistant Coating for Protection of C_f/SiC Composites in Air Plasma Hypersonic Flow // High Temp. 2019. V. 57. № 5. P. 744.
174. *Carney C.M., Key T.S.* Comparison of the Oxidation Protection of HfB_2 Based Ultra-High Temperature Ceramics by the Addition of SiC or $MoSi_2$ // Developments in Strategic Materials and Computational Design. V. 38th Int. Conf. on Advanced Ceramics and Composites (ICACC). Daytona Beach, FL, USA: Amer. Ceramic. Soc., 2015. P. 261.
175. *Terauds K.* Processing, Structure and High Temperature Oxidation Properties of Polymer Derived and Hafnium Oxide Based Ceramic Systems. PhD Thesis. University of Colorado at Boulder, 2014.
176. *Potanin A.Yu. et al.* High-Temperature Oxidation and Plasma Torch Testing of $MoSi_2$–HfB_2–MoB Ceramics with Single-Level and Two-Level Structure // Corros. Sci. 2019. V. 158. P. 108074.

177. *Silvestroni L. et al.* Understanding the Oxidation Behavior of a ZrB_2–$MoSi_2$ Composite at Ultra-High Temperatures // Acta Mater. 2018. V. 151. P. 216.
178. *Wei-Ming Guo, Guo-Jun Zhang.* Oxidation Resistance and Strength Retention of ZrB_2–SiC Ceramics // J. Eur. Ceram. Soc. 2010. V. 30. № 11. P. 2387.
179. *Gao B. et al.* Zr-Doped TiO_2 for Enhanced Photocatalytic Degradation of Bisphenol A // Appl. Catalysis A-General FEB. 2010. V. 375. № 1. P. 107.
180. *Oluwabi A.T. et al.* Effect of Zr Doping on the Structural and Electrical Properties of Spray Deposited TiO_2 thin Films // 17th Baltic Polymer Symp., Tallinn Univ Technol, Innovat & Business Ctr, Tallinn, Estonia, Sep. 21–22, 2017. Proc. Estonian Acad. Sci. 2018. V. 67. № 2. P. 147.
181. *Gild J. et al.* High-Entropy Metal Diborides: A New Class of High-Entropy Materials and a New Type of Ultrahigh Temperature Ceramics // Sci. Rep. 2016. V. 6. P. 37946.
182. *Mayrhofer P.H. et al.* High-Entropy Ceramic thin Films; A Case Study on Transition Metal Diborides // Scripta Mater. 2018. V. 149. P. 93.
183. *Jiang Y. et al.* Oxidation and Ablation Protection of Multiphase $Hf_{0.5}Ta_{0.5}B_2$–SiC–Si Coating for Graphite Prepared by Dipping-Pyrolysis and Reactive Infiltration of Gaseous Silicon // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 459. № 30. P. 527.
184. *Lipke D.W. et al.* Ultra-High Temperature Oxidation of a Hafnium Carbide-Based Solid Solution Ceramic Composite // Corros. Sci. 2014. V. 80. P. 402.
185. *Wang Haoxuan et al.* Oxidation Behavior of $(Hf_{0.2}Ta_{0.2}Zr_{0.2}Ti_{0.2}Nb_{0.2})C$-xSiC Ceramics at High Temperature // Ceram. Int. 2020. V. 46. № 8. Pt. A. P. 11160.
186. *Shan J. et al.* Elastic and Thermodynamic Properties of High Entropy Carbide (HfTaZrTi)C and (HfTaZrNb)C from ab Initio Investigation // Ceram. Int. 2020. V. 46. № 10. Pt. A. P. 15104.
187. *Liu D. et al.* Phase Evolution and Properties of (VNbTaMoW)C High Entropy Carbide Prepared by Rreaction Synthesis // J. Eur. Ceram. Soc. 2020. V. 40. № 8. P. 2746.
188. *Gild J. et al.* A High-Entropy Silicide: $(Mo_{0.2}Nb_{0.2}Ta_{0.2}Ti_{0.2}W_{0.2})Si_2$ // J. Materiomics. 2019. V. 5. № 3. P. 337.
189. *Ping-Kang Huang, Jien-Wei Yeh.* Effects of Substrate Bias on Structure and Mechanical Properties of (AlCrNbSiTiV)N Coatings // J. Phys. D: Appl. Phys. 2009. V. 42. № 11. P. 115401.
190. *Shen W.J. et al.* Superior Oxidation Resistance of $(Al_{0.34}Cr_{0.22}Nb_{0.11}Si_{0.11}Ti_{0.22})(50)N$-50 High-Entropy Nitride // J. Electrochem. Soc. 2013. V. 160. № 11. P. 531.
191. *Zeng Y. et al.* Ablation-Resistant Carbide $Zr_{0.8}Ti_{0.2}C_{0.74}B_{0.26}$ for Oxidizing Environments up to 3000°C // Nat. Commun. 2017. V. 8. P. 15836.
192. *Алямовский С.И., Зайнулин Ю.Г., Швейкин Г.П.* Оксикарбиды и оксинитриды металлов IVA и VA подгрупп. М.: Наука, 1981. 144 с.
193. *Ya-lei Wang et al.* Structural Evolution and Ablation Mechanism of a Hafnium Carbide Coating on a C/C Composite in an Oxyacetylene Torch Environment // Corros. Sci. 2012. V. 61. P. 156.
194. *Xu Jingjun et al.* Ultra-High Temperature Oxidation Behavior of Micro-Laminated ZrC/$MoSi_2$ Coating on C/C Composite // Corros. Sci. 2018. V. 132. P. 161.
195. *Gasparrini C. et al.* Zirconium Carbide Oxidation: Kinetics and Oxygen Diffusion Through the Intermediate Layer // J. Am. Ceram. Soc. 2018. V. 101. № 6. P. 2638.
196. *Wangping Wu et al.* Tungsten and Iridium Multilayered Structure by DGP as Ablation-Resistance Coatings for Graphite // Appl. Surf. Sci. 2011. V. 257. № 16. P. 7295.
197. *Zhu L., Bai Sh., Zhang H., Ye Yi., Tong Yo.* Comparative Investigation of Iridium Coating Electrodeposited on Molybdenum, Rhenium and C/C Composite Substrates in Molten Salt in the Air Atmosphere // Phys. Proc. 2013. V. 50. P. 238.
198. *Бакланова Н.И., Лозанов В.В. и др.* Особенности поведения некоторых тугоплавких соединений гафния и тантала в потоках плазмы // Неорг. материалы. 2019. V. 55. № 3. P. 257.
199. *Формалев В.Ф., Колесник С.А.* Математическое моделирование сопряженного теплопереноса между вязкими газодинамическими течениями и анизотропными телами. М.: URSS, 2019. 316 с.
200. *Формалев В.Ф.* Теплоперенос в анизотропных твердых телах. М.: Физматлит, 2015. 274 с.
201. *Roberts N.A., Walker D.G.* A Review of Thermal Rectification Observations and Models in Solid Materials // Int. J. Therm. Sci. 2011. V. 50. P. 648.
202. *Wehmeyer G. et al.* Thermal Diodes, Regulators, and Switches: Physical Mechanicsms and Potential Applications // Appl. Phys. Rev. 2017. V. 4. P. 041304.
203. *Walker D.G.* Thermal Rectification Mechanisms Including Nanocontinuum Effects // Proc. of the Joint ASME – ISHMT Heat Transfer Conf. IIT. Guwahati, India, 2006.
204. *Lo W., Wang B., Li B.* Thermal Transistor: Heat Flux-Switching and Modulating // J. Phys. Soc. Jpn. 2008. V. 77. P. 054402.
205. *Cuansing E.C., Wang J.C.* Transient Behavior of Heat Transport in a Thermal Switch // Phys. Rev. B. 2010. V. 81. P. 052302.
206. *Starr C.* The Copper Oxide Rectifier // J. Appl. Phys. 1935. V. 7. P. 15.
207. *Dos Santos A.M.B.* Methods and Mechanisms for Thermal Semiconduction. US Patent № US 2009/0194263 A1, 2009.
208. *Dos Santos A.M.B.* Thermal Semiconductor Systems – an Innovative Conduction Heat Transfer Application // Thermal Conductivity 30: Thermal Expansion 18: Joint Conf. Aug. 29–Sept. 2. 2009. Pittsburgh, Pennsylvania, USA: DEStech Publ., Inc., 2010. P. 354.
209. *Dos Santos A.M.B.* Experimental Evidence of the Working Principle of Thermal Diodes Based on Thermal Stress and Thermal Contact Conductance // Int. J. Heat Mass Transfer. 2014. V. 73. P. 354.
210. *Kobayashi W., Teraoka Y., Terasaki I.* An Oxide Thermal Rectifier // Appl. Phys. Lett. 2009. V. 95. P. 171905-1.
211. *Rogolino P., Cimmelli V.A.* Fitting Thermal Conductivity and Optimizing Thermoelectric Efficiency in Si_cGe_{1-c} Nanowires // Mathematics and Computers in Simulation. 2020. V. 176. P. 279.
212. *Maldovan M.* Sound and Heat Revolutions in Phononics // Nature. 2013. V. 503. P. 209.
213. *Carlomagno I., Cimmelli V., Jou D.* Heat Flux Rectification in Graded Si_cGe_{1-c}: Longitudinal and Radial Heat Flows // Phys. E. 2017. V. 90. P. 149.

214. *Jou D., Carlomagno I., Cimmelli V.A.* A Thermodynamic Model for Heat Transfer and Thermal Wave Propagation // Phys. E: Low-Dimensional Systems and Nanostructures. 2017. V. 73. P. 242.
215. *Jou D., Carlomagno I., Cimmelli V.A.* Rectification of Low-Frequency Thermal Waves in Graded Si_cGe_{1-c} // Phys. Lett. A. 2016. V. 380. P. 1824.
216. *Cooper M.Q., Mikic B., Yovanovich M.M.* Thermal Contact Conductance // Int. J. Heat Mass Transfer. 1969. V. 12. P. 279.
217. *Chumak K., Martynyak R.* Thermal Rectification between Two Thermoelastic Solids with a Parabolic Array of Rough Zones at the Interface // Int. J. Heat Mass Transfer. 2012. V. 55. P. 5603.
218. *Chang C.W. et al.* Solid-State Thermal Rectifier // Science. 2006. V. 314. P. 1121.
219. *Zhao J. et al.* Thermal Rectification Enhancement of Bi-Segment Thermal Rectifier Based on Stress-induced Interface Thermal Contact Resistance // Appl. Therm. Eng. 2020. V. 176. P. 115410.
220. *Sadat H., le Dez V.* On the Thermal Rectification Factor in Steady Heat Conduction // Mech. Res. Commun. 2016. V. 76. P. 48.
221. *Pereira E.* Sufficient Conditions for Thermal Rectification in Graded Materials // Phys. Rev. E. 2011. V. 83. P. 031106.
222. *Wang J., Pereira E., Casati G.* Thermal Rectification in Graded Materials // Phys. Rev. E. 2012. V. 86. P. 010101.
223. *Shih T.M. et al.* Maximal Rectification Ratios for Idealized Bi-Segment Thermal Rectifiers // Sci. Rep. 2015. V. 5. № 1. P. 12677.
224. *Zhang Z. et al.* Transition of Thermal Rectification in Silicon Nancones // Appl. Therm. Eng. 2016. V. 102. P. 1075.
225. *Yang N., Zheng G., Li B.* Carbon Nanocone: a Promising Thermal Rectifier // Appl. Phys. Lett. 2008. V. 93. P. 243111.
226. *Sawaki D. et al.* Thermal Rectification in Bulk Materials with Asymmetric Shape // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 98. P. 081915.
227. *Majumdar A., Reddy P.* Role of Electron-Phonon Coupling in Thermal Conductance of Metalnonmetal Interfaces // Appl. Phys. Lett. 2004. V. 84. № 23. P. 4768.
228. *Terraneo M., Peyrard M., Casati G.* Controlling the Energy Flow in Nonlinear Lattices: a Model for a Thermal Rectifier // Phys. Rev. Lett. 2002. V. 88. № 9. P. 4302-1.
229. *Li B., Lan J., Wang L.* Interface Thermal Resistance between Dissimilar Anharmonic Lattices // Phys. Rev. Lett. 2005. V. 95. P. 104302.
230. *Hu B., Yang L., Zhang Y.* Antisymmetric Heat Conduction in Nonlinear Lattices // Phys. Rev. Lett. 2006. V. 97. P. 124302.
231. *Li B., Wang L., Casati G.* Thermal Diode: Rectification of Heat Flux // Phys. Rev. Lett. 2004. V. 93. P. 184301.
232. *Yang N. et al.* Thermal Rectification and Negative Differential Thermal Resistance in Lattices with Mass Gradient // Phys. Rev. B. 2007. V. 76. P. 020301.
233. *Zhang C., Guo Z., Chen S.* Radial Thermal Rectifiation in Concentric Silicon Ring from Ballistic to Diffusive Regime // Int. J. Heat Mass Transfer. 2020. V. 153. P. 119665.
234. *Sgouros A.P. et al.* Temperature Profiles and Thermal Conductivities of Nanostructured Transition Metal Dichalcogenides // Int. J. Heat Mass Transfer. 2019. V. 140. P. 579.
235. *Criado-Sancho M. et al.* Theoretical Analysis of Thermal Rectification on a Bulk Si / Nanoporpus Si // Phys. Lett. A. 2012. V. 376. № 19. P. 1641.
236. *Criado-Sancho M., Alvarez F.X., Jou D.* Thermal Rectification in Inhomogeneous Nanoporous Si Devices // J. Appl. Phys. 2013. V. 114. P. 053512.
237. *Yosefi F., Khoeini F., Rajabpour A.* Thermal Conductivity and Thermal Rectification of Nanoporous Graphene: a Molecular Dynamics Simulation // Int. J. Heat Mass Transfer. 2020. V. 146. P. 118884.
238. *Cao H.Y., Xiang H., Gong X.G.* Unexpected Large Thermal Rectification in Asymmetric Grain Boundary of Graphene // Solid State Commun. 2012. V. 152. P. 1807.
239. *Olayinka-Olatuni-Ojo A., Boetcher S.K.S., Cundari T.R.* Thermal Conduction Analysis of Layered Functionally Graded Materials // Comput. Mater. Sci. 2012. V. 54. P. 329.
240. *Carlomagno I., Cimmelli V.A., Jou D.* Computational Analysis of Heat Rectification in Composition Graded Systems. From Macro- to Nanoscale // Phys. B. 2016. V. 481. P. 244.
241. *Maxwell J.C.* On the Dynamical Theory of Gases // Phil. Trans. Soc. Lond. 1867. V. 157. P. 49.
242. *Nernst W.* Die Theoretische Gru¨ndlagen des Warmestatzes. Halle: Knapp, 1917.
243. *Onsager L.* Reciprocal Relations in Irreversible Processes // Phys. Rev. 1931. V. 37. P. 405.
244. *Landau L.* The Theory of Superfluidity of Helium II // J. Phys. 1941. V. 5. P. 71.
245. *Tisza L.* Sur La Superconductivit'e Thermique de l'Helium II Liquide et La Statistique de Bos'eEinstein // C.R. Acad. Sci. 1938. V. 207. № 22. P. 1035.
246. *Peshkov V.* Second Sound in Helium II // J. Phys. 1944. V. 8. P. 381.
247. *Band W., Meyer L.* Second Sound and the Heat Conductivity in Helium II // Phys. Rev. 1948. V. 73. P. 226.
248. *Osborne D.T.V.* Propagation of Second Sound below 1 K // Low Temp. Phys. NBS (US) Circular. 1950. V. 519.
249. *Peshkov V.* // Int. Conf. in Fund. Particles and Low Temperatures. Cavendish Laboratory. Cambridge: Taylor & Francis, 1946.
250. *Joseph D.T.D., Preziosi L.* Heat Waves // Rev. Mod. Phys. 1989. V. 61. P. 41.
251. *Cattaneo C.* Sulla Conduzione Del Calore // Atti del Semin. Mat. Fiz. V. 3. Modena: Univ. Modena, 1948. P. 3.
252. *Grad H.* Handbuch der Physik / Ed. S. Flügge. V. 12. Berlin: Springer, 1958. P. 205.
253. *Bubnov V.A.* Wave Concepts in the Theory of Heat // Int. J. Heat Mass. Transfer. 1974. V. 19. P. 175.
254. *Vernotte P.* Les Paradoxes de la Th'eorie Continue de L'equation de la Chaleur // C.R. Acad. Sci. 1958. V. 246. P. 3154.
255. *Vernotte P.* La V'eritable Equation de la Chaleur // C.R. Acad. Sci. 1958. V. 247. P. 2103.
256. *Morse P.M., Feschbach H.* Methods of Theoretical Physics. V. 1. N.Y.: McGraw–Hill, 1953.
257. *Goldstein S.* On Diffusion by Discontinuous Movements and on the Telegraph Equation // Q. J. Mech. Appl. Math. 1951. V. 4. № 2. P. 129.

258. *Kaliski S.* Wave Equation for Heat Conduction // Bull. Acad. Pol. Sci. 1965. V. 4. № 13. P. 211.
259. *Guyer R.A., Krumhansl J.A.* Dispersion Relation for Second Sound in Solids // Phys. Rev. 1964. V. 133. P. A1411.
260. *Guyer R.A., Krumhansl J.A.* Solution of the Linearized Phonon Boltzmann Equation // Phys. Rev. 1966. V. 148. P. 766.
261. *Kwok P.* Dispersion and Damping of Second Sound in Nonisotropic Solids // Physics. 1967. V. 3. P. 221.
262. *Maurer M.J.* Relaxation Model for Heat Conduction in Metals // J. Appl. Phys. 1969. V. 40. P. 5123.
263. *Beck H.* Dynamical Proerties of Solids / Eds. Horton K., Maraudin A.A. V. 2. Amsterdam: North-Holland, 1975. P. 205.
264. *Gurtin M.A., Pipkin A.C.* A General Theory if Heat Conduction with Finite Wave Speeds // Arch. Rat. Mech. Anal. 1968. V. 31. P. 113.
265. *Joseph D.D., Narain A., Riccius O.* Shear-Wave Moduli and Elastic Moduli for Diferent Liquids. Pt. I: Theory // Fluid Mech. 1986. V. 171. P. 289.
266. *Nunziato J.W.* On Heat Conduction in Materials with Memory // Quart. Appl. Math. 1971. V. 29. P. 187.
267. *Cattaneo C.* Sur Une Forme de L'equation fe la Chaleur Eliminant le Paradoxe d'une Propagation Instantanee // Comptes Rendus. 1958. V. 247. № 4. P. 431.
268. *Vernotte P.* Sur Quelques Complications Possibles Dans Les Phenomenes de Conduction de la Chaleur // C.R. Acad. Sci. 1961. V. 252. P. 2190.
269. *Narayan A., Joseph D.D.* Linearized Dynamics for Step Jumps of Velocity and Displacement of Shearing Flows of a Simple Fluid // Rheol. Acta. 1982. V. 21. P. 228.
270. *Coleman B.D., Noll W.* An Approximation Theorem for Functionals with Applications in Continuum Mechanics // Arch. Rat. Mech. Anal. 1960. V. 6. P. 355.
271. *Saut J.C., Joseph D.D.* Fading Memory // Arch. Rat. Mech. Anal. 1983. V. 81. P. 53.
272. *Domenico M.D., Jou D., Sellitto A.* Nonlinear Heat Waves and Some Analogies with Nonlinear Optics // Int. J. Heat Mass Transfer. 2020. V. 156. P. 119888.
273. *Joseph D.D., Preziosi L.* Addendum to the Paper on Heat Waves // Rev. Mod. Phys. 1990. V. 62. P. 375.
274. *Ozisik M.N., Tzou D.Y.* On the Wave Theory in Heat Conduction // J. Heat Transfer. 1994. V. 116. № 3. P. 526.
275. *Tzou D.Y.* The Generalized Lagging Response in Small-Scale and High-Rate Heating // Int. J. Heat Mass Transfer. 1995. V. 38. № 17. P. 3231.
276. *Qiu T.Q., Tien C.L.* Heat Transfer Mechanisms During Short-Pulse Laser Heating of Metals // J. Heat Transfer. 1993. V. 115. P. 835.
277. *Tzou D.Y.* An Engineering Assessment of the Relaxation Time in the Thermal Wave Theory // Int. J. Heat Mass Transfer. 1993. V. 36. P. 1845.
278. *Ismagilov R.S., Rautian N.A., Vlasov V.V.* Examples of Very Unstable Linear Partial Functional Differential Equations. arXiv:1402.4107. V 1. 17 Feb. 2014.
279. *Liouville I.* Sur le Developpement des Fonctions Ou Parties en Series Dont Les Divers Termes Sont Assujettes a Satisfaire a Une Meme Equation Differentielle du Second Ordre Contenant Une Parametre Variable // J. Math. Pure Appl. 1837. V. 2. P. 16.
280. *Horn J.* Uber Eine Lineare Differentialgleichung Zweiter Ordnung Mit Einem Willkuriichen Parameter // Math. Ann. 1899. V. 52. P. 340.
281. *Prandtl L.* Uber Flussigkeitsbewegung Her Sehr Kleiner Reibung // Verk. d. III Int. Math. Kongr. 1904. Heidelberg: Teubner, 1905. P. 484.
282. *Schlesinger L.* Über asymptotische darstellungen der lösungen linearer differential systeme als funktionen eines parameters // Math. Ann. 1907. V. 63. P. 277.
283. *Birkhoff G.D.* On the Asymptotic Character of the Solutions of Certain Linear Differential Equations Containing a Parameter // Trans. Amer. Math. Soc. 1908. V. 9. P. 219.
284. *Tzou D.Y.* Annual Review of Heat Transfer / Ed. Tien C.-L. Washington, DC: Hemisphere, 1992. P. 111.
285. *Зельдович Я.Б., Компанеец А.С.* Сборник, посвященный семидесятилетию акад. А.Ф. Иоффе / Под ред. Лукирского П.И. М.: Изд-во АН СССР, 1950. 63 с.
286. *Шашков А.Г., Бубнов А.В., Яновский С.Ю.* Волновые явления теплопроводности. М.: УРСС, 2004. 248 с.
287. *Зельдович Я.В., Райзер Ю.П.* Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. М.: Наука; Физматлит, 1966. Изд. 2-е доп. 688 с.
288. *Формалев В.Ф., Рабинский Л.Н.* Волновой теплоперенос в анизотропном пространстве с нелинейными характеристиками // ТВТ. 2014. Т. 52. № 5. С. 704.
289. *Формалев В.Ф., Кузнецова Е.Л., Рабинский Л.Н.* Локализация тепловых возмущений в нелинейных анизотропных средах с поглощением // ТВТ. 2015. Т. 53. № 4. С. 579.
290. *Formalev V.F., Kolesnik S.A.* Analytical Investigation of Heat Transfer in an Anisotropic Band with Heat Fluxes Assigned at the Boundaries // J. Eng. Phys. Thermophys. 2016. V. 89. № 4. P. 975.
291. *Формалев В.Ф., Колесник С.А., Кузнецова Е.Л., Рабинский Л.Н.* Тепломассоперенос в теплозащитных композиционных материалах в условиях высокотемпературного нагружения // ТВТ. 2016. Т. 54. № 3. С. 415.
292. *Формалев В.Ф., Колесник С.А., Кузнецова Е.Л.* Нестационарный теплоперенос в анизотропном полупространстве в условиях теплообмена с окружающей средой, имеющей заданную температуру // ТВТ. 2016. Т. 54. № 6. С. 876.
293. *Formalev V.F. et al.* On the Features of Heat Transfer in Anisotropic Regions with Discontinuous Thermal-Physical Characteristics // Int. J. Pure Appl. Math. 2016. V. 111. № 2. P. 303.
294. *Formalev V.F., Kolesnik S.A.* On Inverse Coefficient Heat-Conduction Problems on Reconstruction of Nonlinear Components of the Thermal-Conductivity Tensor of Anisotropic Bodies // J. Eng. Phys. Thermophys. 2017. V. 90. № 6. P. 1302.
295. *Формалев В.Ф., Колесник С.А., Кузнецова Е.Л.* Нестационарный теплоперенос в пластине с анизотропией общего вида при воздействии импульсных источников теплоты // ТВТ. 2017. Т. 55. № 5. С. 788.
296. *Formalev V.F., Kolesnik S.A., Kuznetsova E.L.* Analytical Study on Heat Transfer in Anisotropic Space with Thermal Conductivity Tensor Components Depend-

ing on Temperature // Periodico Tche Quimica. 2018. V. 15. P. 426.
297. *Formalev V.F., Kolesnik S.A.* Temperature-Dependent Anisotropic Bodies Thermal Conductivity Tensor Components Identification Method // Int. J. Heat Mass Transfer. 2018. V. 123. P. 994.
298. *Формалев В.Ф., Колесник С.А., Кузнецова Е.Л.* Волновой теплоперенос в ортотропном полупространстве под действием нестационарного точечного источника тепловой энергии // ТВТ. 2018. Т. 56. № 5. С. 756.
299. *Formalev V.F., Kolesnik S.A.* Heat Transfer in a Half-Space with Transversal Anisotropy Under the Action of a Lumped Heat Source // J. Eng. Phys. Thermophys. 2019. V. 92. № 1. P. 52.
300. *Wang B.L., Han J.C.* A Crack in a Finite Medium under Transient Non-Fourier Heat Conduction // Int. J. Heat Mass Transfer. 2012. V. 55. P. 4631.
301. *Chang D.M., Wang B.L.* Transient Thermal Fracture and Crack Growth Behavior in Brittle Media Based on Non-Fourier Heat Conduction // Eng. Fracture Mech. 2012. V. 94. P. 29.
302. *Guo S.L., Wang B.L.* Thermal Shock Fracture of a Cylinder with a Penny-Shaped Crack Based on Hyperbolic Heat Conduction // Int J. Heat Mass Transfer. 2015. V. 91. P. 235.
303. *Hu K.Q., Chen Z.T.* Transient Heat Conduction Analysis of a Cracked Half-Plane Using Dual=Phase-Lag Theory // Int. J. Heat Mass Transfer. 2013. V. 62. P. 445.
304. *Fu J. et al.* Non-Fourier Thermoelastic Behavior of a Hollow Cylinder Woth an Embedded or Edge Circumferential Crack // Eng. Fracture Mech. 2014. V. 128. P. 103.
305. *Zhang X.Y., Li X.F.* Thermal Shock Fracture of a Cracked Thermoelastic Plate Based on Timefractional Heat Conduction // Engrg. Fracture Mech. 2017. V. 171. P. 22.
306. *Ramadan K., Al-Nimr M.A.* Analysis of Transient Heat Transfer in Multilayer Thin Films with Nonlinear Thermal Boundary Resistance // Int. J. Therm. Sci. 2009. V. 48. P. 1718.
307. *Ciarletta M., Sellitto A., Tibullo B.* Heat-Pulse Propagation in Functionally Graded Thin Layers // Int. J. Eng. Sci. 2017. V. 119. P. 78.
308. *Kales I., Conker C.* Transient Hyperbolic Heat Conduction in Thick-Walled FGM Cylinders and Spheres with Exponentially-Varying Properties // Eur. J. Mech. A. 2011. V. 30. P. 449.
309. *Иванов Д.С. и др.* Механика элементов конструкций из углерод-углеродных композитов // Всерос. съезд по теор. и прикл. механике. Нижний Новгород, 2006. С. 98.
310. *Иванов С.Г., Рочев И.Н.* Анализ НДС в плоской задаче теории упругости для конструкции из 3-D ортогонально-армированных УУКМ // Тез. докл. 28-й науч.-техн. конф. Пермск. гос. техн. ун-та по результатам НИР. Пермь, 1995. С. 22.
311. *Zenlong Gu, Jianfeng Chen.* Prediction of Notched Strength of 3D Carbon Carbon Materials under Tension with Large Off-Axis Angle. Pt I // J. Compos. Mater. 1990. V. 24. № 9. P. 957.
312. *Иванов С.Г., Соловьев Ю.В., Токарева Н.В.* Модели термомеханики углерод-углеродных композитов для оптимизации пространственных схем армирования // Всерос. съезд по теор. и прикл. механике. Пермь, 2001. С. 289.
313. *Акбаров С.Д., Коскер Р., Симсек К.* Распределение напряжений в упругом теле с локально искривленным волокном в геометрически нелинейной постановке // Механика композитных материалов. 2005. Т. 41. № 4. С. 433.
314. *Татарников О.В. и др.* Прочность тел вращения из пространственно армированных углерод-углеродных композитов // Механика композитных материалов. 1992. Т. 5. С. 627.
315. *Димитриенко Ю.И.* Технологические напряжения в углерод-углеродных композитных материалах // Механика композитных материалов. 1991. Т. 6. С. 1030.
316. *Берестова С.А.* Прочность 3D и 4D пространственно армированных композитов // Механика композиционных материалов и конструкций. 2005. Т. 11. № 2. С. 169.
317. *Волоховская О.А., Подалков В.В.* О концентрации напряжений в стохастических композитах и оценке их локальной прочности // Вестн. МЭИ. 2002. № 3. С. 12.
318. *Chekalkin A.A., Kotov A.G., Sokolkin Y.V.* Multiscale Computing Mechanics of Carbon-Carbon Composites // 19th Int. Congr. Theor. Appl. Mech. Kyoto. 1996. P. 264.
319. *Шагивалеев Р.Ф., Яруллин Р.Р.* Использование метода подмоделирования при расчете цилиндра с полуэллиптической трещиной // Тр. Академэнерго. 2006. № 4. С. 87.
320. *Liu X. et al.* A Unified Approach for Thermoelastic Constitutive Modeling of Composite Structures // Composites. Part B. 2019. V. 172. P. 649.
321. *Rouf Khizar, Liu X., Yu W.* Multiscale Structural Analysis of Textile Composites Using Mechanics of Structure Genome // Int. J. Solids Struct. 2018. V. 136–137. P. 89.
322. *Rique Orzuri et al.* Constitutive Modeling for Time- and Temperature-Dependent Behavior of Composites // Composites. Part B. 2020. V. 184. P. 107726.
323. *Malekimoghadam R., Icardi U.* Prediction of Mechanical Properties of Carbon Nanotube–Carbon Fiber Reinforced Hybrid Composites Using Multi-Scale Finite Element Modelling // Composites. Part B. 2019. V. 177. P. 107405.
324. *Pourasghar A., Chen Z.* Hyperbolic Heat Conduction and Thermoelastic Solution of Functionally Graded CNT Reinforced Cylindrical Panel Subjected to Heat Pulse // Int. J. Solids Struct. 2019. V. 163. P. 117.
325. *Alibeigloo A.* Coupled Thermoelasticity Analysis of Carbon Nano Tube Reinforced Composite Rectangular Plate Subjected to Thermal Shock // Composites. Part B. 2018. V. 153. P. 445.
326. *Safaei B. et al.* Thermoelastic Behavior of Sandwich Plates with Porous Polymeric Core and CNT Clusters/Polymer Nanocomposite Layers // Compos. Struct. V. 226. P. 111209.
327. *Krysko A.V. et al.* Topological Optimization of Thermoelastic Composites with Maximized Stiffness and Heat Transfer // Composites. Part B. 2019. V. 158. P. 319.
328. *Belardi V.G., Fanelli P., Vivio F.* Design, Analysis and Optimization of Anisogrid Composite Lattice Conical Shells // Composites. Part B. 2018. V. 150. P. 184.

329. *Жилин П.А.* Прикладная механика. Основы теории оболочек. СПб.: Изд-во Политех. ун-та, 2006. С. 167.
330. *Амбарцумян С.А.* Общая теория анизотропных оболочек. М.: Наука, 1974. 448 с.
331. *Королев В.И.* Слоистые анизотропные пластинки и оболочки изармированных пластмасс. М.: Машиностроение, 1965. 272 с.
332. *Королев В.И.* Упругопластические деформации оболочек. М.: Машиностроение, 1971. 303 с.
333. *Болотин В.В., Новичков Ю.Н.* Механика многослойных конструкций. М.: Машиностроение, 1980. 375 с.
334. *Болотин В.В.* К теории слоистых плит // Изв. АН СССР. Механика и машиностроение. 1963. № 3. С. 65.
335. *Ржаницын А.Р.* Работа связей в составных стержнях // Проект и стандарт. 1938. № 2. С. 29.
336. *Fankhanel J., Arash B., Rolfes R.* Elastic Interphase Properties of Nanoparticle/Epoxy Nanocomposites: A Molecular Dynamics Study // Composites. Part B. 2019. V. 176. P. 107211.
337. *Tatar J., Taylor Curtis R., Hamilton H.R.* A Multiscale Micromechanical Model of Adhesive Interphase between Cement Paste and Epoxy Supported by Nanomechanical Evidence // Composites. Part B. 2019. V. 172. P. 679.
338. *Kim Byungjo et al.* Multiscale Modeling of Interphase in Crosslinked Epoxy Nanocomposites // Composites. Part B. 2017. V. 120. P. 128.
339. *Johnston J.P. et al.* Modeling the Molecular Structure of the Carbon Fiber/Polymer Interphase for Multiscale Analysis of Composites // Composites. Part B. 2017. V. 111. P. 27.
340. *Trevor S. et al.* Micromechanics Based Elasto-Visco-Plastic Response of Long Fibre Composites Using Functionally Graded Interphases at Quasi-Static and Moderate Strain Rates // Composites. Part B. 2016. V. 100. P. 31.
341. *Andreev V., Tsybin N., Turusov R.* Analysis of the Edge Effect of Shear Stresses in the Shift of a Two-Layer Beam // Structural Mechanics of Engineering Constructions and Buildings. 2018. V. 14. P. 180.
342. *Андреев В.И., Турусов Р.А., Цыбин Н.Ю.* Определение напряженно-деформированного состояния трехслойной балки с применением метода контактного слоя // Вестн. МГСУ. 2016. № 4. С. 17.
343. *Волков-Богородский Д.Б.* Аналитико-численный метод оценки эффективных характеристик структурно-неоднородных материалов // Вестн. Нижегородск. ун-та им. Н.И Лобачевского. 2011. № 4(2). С. 407.
344. *Бузник В.М. и др.* Об учете масштабных эффектов при моделировании механических и трибологических свойств двухфазных микро- и наномодифицированных полимерных покрытий // Вестн. Пермск. нац. иссл. политех. ун-та. Механика. 2015. № 4. С. 36.
345. *Zhang Y.-F. et al.* Numerical Simulation of Thermal Conductivity of Graphene Filled Polymer Composites // Composites. Part B. 2016. V. 106. P. 324.
346. *Li X. et al.* Computational Modeling and Evaluation of the Thermal Behavior of Randomly Distributed Single-Walled Carbon Nanotube/Polymer Composites // Comput. Mater. Sci. 2012. V. 63. P. 207.
347. *Rajeshwari P., Dey T.K.* Finite Element Modelling and Experimental Investigation on Effective Thermal Conductivity of AlN (Nano) Particles Reinforced HDPE Polymer Nanocomposites // Thermochim. Acta. 2016. V. 638. P. 103.
348. *Gong Jingfeng et al.* Thermoelastic Analysis of Functionally Graded Porous Materials with Temperature-dependent Properties by a Staggered Finite Volume Method // Compos. Struct. 2019. V. 224. P. 111071.
349. *Voigt W.* Lehrbuch der Kristallphysik. Berlin: Teubner, 1928. 962 p.
350. *Reuss A.* Berechnung der Fliebgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizit tsbedingung fiir Einkristalle // Z. Angew. Math. und Mech. 1929. V. 9. № 4. P. 49.
351. *Лифшиц И.М., Розенцвейг Л.Н.* К теории упругих свойств поликристаллов // ЖЭТФ. 1946. Т. 16. № 11. С. 967.
352. *Волков С.Д., Ставров В.П.* Статистическая механика композитных материалов. Минск: Изд-во БГУ, 1978. 208 с.
353. *Сендецки Дж.* Композиционные материалы. В 8-ми т. Т. 2. Механика композиционных материалов. М.: Мир, 1978. 564 с.
354. *Ломакин В.А.* Статистические задачи механики твердых деформируемых тел. М.,1970. 139 с.
355. *Гузь А.Н., Хорошун Л.П., Ванин Г.А.* Механика композитных материалов и элементов конструкций. Т. 1. Киев: Наукова думка, 1982. 368 с.
356. *Beran I.* Statistical Continuum Theories. N.Y.: Intersci, 1968. P. 493.
357. *Хашин З., Розен Б.* Упругие модули материалов, армированных волокнами // Прикл. механика. М.: Мир, 1964. № 2. С. 71.
358. *Hashin Z., Strikman S.* A Variational Approach to the Theory of the Elastic Behaviour of Multiphase Materials // J. Mech. Phys. Solids. 1963. V. 11. № 2. P. 127.
359. *Хилл Р.* Упругие свойства составных сред: некоторые теоретические принципы // Механика. Сб. перев. 1964. № 5. С. 127.
360. *Aizicovici S., Aron M.* A Variational Theorem in the Linear Theory of Mixtures of Two Elastic Solids: The Quasistatic Case // Acta Mech. 1977. V. 27. P. 275.
361. *Yeh R.H.T.* Variational Bounds of Unidirectional Fiber-Reinforced Composites // J. Appl. Phys. 1973. V. 44. № 2. P. 662.
362. *Бахвалов Н.С.* Осреднение дифференциальных уравнений с частными производными с быстро осциллирующими коэффициентами // Докл. АН СССР. 1975. Т. 221. № 3. С. 516.
363. *Бахвалов Н.С.* Осреднение нелинейных уравнений с частными производными с быстро осциллирующими коэффициентами // Докл. АН СССР 1975. Т. 225. № 2. С. 249.
364. *Каламкаров А.Л., Кудрявцев Б.А., Партон В.З.* Асимптотический метод осреднения в механике композитов регулярной структуры // Итоги науки и техники. 1987. № 19. С. 78.
365. *Победря Б.Е.* Механика композиционных материалов. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1984. 1336 с.
366. *Горбачев В.И.* Эффективные механические характеристики микронеоднородных тел с периодической структурой. Упругость и неупругость. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1978. № 5. 7 с.
367. *Каралюнас Р.И.* К определению эффективных определяющих соотношений физически нели-

нейных композитов // Вестн. Моск. ун-та. Математика, механика. 1984. № 2. С. 77.
368. *Pin Lu, Lee K.H.* A Modified Model for the Prediction of Effective Elastic Moduli of Composite Materials // Int. J. Solids Struct. 2020. V. 39. № 3. P. 649.
369. *Алехин В.В., Аннин Б.Д., Колпаков А.Г.* Синтез слоистых материалов и конструкций. Новосибирск: ИГ СО АН СССР, 1988. 130 с.
370. *Аннин Б.Д. и др.* Расчет и проектирование композиционных материалов и элементов конструкций. Новосибирск: Наука, 1993. 256 с.
371. *Анциферов В.Н., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.* Волокнистые композиционные материалы на основе титана. М.: Наука, 1990. 136 с.
372. *Болотин В.В., Новичков Ю.Н.* Механика многослойных конструкций. М.: Наука, 1980. 375 с.
373. *Ванин Г.А.* Микромеханика композиционных материалов. Киев: Наукова думка, 1985. 304 с.
374. *Карпинос Д.М.* Композиционные материалы. Киев: Наукова думка, 1985. 592 с.
375. *Васильев В.В.* Композиционные материалы. Спр. М.: Наука, 1990. 682 с.
376. *Кравчук А.С., Майборода В.П., Уржумцев Ю.С.* Механика полимерных и композиционных материалов. М.: Наука, 1985. 304 с.
377. *Кунин И.А.* Теория упругих сред с микроструктурой. М.: Наука, 1975. 415 с.
378. *Лагэдинь А.Ж. и др.* Метод ориентационного усреднения в механике материалов. Рига: Зинатне, 1989. 189 с.
379. *Малмейстер А.К., Тамуж В.П., Тетерс Г.А.* Сопротивление полимерных и композитных материалов. Рига: Зинатне, 1980. 572 с.
380. *Немировский Ю.В., Резников Б.С.* Прочность элементов конструкций из композитных материалов. Новосибирск: Наука, 1986. 165 с.
381. *Нигматулин Р.И.* Основы механики гетерогенных сред. М.: Наука, 1978. 336 с.
382. *Образцов И.Ф., Васильев В.В., Бунаков В.А.* Оптимальное армирование оболочек вращения из композиционных материалов. М.: Машиностроение, 1977. 144 с.
383. *Овинский А.С.* Процессы разрушения композиционных материалов. Имитация микро- и макромеханизмов на ЭВМ. М.: Наука, 1988. 277 с.
384. *Берлин А.А. и др.* Принципы создания композиционных полимерных материалов. М.: Химия, 1990. 240 с.
385. *Карпинос Д.М. и др.* Прочность композиционных материалов. Киев: Наукова думка, 1978. 236 с.
386. *Грушецкий И.В., Димитриенко И.П., Ермоленко А.Ф.* Разрушение конструкций из композитных материалов. Рига: Зинатне, 1986. 264 с.
387. *Ромалис Н.Б., Тамуж В.П.* Разрушение структурно неоднородных тел. Рига: Зинатне, 1989. 224 с.
388. *Скудра А.М., Булаве Ф.Я.* Прочность армированных пластиков. М.: Химия, 1982. 216 с.
389. *Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.* Механика деформирования и разрушения структурно-неоднородных тел. М.: Наука, 1984. 115 с.
390. *Тамуж В.П., Куксенко В.С.* Микромеханика разрушения полимерных материалов. Рига: Зинатне, 1978. 294 с.
391. *Фудзии Т., Дзако М.* Механика разрушения композиционных материалов. М.: Мир, 1982. 232 с.
392. *Черепанов Г.П.* Механика разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1983. 296 с.
393. *Шермегор Т.Д.* Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 400 с.
394. *Постных А.М., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А.* Деформирование и разрушение элементов конструкций из углеродных композитов // Матер. 7 Всес. съезда по теор. и прикл. механике. М, 1991.
395. *Свистков А.Л., Евлампиева С.Е.* Использование сглаживающего оператора осреднения для вычисления значений макроскопических параметров в структурно-неоднородных материалах // ПМиТФ. 2003. Т. 44. № 5. С. 151.
396. *Трапезников Д.А. и др.* Анализ факторов, определяющих прочность дискретно армированных углерод-углеродных композитов // Углеродные материалы. М.: Гос. НИИ констр. матер. на основе графита (НИИграфита), 1991. С. 67.
397. *Романова В.А., Балохонов Р.Р., Карпенко Н.И.* Моделирование механического поведения материалов с учетом трехмерной внутренней структуры // Физ. мезомеханика. 2004. Т. 7. № 2. С. 71.
398. *Немировский Ю.В., Янковский А.П.* Эффективные физико-механические характеристики композитов, однонаправленно-армированных монотропными волокнами. Модель армированной среды // Изв. вузов. Строительство. 2006. № 5(569). С. 16.
399. *Hashin Z.* Thermoelastic Properties and Conductivity of Carbon/Carbon Fiber Composites // Mech. Mater. 1990. V. 4. P. 293.
400. *Grediac M., Pierron F., Zhavoronok S.I.* Identification of the Through-Thickness Properties of Thick Laminated Tubes Using the Virtual Fields Method // Int. J. Solids Struct. 2000. V. 37. № 32. P. 4437.
401. *Takano N., Zako M.* Microscopic Stress Analysis of Heterogeneous Media by Finite Element Mesh Superposition Method // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. 2001. V. 67(656). P. 603.
402. *Воробей В.В. и др.* Методологические основы проектирования технологических процессов производства углерод-углеродных композитов для теплонапряженных конструкций // Матер. V Междун. симп. “Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред”. Ярополец, 1999. С. 56.
403. *Резниченко А.И.* Расчет и неразрушающий контроль приведенных упругих характеристик изделий из композитных материалов. Новочеркасск: Новочерк. политех. ин-т, 1991. 65 с.
404. *Рикардс Р.Б. и др.* Механическое поведение осесимметричных пространственно-армированных элементов конструкций при термосиловом нагружении // Прочность, жесткость и технологичность изделий из композиционных материалов. Тез. докл. 3-й Всес. конф. 1989. С. 173.
405. *Боровков А.И.* Эффективные физико-механические свойства волокнистых композитов. М.: ВИНИТИ, 1985. 113 с.
406. *Боровков А.И., Пальмов В.А.* Шесть фундаментальных задач в механике упругих композитов и гомогенизация // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2008. № 4(63). С. 27.