

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

На правах рукописи

Ошоров Аюр Дашеевич

**МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ СТРУКТУР НА
ОСНОВЕ АМОРФНЫХ-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ-
КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В
ТЕМПЕРАТУРНОМ ДИАПАЗОНЕ 77–293 К**

Специальность 2.6.6 – «Нанотехнологии и наноматериалы»

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, доцент
Ушаков Иван Владимирович

Москва – 2024

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 МЕТОДЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СПЕЦИФИКА РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....	10
1.1 Способы изготовления металломатричных слоистых композиционных материалов	10
1.2 Изготовление металлических слоистых композиционных материалов методом прессования и сварки	13
1.3 Получение металлических композиционных материалов жидкофазными способами	15
1.4 Композиты на основе аморфных и нанокристаллических металлических сплавов.....	19
1.5 Деформация и разрушение металлов и сплавов при криогенном охрупчивании	25
1.6 Разрушение слоистых композиционных соединений	35
1.7 Цель и задачи исследования	38
ГЛАВА 2 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ И АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ.....	40
2.1 Методика изготовления слоистых композитов на основе аморфно- нанокристаллической плёнки и полиэфирных материалов.....	41
2.2 Методика проведения механических испытаний слоистых образцов на основе нанокристаллических плёнок и полиэфирных смол.....	46
2.2.1 Микротвёрдость композитных образцов аморфно- нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение при изменении свойств аморфно-нанокристаллической плёнки.....	49

2.2.2	Микротвёрдость композитных образцов аморфно-нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение, армированное углеродными нанотрубками	52
2.2.3	Деформация и разрушение композитных образцов аморфно-нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение.....	54
2.3	Методика подготовки композиционного соединения на основе аморфного/нанокристаллического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава.....	59
2.4	Механические испытания композитов на основе аморфного/нанокристаллического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава.....	61
2.5	Выводы по второй главе.....	67
ГЛАВА 3	КРИОГЕННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ. МОДЕЛЬ САМОРАЗОГРЕВА В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ, РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ И КОМПОЗИЦИОННОМ СОЕДИНЕНИИ НА ЕГО ОСНОВЕ	68
3.1	Механические свойства аморфных/нанокристаллических лент при низких температурах в условиях одноосного растяжения	69
3.2	Модель саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в слоистом композиционном соединении на основе аморфного металлического сплава	73
3.3	Математическое моделирование саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в композиционном соединении на основе аморфного/нанокристаллического и легкоплавкого металлических сплавов	78
3.3.1	Методика выбора и использования программного обеспечения для выполнения компьютерного моделирования.....	78

3.3.2 Моделирование саморазогрева в вершине растущей трещины....	81
3.3.3 Моделирование саморазогрева в вершине быстрорастущей трещины с локальной областью саморазогрева в ее вершине	85
3.3.4 Моделирование саморазогрева в вершине растущей трещины в аморфном металлическом сплаве.....	88
3.4 Выводы по третьей главе	92
ГЛАВА 4 САМОРАЗОГРЕВ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ, РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ В СЛОИСТЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ.....	93
4.1 Механические свойства композиционных соединений на основе аморфного металлического сплава при низких температурах.....	95
4.2 Ротационные эффекты в наноструктурных материалах	100
4.3 Моделирование роста медленной трещины в слоистых композитах аморфный/нанокристаллический-легкоплавкий сплав.....	102
4.4 Механические испытания на одноосный разрыв композиционных соединений на основе нанокристаллического металлического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава при низких температурах ...	108
4.5 Выводы по четвертой главе	111
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	113
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	115
ЛИТЕРАТУРА	116
Приложение № 1.....	140
Приложение № 2.....	142

ВВЕДЕНИЕ

Изучение механизмов деформирования и разрушения в слоистых композитах на основе нанокристаллических/аморфных и кристаллических металлических сплавов при низких температурах является актуальной задачей и имеет важное значение в понимании закономерностей пластичности и разрушения слоистых структур в условиях криогенного охрупчивания [1]. Практическое значение в этом случае имеет разработка наноструктурных материалов и композитов на их основе, сохраняющих пластичность и вязкий характер разрушения при криогенных температурах [2, 3].

В настоящее время существует потребность в композиционных материалах, характеризующихся высокой механической прочностью [4]. В ряде случаев к композитам предъявляются дополнительные требования, связанные со способностью сохранять прочностные свойства при низких температурах [5, 6]. Такие материалы востребованы, например, для арктических/антарктических регионов, криогенной промышленности и пр. [7].

Современная промышленность на протяжении многих лет использует аморфные и аморфно-нанокристаллические металлические сплавы [8, 9]. Аморфные и аморфно-нанокристаллические металлические сплавы обладают комплексом уникальных физико-механических свойств [4, 5, 9, 10]. Прочность многих аморфных сплавов превосходит прочность высокопрочных сталей, аморфные сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и т.д. Однако аморфные и аморфно-нанокристаллические металлические сплавы недостаточно широко используются в качестве конструкционных материалов. До сих пор существуют технические сложности, а иногда и принципиальная невозможность, изготовления объемных аморфных металлических образцов [4, 11]. Поэтому, как правило, аморфные и аморфно-нанокристаллические металлические сплавы изготавливаются в виде тонких полос, порошка, лент, гранул и проволоки. В то же

время ограничения, связанные с размером образцов, не возникают при изготовлении композитов на основе нанокристаллических и аморфных сплавов.

Создание слоистых композитов на основе аморфных и нанокристаллических сплавов открывает новые возможности для инженерии материалов [12, 13]. Такие композиты могут сочетать в себе лучшие свойства обоих типов материалов, обеспечивая высокую прочность при сохранении достаточной гибкости и пластичности. Это делает их идеальными для создания конструкционных элементов, способных выдерживать высокие нагрузки и сложные условия эксплуатации [14, 15].

С физической точки зрения в тонких слоистых композиционных материалах, наибольший интерес могут представлять градиентные слоистые структуры, то есть структуры, в которых вдоль некоторого направления изменяется одна или несколько физико-механических характеристик [16, 17]. Такими свойствами могут обладать границы раздела аморфный/нанокристаллический металлический сплав – микрокристаллический сплав, нанокристаллический металлический сплав – полимерный материал и т. д.

Научная новизна результатов исследования

1. Предложена модель формирования области саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в тонких слоистых структурах нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы, объясняющая вязкий характер роста трещины при криогенных температурах.

2. Впервые определены закономерности разрушения и деформирования тонких слоистых композитов нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах.

3. Установлены зависимости механического напряжения от деформации для тонких слоистых композиционных соединений нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы в интервале температур 77 – 293 К.

4. Впервые определены закономерности распределения теплового поля в вершине трещины с локальным участком саморазогрева, распространяющейся в композите аморфная/нанокристаллическая пленка – легкоплавкий сплав при криогенных температурах.

Практическая значимость работы

Разработаны композиционные соединения аморфная/нанокристаллическая пленка – легкоплавкий сплав - аморфная/нанокристаллическая пленка, сохраняющие механическую прочность в условиях одноосного растяжения и вязкий характер разрушения при криогенных температурах, что позволяет использовать их в криогенной промышленности и в условиях Арктики/Антарктики.

Разработана программа для ЭВМ «Программа для моделирования механических характеристик трехслойного композиционного соединения в условиях растяжения» (номер государственной регистрации 2023660086), предназначенная для моделирования прочностных свойств слоистого композиционного соединения в условиях растяжения. Программа может быть использована для прогнозирования механических свойств слоистых композиционных соединений.

На защиту выносятся следующие положения

1. Зависимости механического напряжения от деформации для тонких слоистых композиционных соединений нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы при одноосном растяжении в интервале температур 77 – 293 К.

2. Закономерности распределения теплового поля в вершине трещины с локальным участком саморазогрева, распространяющейся в тонком слоистом композите нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий сплав при криогенных температурах.

3. Механизм локального прогрева материала у вершины трещины, распространяющейся в тонком слоистом композите

нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий сплав, обеспечивающий вязкий характер разрушения композита при криогенных температурах.

4. Методика создания слоистых композиционных соединений аморфные/нанокристаллические – легкоплавкие металлические сплавы, сохраняющих вязкий характер разрушения при температуре жидкого азота.

Достоверность полученных результатов обеспечивается использованием стандартных методик испытаний, соответствием полученных результатов современным теоретическим представлениям, подтверждением теоретических представлений экспериментальными результатами, апробацией результатов на научных конференциях.

Личный вклад автора. На всех этапах выполнения диссертационной работы автор принимал прямое участие в постановке задач исследования, в планировании и методическом обеспечении эксперимента, в проведении большинства экспериментальных измерений, в обсуждении полученных результатов и формулировании выводов. Вся экспериментальная работа и необходимые расчеты проводились соискателем лично или при его непосредственном участии.

Публикации. Основные результаты диссертации опубликованы в 19 работах. В том числе в 8 статьях, опубликованных в журналах из перечня, рекомендованного ВАК и/или индексируемых WoS/Scopus, в 9 тезисах и материалах докладов научных конференций. Получены два Свидетельства о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2022662069 «Расплав 1.0» и № 2023660086 «Программа для моделирования механических характеристик трехслойного композиционного соединения в условиях растяжения».

Апробация работы. Основные результаты исследования были представлены на научных конференциях: XV Межд. семинаре «Структурные основы модифицирования материалов» (18-20 июня 2019 г., Обнинск, РФ); II Всероссийской национальной науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых «Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований» (08-12 апреля 2019 г., Комсомольск-на-Амуре, РФ);

VIII Межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (19-22 ноября 2019 г., Москва, РФ); I Межд. молодежной науч. конф. «Новые материалы XXI века: разработка, диагностика, использование» (21-24 апреля 2020 г., Москва, РФ); XVI Межд. семинаре «Структурные основы модифицирования материалов» (15-17 июня 2021 г., Обнинск, РФ); IV Всероссийской национальной науч. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых «Молодежь и наука: актуальные проблемы фундаментальных и прикладных исследований» (12-16 апреля 2019 г., Комсомольск-на-Амуре, РФ); 21-ой межд. конф. «Авиация и космонавтика» (21-25 ноября 2022 г., Москва, РФ); XI Межд. школе «Физическое материаловедение» (11-15 сентября 2023 г., Тольятти, РФ); XII Межд. симпозиуме «Материалы во внешних полях» (13-14 марта 2023 г., Новокузнецк, РФ); Межд. научно-техн. конф. «Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии» (25-26 апреля 2024 г., Могилев, Республика Беларусь).

Структура и объём работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, общих выводов, списка цитируемой литературы из 183 наименований и 2 приложений. Работа изложена на 143 страницах машинописного текста и содержит 41 рисунок.

ГЛАВА 1 МЕТОДЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СПЕЦИФИКА РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1 Способы изготовления металломатричных слоистых композиционных материалов

В настоящее время можно выделить ряд актуальных и перспективных направлений теоретических и прикладных исследований в области наноматериалов и нанотехнологий [18, 19]. Современные достижения в этой сфере включают разработку методик создания наночастиц и наноматериалов, а также композитов на их основе с заранее заданными формами, составом и функциональными характеристиками [18, 20].

Уникальные свойства наноматериалов во многом связаны со структурой и характеристиками границ раздела между кристаллитами. Размеры, структура и химический состав наночастиц играют ключевую роль в формировании характеристик межкристаллических границ [21].

В современных исследованиях акцентируется внимание на армирующих элементах для композиционных материалов, включая разнообразные наноструктурные частицы с высокими модулями упругости и прочности [22, 23]. К таким элементам относятся нанокластеры, формируемые из фуллеренов, углеродных нанотрубок и фрагментов графена. Даже незначительная объемная доля этих армирующих добавок может значительно улучшить упругие характеристики композитных материалов. Помимо изучения механических свойств композитов (включающих наноразмерные частицы), разрабатываются различные методы создания новых композиционных соединений [8, 19, 22, 23].

Композиты – это материалы, сконструированные из двух или более компонентов, различающихся по химическому составу, морфологии и характеристикам. Отдельные компоненты не растворяются или ограниченно растворяются друг в друге. Композиционные материалы характеризуются наличием явно выраженной границы раздела между составляющими. Особый интерес имеют слоистые композиты (СЛКОМ). Металлические СЛКОМ, обладая уникальным набором эксплуатационных и механических свойств, находят широкое применение в различных секторах промышленности, включая кораблестроение, авиационную промышленность, энергетику и т.д. [24, 25]. Применение СЛКОМ способствует уменьшению веса транспортных средств, повышению эффективности двигателей, а также разработке новых конструкций с высокой функциональностью и надёжностью. Использование СЛКОМ позволяет снизить использование редких и дорогих материалов [8, 23, 24]. Существуют разнообразные методики создания металлических СЛКОМ. Выбор метода зависит от свойств исходных материалов, конфигурации производимой продукции, условий эксплуатации и подходов к обработке изделий. Для изготовления металлических СЛКОМ часто используются методы твердофазной обработки. Это такие методы, как прокатка, диффузионная сварка и сварка взрывом [25, 26]. В современной индустрии СЛКОМ сварка взрывом считается одним из наиболее перспективных методов соединения металлов в твёрдой фазе.

Современные технологии позволяют создавать СЛКОМ различными методами. Выбор конкретного метода зависит от характеристик исходных материалов, дизайна производимой конструкции, условий её использования и т. д.

Методы производства СЛКОМ классифицируются на основе нескольких критериев. В зависимости от процессов, происходящих на границе соединения компонентов СЛКОМ, выделяют три типа взаимодействия агрегатных состояний металлов в зоне контакта на стадии формирования СЛКОМ: жидкость с жидкостью, твёрдое тело с жидкостью и твёрдое тело с твёрдым телом.

Существующие методы создания СЛКОМ и биметаллов подразделяются на газофазные, жидкофазные, твердофазные и комбинированные [27].

Совместная прокатка является одним из широко распространённых способов изготовления металлических СЛКОМ. Технология представляет собой совместную прокатку заготовок с целью получения неразъемного соединения по всей площади СЛКОМ [28, 29]. Такой способ позволяет получать, так называемые, «естественно-композиционные» материалы.

Для получения многослойных СЛКОМ используется метод пакетной прокатки [24, 30]. Многослойный пакет сначала сваривается по краям, затем разрезается и повторно сваривается. Этим достигается требуемое число слоев. Затем заготовка подвергается горячей прокатке.

Во время горячей прокатки активация поверхностей происходит благодаря сдвиговой пластической деформации, что способствует разрушению оксидных плёнок на соединяемых поверхностях. На очищенных поверхностях формируются центры активации, связанные с появлением дислокаций на поверхности. Если создаются диполи клиновых дисклинаций, которые выходят на поверхность металла в зоне физического контакта, то они становятся источником возмущения [31]. Каждая дисклинация может служить эффективным каналом для потока атомов различных материалов. Дальнейшее деформирование материала способствует перемещению атомов, которые движутся по каналам дефектной структуры на значительные расстояния [8, 24].

Качество соединения слоев в производимом СЛКОМ зависит от множества параметров: состояния поверхности контакта, химического состава деформируемых сплавов, температуры прокатки и степени деформации листов. Влияние химического состава на способность металлов/сплавов к соединению в твёрдом состоянии было изучено в работах [28, 32, 33]. Химический состав металла/сплава определяет его пластические свойства, присутствие и свойства оксидных плёнок на поверхности, а также скорость диффузионных процессов. Примеси в металле оказывают значительное влияние на диффузию и физико-

химические параметры СЛКОМ. Соответственно эти факторы должны учитываться при производстве СЛКОМ.

1.2 Изготовление металлических слоистых композиционных материалов методом прессования и сварки

Процесс прессования представляет собой ключевую стадию в производстве СЛКОМ методом диффузионного соединения, что позволяет рассматривать эти процедуры как единую технологическую операцию. В ходе горячего прессования осуществляется заполнение армирующего каркаса/матрицы (АРКМ) и достижение оптимальной плотности СЛКОМ. В результате на межслоевых границах происходят диффузионные процессы, формирующие надёжное соединение и обеспечивающие требуемую прочность СЛКОМ [34].

Ключевые параметры прессования включают давление, температуру, продолжительность выдержки и т. д. [35]. Существуют четыре основных варианта технологии прессования СЛКОМ: прессование в закрытой форме и между нагреваемыми пластинами, поэтапное прессование, изостатическое или автоклавное прессование, динамическое горячее прессование. Диффузионная сварка является одним из наиболее значимых способов получения металлических СЛКОМ в твёрдом состоянии [36]. Методика процесса основана на обеспечении контакта между сжатыми листами различных металлов при заданной температуре, давлении и времени выдержки, что способствует переносу материала и формированию прочного СЛКОМ. Процедура диффузионной сварки проводится в специализированных вакуумных камерах. Остаточная среда вакуумных камер может быть заполнена инертным газом (например, аргоном) для предотвращения окисления [37].

Основными ограничениями данных методологий являются размеры СЛКОМ, высокая сложность технологического оборудования, необходимого для их

производства, что в свою очередь приводит к снижению эффективности производственного процесса и повышению стоимости СЛКОМ.

Сварка взрывом является уникальным твердофазным процессом. Сварка взрывом позволяет соединять как однородные, так и разнородные металлы без использования расплавленного состояния/диффузии [38]. Этот метод характеризуется высокоамплитудными и кратковременными импульсами, которые вызывают интенсивные пластические деформации в области контакта. Отметим, что в определённых ситуациях сварка взрывом является эффективным способом создания СЛКОМ с заданными химическими и геометрическими характеристиками. При этом сварка взрывом не требует специализированного и дорогостоящего оборудования.

Существует множество вариаций процесса сварки взрывом, но все они базируются на общих принципах. На опорной конструкции размещается основная пластина, над которой с определённым зазором устанавливается вторая пластина, на которую наносится слой взрывчатого вещества (инициируемого с помощью детонатора). В результате взрыва формируется детонационная волна. Детонационная волна создаёт высокое давление и вынуждает отдельные участки второй пластины двигаться с высокой скоростью (до нескольких сотен метров в секунду). Эти участки соударяются с основной пластиной, что приводит к активации соединяемых поверхностей, а также к формированию соединения с характерной волнообразной границей раздела слоёв [39–41]. Полученный СЛКОМ обладает выраженной зоной перехода с волнообразной структурой.

При помощи сварки взрывом можно изготавливать как двухслойные, так и многослойные СЛКОМ (слоистые пластины, цилиндрические прутки) [42, 43]. При изготовлении цилиндрических прутков исходный материал для изготовления композита находится в стальной трубе. Стальная труба в свою очередь находится внутри взрывчатого вещества. В процессе взрыва происходит динамическое обжатие и прочное соединение металла АРКМ с металлом наполнителя. В результате формируется композиционный материал цилиндрической формы. При

сварке взрывом пакета слоистых материалов осуществляется совместная пластическая деформация поверхностных слоёв соединяемых металлов. Происходит сближение металлов на расстоянии действия межатомных сил. Каждый слой упрочняется по всей толщине, а величина этого упрочнения зависит от индивидуальных свойств материала данного слоя [44].

В случае воздействия взрыва на многослойные СЛКОМ, где компоненты имеют значительно отличающиеся температуры плавления, необходимо учитывать вероятность частичного расплавления элементов. Для создания СЛКОМ взрывной сваркой необходимо учитывать характеристики АРКМ и армирующего материала, количество взрывчатки, скорость взрывной волны и т.д. [45]. Одним из ключевых параметров, влияющих на качество композита, является объём заряда. При низком объёме заряда сокращается продолжительность воздействия давления и уменьшается скорость взрывной волны, что негативно сказывается на характеристиках СЛКОМ.

1.3 Получение металлических композиционных материалов жидкофазными способами

Эксплуатационные свойства СЛКОМ, создаваемых жидкофазными способами, зависят от ряда технологических параметров производства [26]. Физико-химические параметры производства определяются характеристиками компонентов АРКМ/наполнителя, природы их взаимодействия, условиями и механизмами кристаллизации. Конструкционные параметры производства определяются, например, геометрическими размерами укрепляющих элементов и формами отливаемых преформ. Кроме того, комплекс свойств СЛКОМ будет зависеть от методики подготовки поверхности компонентов, методики подготовки расплава, алгоритма создания композита и т.д. Производство СЛКОМ методом жидкофазной пропитки предполагает контакт жидкого наполнителя с твёрдой

АРКМ и требует эффективного смачивания [46]. Смачивание АРКМ расплавом наполнителя обеспечивает плотное взаимодействие фаз, что является необходимым для запуска химических реакций на границе раздела металлов и создания интегрированной структуры СЛКОМ. Для достижения смачивания краевой угол должен быть меньше 90° (этот угол также характерен для процесса растворения). Для формирования прочного соединения поверхность компонентов должна быть очищена от адсорбированных газов и примесей перед контактом [46]. При выполнении всех необходимых условий смачивания достигается максимальная площадь контакта между металлическим расплавом и АРКМ. Отсутствие смачивания значительно увеличивает риск возникновения пор/пустот, включений шлака и участков слабого соединения компонентов СЛКОМ. В этом случае значительно снижается прочность СЛКОМ. Основным условием для смачивания при самопроизвольной пропитке является уменьшение свободной энергии системы. Главным критерием смачивания служит условие [47] $\sigma_{т-г} - \sigma_{т-ж} > 0$, где $\sigma_{т-г}$, $\sigma_{т-ж}$ – удельные свободные энергии на границах раздела твёрдое тело – газ и твёрдое тело – жидкость. Из условия равновесия лежащей капли, которое имеет вид: $\cos\Theta = (\sigma_{т-г} - \sigma_{т-ж}) \cdot \sigma_{ж-г}$, где Θ – краевой угол смачивания, отсчитываемый со стороны жидкой фазы, можно найти условие самопроизвольной пропитки: $\sigma_{ж-г} \cdot \cos\Theta > 0$.

При $\Theta < 90^\circ$, $\cos \Theta > 0$ возможна самопроизвольная пропитка. Если Θ незначительно меньше 90° , то необходимо прикладывать дополнительное давление.

Ключевыми преимуществами методов формирования СЛКОМ в жидкой фазе являются [26]: 1) способность к созданию изделий с высокой степенью геометрической сложности; 2) увеличенная эффективность процесса производства; 3) минимальное механическое воздействие на хрупкие составляющие СЛКОМ; 4) применение материалов в виде тканей и волоконных связок; 5) потенциал для полной автоматизации производственного процесса. Современные технологические подходы к получению металлических СЛКОМ базируются на

методах пропитки АРКМ металлическим расплавом. Главным параметром, классифицирующим известные методы пропитки, служит метод создания давления. Метод создания давления должен обеспечивать заполнение свободного пространства в АРКМ СЛКОМ. Исходя из этого параметра, различают следующие методы пропитки: 1) не требующие внешнего воздействия (заполнение каркаса благодаря капиллярным силам); 2) основанные на «вакуумном заполнении»; 3) использующие избыточное давление на расплав, превосходящее атмосферное (например, с использованием сжатых газов) [26]. Самостоятельная пропитка выполняется по различным сценариям: 1) путём погружения металлической АРКМ в расплав; 2) плавлением пропиточного материала на верхней поверхности АРКМ (верхняя пропитка); 3) опусканием нижней поверхности АРКМ в расплав (нижняя пропитка). Все три сценария самостоятельной пропитки не требуют внешнего воздействия и основаны на взаимодействии жидкого металла с поверхностью АРКМ. Преимуществами этого метода являются упрощённое производственное оборудование и возможность создания СЛКОМ с комплексной геометрией. Однако к недостаткам относится образование пустот и пор в процессе кристаллизации металлического наполнителя. Для уменьшения окисления металлов и сокращения количества дефектов самостоятельную пропитку обычно проводят в среде инертных газов или в вакууме [48]. Одним из вариантов пропитки под давлением является вакуумная пропитка. Максимальное избыточное давление, применяемое к расплаву, не должно превышать 10^5 Па. Преимущества вакуумной пропитки заключаются в улучшении смачивания АРКМ расплавом и уменьшении времени контакта жидкого металла с АРКМ СЛКОМ.

При пропитке АРКМ СЛКОМ под высоким давлением [49], обычно используются пресс-формы для литья. Для создания давления на расплавленный металл применяется либо поршневой механизм, либо сжатый газ. Структура СЛКОМ (композитного материала), синтезируемого методом жидкофазной обработки, складывается из трёх основных факторов: физико-химического, конструктивного и технологического [26]. В первую категорию входят физико-

химические характеристики армирующих элементов и АРКМ, особенности их взаимодействия, а также условия и процесс кристаллизации и затвердевания. Во вторую категорию включены параметры армирования, геометрические размеры АРКМ и формы отливок. К третьей категории относятся подготовка поверхности АРКМ, методика приготовления расплава АРКМ, техника создания СЛКОМ и последующая обработка изделия. Процесс пропитки под высоким давлением часто включает использование пресс-форм. Примером процесса пропитки под высоким давлением может служить производство углеалюминиевых СЛКОМ [50, 51].

Метод вакуумно-компрессионной пропитки представляет собой сочетание техник вакуумной пропитки и пропитки под давлением. В этом процессе, расплавленная металлическая масса пропитывает фиброзную структуру. В результате формируется СЛКОМ, чьи размеры точно соответствуют контуру формы, на которую наносятся волокна.

Ультразвуковая пропитка — еще один метод жидкофазного создания СЛКОМ. Принцип данного метода основан на использовании ультразвуковых колебаний для продвижения расплава по капиллярным промежуткам в АРКМ [52]. Этот процесс, увеличивающий высоту подъёма жидкого/расплавленного металла в капилляре за счёт ультразвуковой активации, известен как звукокапиллярный эффект.

АРКМ погружают в расплав, который затем обрабатывается ультразвуком с частотой 23,5 кГц и интенсивностью $3,5 \cdot 10^{-4}$ Вт/м² [49]. Это способствует ускорению процесса пропитки и снижению числа дефектов в слоях СЛКОМ. Методика отличается простотой исполнения и высокой эффективностью, позволяя создавать СЛКОМ различных геометрических форм. Размеры таких СЛКОМ ограничены лишь объёмом печи для плавления металла.

1.4 Композиты на основе аморфных и нанокристаллических металлических сплавов

Создание СЛКОМ из аморфных металлических сплавов (АММЕТС) имеет несколько преимуществ. Во-первых, АММЕТС обладают уникальными свойствами, такими как высокая прочность и коррозионная стойкость, благодаря своей неупорядоченной атомной структуре [4, 9]. Когда АММЕТС используются в виде слоёв в СЛКОМ, они могут значительно улучшить механические характеристики конечного продукта.

Во-вторых, при производстве СЛКОМ можно сочетать различные материалы с целью получения желаемых свойств конечного изделия, которые невозможно достичь при использовании одного материала. Например, удаётся улучшить ударную вязкость, твёрдость, износостойкость и т. д. Также, слоистые структуры могут обеспечить лучшее распределение механических напряжений внутри СЛКОМ, что способствует повышению его долговечности и надёжности при эксплуатации в сложных условиях [53]. Кроме того, использование СЛКОМ может быть экономически выгодным, так как они могут быть дешевле в производстве по сравнению с полнотелыми изделиями из АММЕТС, особенно при массовом производстве.

В целом, производство СЛКОМ с матрицей из АММЕТС обеспечивает свободу выбора геометрии и высокую функциональность, что делает такие СЛКОМ привлекательными для широкого спектра практического применения в различных отраслях промышленности.

Благодаря уникальному набору физико-механических характеристик, которые не доступны металлам с кристаллической структурой, многие АММЕТС и нанокристаллические металлические сплавы (НКМЕТС) вызывают особый интерес. Механическая прочность АММЕТС может значительно превосходить прочность аналогичного по химическому составу металлического сплава,

находящегося в микрокристаллическом состоянии [9, 13, 54, 55]. В АММЕТС пластическая деформация реализуется по бездислокационному механизму, что обусловлено формированием и расширением интенсивно локализованных зон сдвига без эффектов деформационного упрочнения [9, 56]. Повышение пластичности и прочности АММЕТС возможно путём трансформации аморфной структуры в квазиаморфную или частично нанокристаллическую. Особенность аморфно-нанокристаллических структур заключается в том, что их фазовые компоненты радикально различаются по природе атомной структуры: с одной стороны, кристаллическая фаза с упорядоченным расположением атомов, соответствующим законам трансляционной симметрии, а с другой — аморфная фаза. Такое сочетание приводит к ряду эффектов, влияющих на механические свойства этих материалов. С точки зрения физики и материаловедения большой интерес представляют твёрдые материалы, в которых области с кристаллической фазой имеют размеры нанокристаллов (менее 100 нм) [57].

Свойства АММЕТС зависят от их химического состава, специфики производства и т. д. [4, 9]. В настоящее время основным методом изготовления АММЕТС является быстрая закалка (спиннингование). Тонкий слой расплавленного металла наносится на быстро движущуюся твёрдую подложку, что приводит к его сверхбыстрому охлаждению (скорость охлаждения может достигать 10^6 – 10^9 К/с). Температура, при которой происходит затвердевание, называется температурой стеклования (T_g) [58]. Такое интенсивное охлаждение предотвращает образование и рост кристаллов, в результате чего образуется АММЕТС - твёрдое вещество с аморфной структурой, аналогичной переохлажденной жидкости [4, 59]. По мере остывания вязкость увеличивается, а диффузия уменьшается, делая невозможным формирование кристаллических структур. Если охлаждение происходит медленно, то расплав кристаллизуется, так как кристаллическая структура обладает минимальной энергией и термодинамически равновесна. Величина переохлаждения определяется разницей между значениями температуры плавления и температурой, до которой охладили расплав. То есть, чем выше

скорость остывания, тем более переохлажден расплав и тем более вероятно, что при затвердевании расплав будет иметь аморфную структуру. Количественная корреляция может быть описана следующим выражением [60]:

$$t = \frac{9,32}{kT} \eta \left\{ \frac{a_0^9 \exp(1,024/T_r^3 \Delta T_r^2)}{N_V^0 f^3 [1 - \exp(-\frac{\Delta H \Delta T_r}{RT})]^3} \right\}^{\frac{1}{4}} \quad (1.1)$$

где η – вязкость;

k – постоянная Больцмана;

T – абсолютная температура;

a_0 – средний атомный диаметр,

N_V^0 – число атомов в единице объёма;

ΔH – молярная теплота плавления;

R – универсальная газовая постоянная;

f – число активных мест (точек роста) на межфазной поверхности;

$T_r = T/T_m$ и ΔT_r – приведённое значение переохлаждения;

T_m – температура плавления ($\Delta T_r = (T_m - T)/T_m$).

Структура аморфной фазы зависит от множества факторов, включая температуру расплава перед закалкой и скорость охлаждения. Не все сплавы могут быть переведены в аморфное состояние методом спиннингования. Существуют три основных критерия, определяющих возможность бездиффузионного затвердевания: термодинамический, морфологический и тепловой [61]. Термодинамический критерий основан на температуре, при которой твёрдая и жидкая фазы имеют одинаковую свободную энергию. Морфологический критерий связан со стабильностью границ раздела при определённых скоростях охлаждения и термодинамических градиентах. Тепловой критерий требует достаточного переохлаждения жидкости перед началом кристаллизации.

Для подавления кристаллизации и формирования АММЕТС необходимо выполнение кинетического и структурного критериев. Кинетический критерий связан со скоростью охлаждения расплава, необходимой для предотвращения

образования кристаллических зародышей. Структурный критерий зависит от размеров атомов в сплаве и электронной концентрации [60].

Отметим, что существенным недостатком АММЕТС является низкая температура кристаллизации [4, 9, 60]. В результате (для большинства материалов) наблюдается ухудшение эксплуатационных характеристик (охрупчивание, снижение коррозионной стойкости и пр.). Это существенно ограничивает возможность применения СЛКОМ на основе АММЕТС.

В случае нагревания АММЕТС до температуры, которая позволяет преодолеть системе потенциальный барьер, разделяющий метастабильное состояние и равновесное, в АММЕТС начинаются процессы кристаллизации [62]. Так как процесс кристаллизации сопровождается зарождением и ростом кристаллов, он должен удовлетворять соотношению кинетики изотермических фазовых превращений [60, 61]

$$x(t) = 1 - \exp(-bt^n) \quad (1.2)$$

где $x(t)$ – объёмная доля закристаллизовавшегося за время t материала;

n – показатель степени;

b – константа скорости реакции, которая должна подчиняться температурной зависимости типа Аррениуса $b = b_0 \exp(-\frac{\Delta E}{kT})$;

где ΔE – энергия активации;

b_0 – предэкспоненциальная постоянная.

В ряде работ [61, 62] предполагается, что дефекты, вызывающие пластическое течение в АММЕТС, могут перемещаться только при приложении напряжения, приближающегося к теоретическому значению. Помимо этого, в АММЕТС предел текучести и предел прочности на разрыв почти идентичны, благодаря отсутствию деформационного упрочнения. Модули упругости для АММЕТС на 30–50% ниже, чем для кристаллических материалов, что коррелирует с увеличением свободного объёма и уменьшением средней силы взаимодействия между атомами вследствие их неупорядоченного распределения в АММЕТС. Более

высокая скорость закалки тонких лент АММЕТС способствует увеличению свободного объёма и снижению модулей упругости [4, 60, 61].

Промышленное производство объёмных АММЕТС, таких как $Zr_{41,2}Be_{22,5}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}$, основано на способности смешивать множество элементов с разными атомными диаметрами без создания отдельных фаз и соединений, что обеспечивает однородность химического состава АММЕТС [63].

Отметим, что рассмотренная в параграфе 1.3 сварка взрывом может применяться и для АММЕТС. В работах [42, 45, 55] исследуется способ сварки взрывом АММЕТС. При сварке взрывом тонких листов АММЕТС используется детонация взрывчатого вещества для генерации высокого давления. Процесс происходит так быстро, что АММЕТС не успевают перейти в кристаллическое состояние, что в свою очередь позволяет сохранить аморфную структуру на стыке. При всем этом выбор сварки взрывом АММЕТС имеет ряд недостатков: необходимость строгого контроля условий взрыва; ограничение по размеру и форме свариваемых деталей; потребность в специальных мерах безопасности. Создания СЛКОМ на основе АММЕТС сваркой взрывом технически реализуемо, но слишком трудоемко. Важен контроль процесса, так как только посредством точного контроля температуры и давления есть возможность сохранить аморфную структуру.

В современном материаловедении активно развивается область, связанная с разработкой наноразмерных порошков, анализом их характеристик и разработкой новых материалов на их основе [20]. Нанодисперсные вещества, содержащие или состоящие из наночастиц, могут проявлять уникальные свойства, которые невозможно достичь с помощью традиционных методов. Сфера использования нанодисперсных порошков необычайно обширна: они находят применение как функциональные добавки и катализаторы спекания в области порошковой металлургии, модификаторы композитных материалов (в том числе СЛКОМ), полимеров, эластомеров и так далее [64].

Применение нанокристаллических металлических сплавов и наноразмерных частиц в создании СЛКОМ способствует формированию новых видов конструкционных композитов с повышенными эксплуатационными свойствами, что, в свою очередь, расширяет сферу их применения в современной индустрии [65]. Известно, например, что эффективность модификации термореактивных полимеров твёрдыми дисперсными частицами определяется рядом параметров наполнителя: размером и формой частиц, их объёмной долей, градацией по размерам, равномерностью распределения в объёме системы [66]. Из-за высокой активности поверхности наночастиц углерода они склонны к агрегации, что усложняет их равномерное распределение в полимерной АРКМ. Это связано с тем, что порошковые углеродные наночастицы являются агломерированными наполнителями, что приводит к структурным эффектам и диспергированию, вызывающим как статистическое образование агломератов, так и их случайное разделение [19]. Распределение агломератов частиц по разным диаметрам в СЛКОМ зависит от исходного материала и особенностей процесса производства. Взаимодействие частиц в дисперсных системах происходит под воздействием сил различной природы, что влияет на макроскопические свойства СЛКОМ [67]. Например, агрегация исходных частиц наполнителя увеличивает модуль упругости и уменьшает ударную вязкость СЛКОМ. Необходимо учитывать средний диаметр частиц, так как этот параметр влияет на размер зазора между частицами, определяющий уровень структурной напряженности, свойства СЛКОМ при сдвиге [66]. Разработка технологии интеграции наноразмерных углеродных частиц с АРКМ в СЛКОМ для уменьшения агрегации и достижения равномерного распределения при производстве композита остается актуальной задачей.

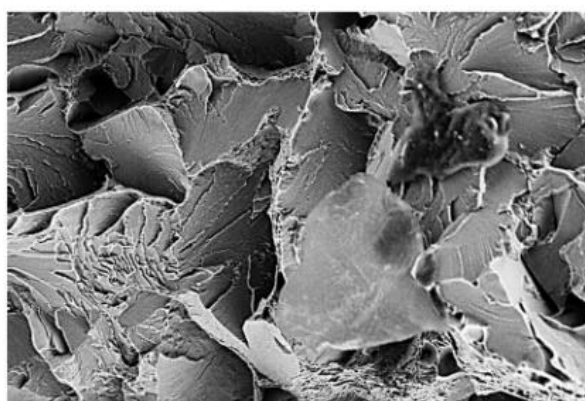
1.5 Деформация и разрушение металлов и сплавов при криогенном охрупчивании

Скачкообразный переход к этапу хрупкого разрушения впервые получил толкование в рамках классической теории А. Ф. Иоффе [68]. Такой переход осуществим, когда механические напряжения превосходят порог хрупкой прочности до достижения предела текучести твёрдого материала. На микроуровне это представление приемлемо, но при макроскопическом анализе моно- и поликристаллических структур такие концепции некорректны, и пластичность наблюдается при всех видах разрушения. Концепции физической природы хладноломкости металлов (ХЛМ) были многократно исследованы в ряде работ [69–72]. Одна из основных точек зрения о физической природе ХЛМ заключается в том, что при определённых условиях ХЛМ является следствием кристаллического строения твёрдых материалов. Экспериментальные данные указывают на предрасположенность к ХЛМ с объёмно-центрированной кубической решёткой и некоторых металлов с гексагональной плотноупакованной решёткой, в то время как металлы с гранецентрированной кубической решёткой и многие металлы с гексагональной плотноупакованной решёткой не демонстрируют хладноломкость [69]. Физические характеристики металла во многом определяются характером межатомных связей. Отмечено наличие гибридных направленных связей у переходных металлов, особенно у хрома, молибдена и вольфрама, что предполагает возможную роль ковалентных связей в ХЛМ. Предполагается, что у ХЛМ происходит изменение электронной конфигурации атомов. Это может приводить к возникновению химических связующих сил и, как следствие, к ХЛМ, поскольку кристаллическая решётка становится менее плотной и симметричной.

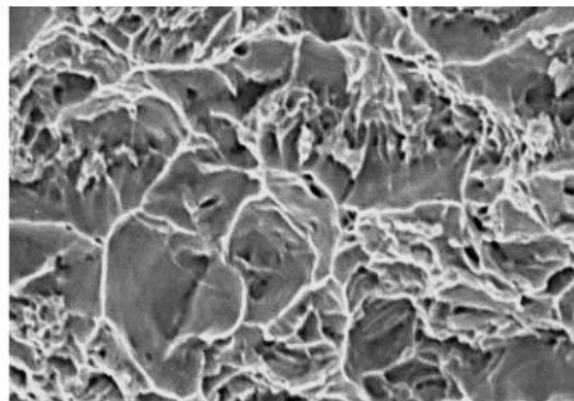
В работе [73] исследована специфика изменения механических свойств ряда металлических сплавов при понижении температуры (в зависимости от типа

кристаллического строения). Исследованы материалы с различными типами кристаллического строения: с объёмно-центрированной кубической решёткой - стали 20, 45, 09Г2С; с гранецентрированной кубической решёткой - сталь 12Х18Н10Т и алюминиевый сплав Д16; с гексагональной плотноупакованной решёткой - титановый сплав ВТ8. Проведены механические испытания в диапазоне температур 173 - 293 К на ударную вязкость.

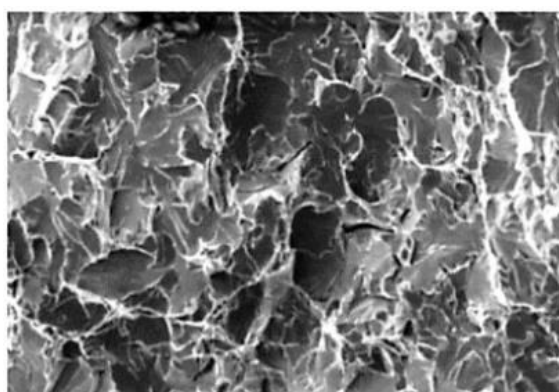
На рисунке 1 представлены характерные фрактограммы исследованных металлических сплавов с объёмно-центрированной кубической решёткой при температурах 293 и 213 К [73].



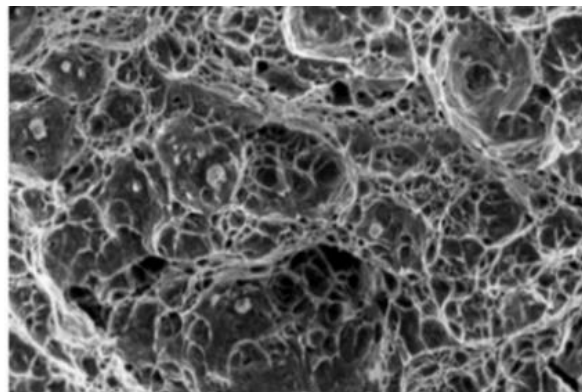
а



б



в



г

Рисунок 1 – Микрофотографии участков изломов образцов: а) сталь 45 при температуре 213 К; б) сталь 45 при температуре 293 К; в) сталь 09Г2С при температуре 213 К; г) сталь 09Г2С при температуре 293 К

Результаты исследования [73] показали, что для металлов с объёмно-центрированной кубической решёткой наблюдается снижение ударной вязкости в 5-9 раз в диапазоне температур 193 – 293 К. Для данных металлических сплавов при температуре 293 К характерно вязкое разрушение, тогда как при понижении температуры испытания в изломе обнаружены фасетки хрупкого скола и межзёрненное разрушение (см. рисунок 1а-г).

На рисунке 2 представлены характерные фрактограммы исследуемых образцов при температурах 293 и 213 К (металлические сплавы с гранецентрированной кубической решёткой) [73].

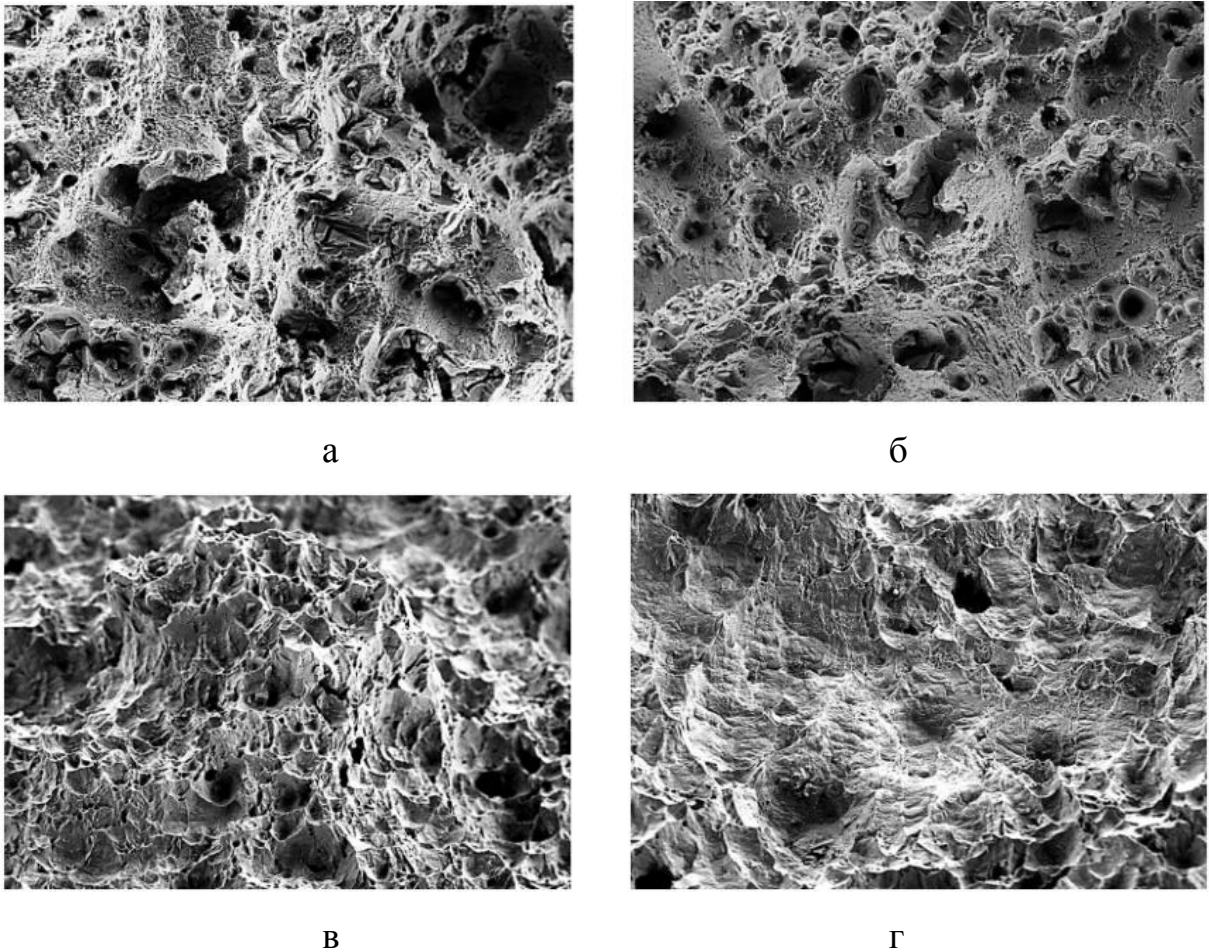


Рисунок 2 – Морфология поверхностей изломов опытных образцов: а) сплав Д16 при температуре 213 К; б) сплав Д16 при температуре 293 К; в) сплав 12Х18Н10Т при температуре 213 К; г) сплав 12Х18Н10Т при температуре 293 К

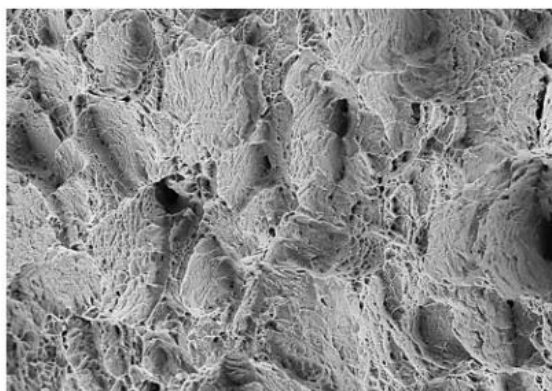
Анализ фрактограмм показал, что металлические сплавы с гранецентрированной кубической решёткой демонстрируют менее интенсивное падение ударной вязкости по сравнению с металлическими сплавами с объёмно-центрированной кубической решёткой.

Ударная вязкость при понижении температуры испытания остается примерно на одном уровне. Форма излома стали 12Х18Н10Т сильно искажена, что говорит о высокой пластичности материала, которая остается примерно такой же при 193 К.

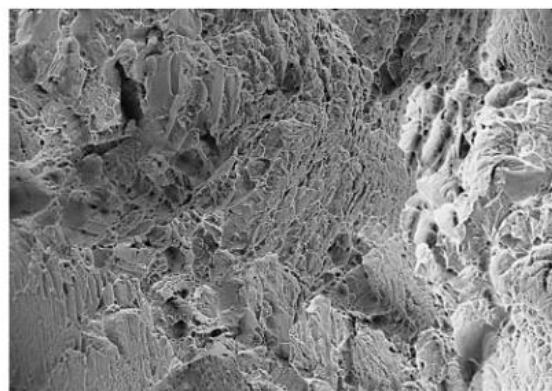
На рисунке 3 представлены характерные фрактограммы исследуемых материалов при температурах 293 и 213 К для металлических сплавов с гексагональной плотноупакованной решёткой [73].

Очевидно, что для металлических сплавов с гексагональной плотноупакованной кристаллической решёткой также наблюдается незначительное изменение ударной вязкости при данном диапазоне температур.

С точки зрения механокристаллического подхода, рассматривающего мезоструктуры материала, связь типа кристаллической решётки с температурой вязкохрупкого перехода, предположительно, обусловлена её влиянием на подвижность дислокаций [74].



а



б

Рисунок 3 – Микрофотографии участков изломов образцов титанового сплава BT8: а) при температуре 213 К; б) при температуре 293 К

При перемещении вдоль ряда от железа к танталу наблюдается снижение характеристической температуры для всех металлов с кубической гранецентрированной и объёмно-центрированной структурой, что указывает на ослабление атомных связей. В последующем, при переходе к литию, происходит резкое возрастание этого показателя [75].

Тенденция к уменьшению прочности связей вновь проявляется у лития, никеля и других металлов. При переходе от тантала к литию также заметен скачок в значениях энергии сцепления, с уменьшением более чем в четыре раза.

Для металлов с гексагональной плотноупакованной решёткой при одинаковом параметре решётки (3,29 Å), соответствующем интервалу от циркония до таллия, характерны относительно незначительные колебания. Характеристическая температура на отрезке от магния до циркония и таллия испытывает резкое изменение.

Однако стоит отметить значительную вариативность данных в последнем случае, что мешает сделать окончательные выводы.

Можно предположить, что в ряду металлов, построенном в соответствии с параметром решётки, при переходе от тантала к литию (кубическая гранецентрированная и объёмно-центрированная структура) и от циркония к таллию (гексагональная плотноупакованная структура) происходит изменение, по меньшей мере, в количественном аспекте атомных связей. Сравнение с известными сведениями о хрупкости, в том числе о ХЛМ, показывает, что это явление достаточно многогранно и при его анализе следует учитывать, в частности, химическую чистоту металла. Содержание примесей или специфических легирующих элементов может значительно влиять на ХЛМ, поэтому химическая чистота играет ключевую роль в определении их механических свойств [76, 77]. Таким образом, металл будет считаться хладноломким, если он проявляет такие свойства в определённых условиях [78].

На левой стороне диаграммы (рисунок 4), располагаются металлы, чья склонность к ХЛМ не вызывает сомнений (цинк, хром, железо, кадмий), тогда как

в правой части находятся металлы, которые сохраняют пластичность при любых температурах (медь, алюминий, свинец, никель, аустенитная сталь, серебро и другие) [75].

Возможно выделить границу, разделяющую эти две группы. Тантал с параметром решётки 3,2959 Å может служить ключевой точкой в ряду кубических гранецентрированных и объёмно-центрированных металлов. Известно [79], что он остается вязким даже при температурах жидкого гелия.

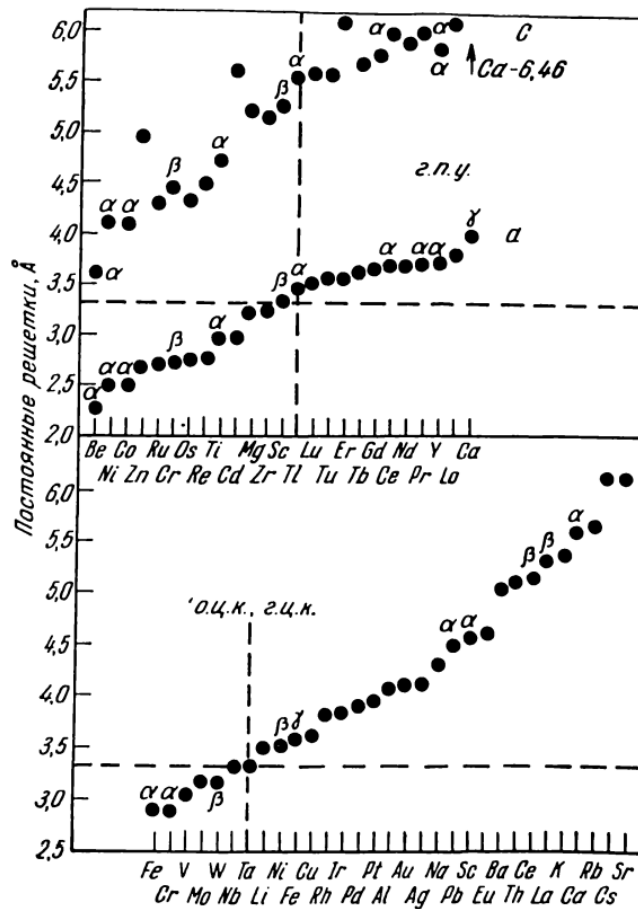


Рисунок 4 – Экспериментально определённые параметры кристаллической решётки для образцов, изготовленных из различных химических элементов с объёмно-центрированной кубической, гранецентрированной кубической и гексагональной плотноупакованной кристаллическими решётками

Среди металлов, обладающих гексагональной плотноупакованной структурой, в качестве аналога тантала может выступать таллий. Когда величина параметра кристаллической решётки металла с объёмно-центрированной кубической решёткой или с гранецентрированной кубической структурой превышает соответствующий параметр тантала, а для металла с гексагональной плотноупакованной решёткой — таллия, такой металл проявляет устойчивость к хрупкому разрушению [70]. В противном случае, когда параметр меньше указанных значений, материал склонен к ХЛМ.

Известно, что формирование поверхности приводит к значительным изменениям в распределении сил, действующих на внешний атомный слой. С микроскопической точки зрения, это связано с возникновением дополнительных межатомных и внеатомных сил, которые распределяются по поверхности кристалла и действуют ортогонально и параллельно ей. Анализируя нормальную составляющую этих сил, можно выделить две ориентации: направленные наружу, вызывающие растяжение тела, и направленные внутрь, приводящие к его сжатию. Параметр кристаллической решётки может служить относительным критерием в этом вопросе [79].

Таким образом, предполагается, что у металлов, расположенных в ряду с объёмно-центрированной кубической решёткой и с гранецентрированной кубической решёткой левее тантала и лития, а в ряду с гексагональной плотноупакованной структурой — левее таллия, молекулярные силы ориентированы внутрь тела и сжимают его поверхность. Для металлов, находящихся справа от этих элементов, молекулярные силы направлены наружу и растягивают поверхностные слои. В контексте данной гипотезы можно предположить, что, хотя различные элементы периодической системы могут обладать одинаковой по знаку поверхностной энергией, силовая составляющая поверхностного натяжения, нормальная к поверхности, может быть как положительной, так и отрицательной [75]. Также возможно ее отсутствие, что,

однако, не исключает наличие поверхностного натяжения за счёт действия тангенциальной компоненты поверхностных сил.

Вне зависимости от типа кристаллической решётки и направления действия растягивающих/сжимающих сил на поверхности, разрушение всегда проявляется в возникновении и росте трещины/трещин.

Представим микротрещину в виде острого углубления. Для упрощения анализа, каждую из поверхностей трещины будем воспринимать как плоскую область, на которую действуют некомпенсированные межатомные силы взаимодействия (поверхностное натяжение). Напряжение в вершине трещины можно приблизительно оценить, удвоив напряжения на краю плоского участка с распределенными нормальными поверхностными силами. В данном контексте интенсивность нагрузки сопоставима с межатомной силой, приложенной к единице поверхности.

Возможны три сценария развития событий. В первом случае силы ориентированы внутрь тела, во втором они нейтрализованы, а в третьем направлены из тела в полость трещины. Исходя из вышеизложенного, механические напряжения, генерируемые поверхностными силами на краю трещины, сопоставимы с теоретической прочностью материала. Это предполагает возможность принципиально разного поведения трещины.

Если силы направлены внутрь кристалла, то поверхностные молекулярные силы стремятся к разрушению материала; во втором случае такие силы отсутствуют и не влияют на прочность трещины; в третьем они стремятся сомкнуть трещину. Следовательно, воздействие «нормальной» компоненты действующих сил является сложным и неоднородным [75]. Она может как способствовать, так и препятствовать разрушению.

Существуют различные концепции, касающиеся феномена ХЛМ при низких температурах. Одна из теорий ассоциирует данное явление с типом кристаллической структуры: металлы с объёмно-центрированной кубической решёткой проявляют хрупкость, в то время как металлы с гранецентрированной

кубической решёткой демонстрируют пластичность [69]. В соответствии с рассмотренной выше моделью, данный аспект не играет существенной роли. Определяющим фактором является направленность сил поверхностного натяжения на границах образовавшейся трещины [75]. При низком значении параметра решётки, независимо от ее типа, поверхностные силы усиливают разрушение. При высоком значении параметра решётки металл устойчив к ХЛМ, благодаря стремлению поверхностного натяжения закрыть микротрещину. В контексте этой модели пластичными являются калий, литий, натрий, рений, цезий (объёмно-центрированная кубическая решётка), таллий, эрбий и другие (гексагональная плотноупакованная решётка). Соответствие экспериментальных данных о ХЛМ с распределением элементов по параметрам решётки даёт основания предполагать, что размер кристаллической решётки может служить индикатором предрасположенности металла к хрупкому разрушению. Прямое практическое следствие из модели заключается в необходимости увеличения параметра решётки хрупких металлов в процессе легирования для предотвращения ХЛМ. В частности, добавление никеля и хрома в сталь увеличивает ее решёточный параметр и перемещает границу хрупкости в более низкий температурный диапазон [80]. Согласно модели, поверхностное натяжение способствует сближению границ трещин. Это можно представить следующим образом: на этапе пластической деформации в металле возникает трещина. Когда она раскрывается, упругие деформации в матрице составляют доли процента. Однако, когда поверхность трещины обнажается, параметр решётки в ней резко увеличивается на 3—12%. Так как этот процесс происходит с высокой скоростью, сопоставимой со скоростью звука, а вскрытие трещины происходит медленно, обе стороны трещины имеют возможность сблизиться и восстановить первоначальную связь [81]. В таких условиях неконтролируемое распространение трещины невозможно. В металлах этого класса критическое состояние не достигается из-за указанных выше процессов. Следовательно, можно рассматривать только пластическое увеличение трещин за счёт непрерывных дислокационных реакций, чередующихся с

«восстановлением сплошности» [79]. Если в металлах возникающие нормальные напряжения приближаются к межатомным силам связи, то возможно прямое раскрытие трещины. Таким образом, разрушение, однажды начавшись, может продолжаться под воздействием только сил поверхностного натяжения [75].

Очевидно, что в данных условиях, в контексте исключительно упругой задачи, концепция критического размера трещины утрачивает значение. Вопрос заключается не в том, по какой причине металлы, расположенные в верхней части диаграммы (рисунок 4), проявляют хрупкость, а в механизмах сохранения пластичности. В целом критический размер трещины коррелирует с дислокационными процессами пластической деформации в вершине микротрещины. Однако эта взаимосвязь может быть сложной и не всегда соответствует теоретическим представлениям, о чем свидетельствуют практические наблюдения [82].

В хрупких материалах, согласно критерию Гриффитса [83], энергетически выгоден рост трещины при условии:

$$l \geq l_{\text{Гр}} = z \left(\frac{\gamma E}{\sigma^2} \right) \quad (1.3)$$

где l – размер трещины;

$l_{\text{Гр}}$ – критический гриффитсовский размер трещины;

$z \sim 1$ – коэффициент, который зависит от положения и формы трещины;

γ – удельная поверхностная энергия;

E – модуль упругости;

σ – механическое напряжение.

Если размер трещины будет больше критического, то тогда рост трещины энергетически выгоден, в обратном случае – рост трещины энергетически невыгоден, энергетически выгодно схлопывание трещины.

Данное выражение работоспособно для трещин, у которых вершина острая, и которая находится в абсолютно хрупком теле. Локальные напряжения вызывают пластическую деформацию. В результате пластической деформации снижаются

механические напряжения у вершины трещины и одновременно возможно их увеличение на некотором расстоянии от вершины трещины [84]. При условии, что вершина трещины с размером l имеет радиус кривизны r , можно записать:

$$\sigma_{max} \approx \sigma_{теор} \sqrt{a/r} \quad (1.4)$$

где a – межатомное расстояние.

Откуда следует, что механические напряжения будут достигать предельного значения в случае приблизительного равенства значения радиуса кривизны r и межатомного расстояния a . При условии, что значение радиуса кривизны r вершины трещины во много раз превышает значение межатомного расстояния ($r \gg a$) рост трещины возможен при наличии локальных тепловых флуктуаций.

При учёте того, что пластическая деформация сопровождает рост трещины в твёрдых телах условие (1.4) можно записать следующим образом:

$$l \geq l_0 = a \left(\frac{\gamma_{эфф} E}{\sigma^2} \right) \quad (1.5)$$

где $\gamma_{эфф} = \gamma + \gamma_{пл}$, $\gamma_{пл}$ – энергия пластической деформации,

l_0 – критический размер Орована. Для пластических тел $\gamma_{эфф} \approx \gamma_{пл}$.

С учётом специфики разрушаемого объекта, его поверхностных свойств, а также особенностей процессов разрушения, деформации и фрагментации на нано- и микроуровне необходимо дальнейшее исследование описанных выше физических механизмов разрушения твёрдых тел.

1.6 Разрушение слоистых композиционных соединений

В настоящее время много экспериментальных и теоретических исследований посвящено изучению закономерностей деформации и разрушению металлов и сплавов на нано-, микро- и макроуровнях [84–86]. В то же время недостаточно развиты теоретические представления о специфике деформации и разрушения

многослойных СЛКОМ в экстремальных условиях. Как описано выше, такие материалы (в ряде случаев к СЛКОМ также можно причислить биметаллы) могут быть получены разнообразными методами, но при этом принцип их изготовления основан на том, что в одну композицию соединены разнородные материалы.

Физико-механические свойства СЛКОМ во многом зависят от структуры материала в области их соединения. Сама структура в области соединения может отличаться при аналогичных исходных материалах, если способы их получения отличаются [87]. В зависимости от выбора методов получения СЛКОМ, определяется прочность соединения слоёв, структура на границе фаз и т. д., что существенно влияет на физико-механические свойства СЛКОМ в целом. В работе [88] исследуется СЛКОМ на основе сталей У8 и 08Х18Н10 полученные методом горячей прокатки. Методами металлографического анализа определено, что полученные образцы СЛКОМ имеют диапазон толщин 240 нм – 4 мкм. Определена ударная вязкость подготовленных СЛКОМ. Установлено, что образцы СЛКОМ с U-образным концентратором напряжений не разрушаются при использовании копра мощностью до 300 Вт. Приведён фрактографический анализ (рисунок 5) поверхности разрушившейся части образца [88]. По ней определено, что излом является вязким, так как он имеет характерный ямочный рельеф.

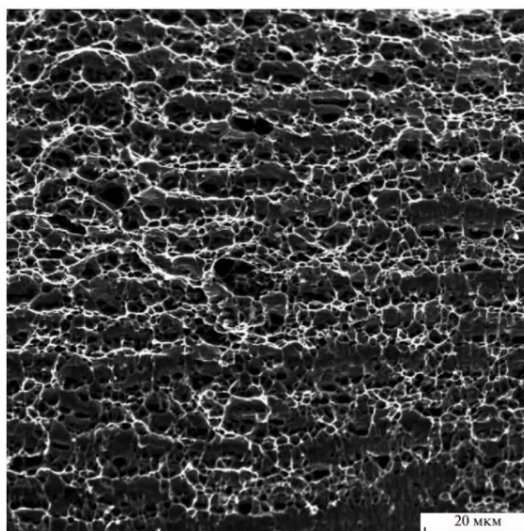


Рисунок 5 – Микрофотография поверхности образца СЛКОМ на основе сталей У8 и 08Х18Н10 после испытаний на ударный изгиб

В работе [89] представлены результаты исследования алюмоматричных СЛКОМ на сопротивление разрушению при одноосном разрыве. СЛКОМ подготовлены жидкофазным методом, с добавлением кислорода в расплав алюминия. В работе [89] экспериментально исследуется влияние дисперсной фазы оксида алюминия на упрочнение СЛКОМ. Механические испытания готовых образцов дисперсно-упрочненного СЛКОМ показали, что в зависимости от объёма дисперсных фаз существенно различается морфология поверхности разрушения.

В работе [90] по итогам обзора существующих композитов сделан следующий вывод: для железа и алюминия твердофазные методы подготовки СЛКОМ являются эффективными и наиболее распространёнными. Показано, что основным фактором, который влияет на свойства СЛКОМ, является состояние границы раздела материалов.

В металлических СЛКОМ скорость роста трещины меньше, чем у гомогенного металлического материала из-за наличия межслойных границ [91]. Торможение трещины реализуется разными способами: ее притуплением, ветвлением вершины трещины, изменением траектории распространения трещины. В работе [92] уточнено, что если фронт трещины ориентирован параллельно укладке слоёв СЛКОМ, то возможно ветвление трещины, при их перпендикулярности возможно торможение трещины. Таким образом способ торможения будет зависеть от ориентации фронта трещины относительно плоскости ее раздела.

В области физики конденсированного состояния и физического материаловедения продолжают разработки физико-математических моделей, описывающих упругие и прочностные характеристики композитов. В работах [93, 94] развиваются новые методы вычисления упругопрочностных свойств композитов. Для ряда теорий сравнительный анализ полученных результатов расчёта с экспериментальными данными, показывает высокую точность вычислений.

1.7 Цель и задачи исследования

Из обзора современных литературных данных следует, что современные СЛКОМ обладают высокими прочностными свойствами. Механические свойства СЛКОМ определяются материалами, из которых они изготовлены и методом их производства [86, 90, 94]. Существуют композиты на основе наноструктурных, аморфных и кристаллических материалов. В научной литературе значительное внимание посвящено изучению специфики деформации и разрушению в СЛКОМ [86, 95]. Однако, физическая природа многих явлений, происходящих в СЛКОМ при их механических испытаниях, особенно при низких температурах, изучена недостаточно [96]. Недостаточно изучено влияние низких/криогенных температур на механические свойства слоистых композиционных соединений на основе наноструктурных, аморфных материалов.

Таким образом, на основании проанализированных литературных данных была определена методология исследования, сформулирована цель и определены задачи.

Цель диссертационной работы – выявление механизма разрушения слоистых структур на основе аморфных-нанокристаллических-кристаллических металлических сплавов в температурном диапазоне 77–293 К и создание композиционных соединений на основе нанокристаллических/аморфных сплавов, сохраняющих прочность в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах.

Для достижения поставленной цели нужно решить **следующие задачи исследования:**

1. Разработать методику создания тонких слоистых композитов на основе нанокристаллического/аморфного – легкоплавких металлических сплавов, сохраняющих механическую прочность и вязкий характер разрушения в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах.

2. Исследовать морфологические особенности разрушения тонких слоистых композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная пленка» в условиях одноосного растяжения при температурах 77, 195, 293 К.

3. Определить закономерности деформирования и разрушения тонких слоистых композитов нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы в условиях одноосного растяжения в интервале температур 77 – 293 К.

4. Определить специфику распределения температуры в области вершины трещины, распространяющейся в тонких слоистых композиционных соединениях нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы, методом компьютерного моделирования.

5. Исследовать влияние эффекта саморазогрева в вершине магистральной трещины, распространяющейся в тонких слоистых композиционных соединениях нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы, на характер их разрушения в интервале температур 77 – 293 К.

ГЛАВА 2 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ И АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

На основании критического анализа современной научной литературы, проведенной в первой главе, показано, что многие СЛКОМ имеют хорошие прочностные свойства. Слоистые композиционные структуры в условиях высоких механических напряжений могут демонстрировать вязкий характер разрушения. В частности, возможно торможение трещин, а скорость их роста в композиционных материалах может быть меньше, чем в гомогенных материалах. Такие эффекты возможны из-за наличия межфазных границ. В тонких СЛКОМ механические свойства во многом определяются состоянием границы раздела.

С физической точки зрения, в тонких СЛКОМ наибольший интерес могут представлять градиентные слоистые структуры, то есть структуры, в которых вдоль некоторого направления изменяется одна или несколько характеристик. Такими свойствами могут обладать границы раздела аморфный/нанокристаллический металлический сплав – микрокристаллический сплав, нанокристаллический металлический сплав – полимерный материал/композит и т. д.

Для достижения цели работы в данной главе были поставлены следующие задачи.

1. Разработать методику изготовления образцов тонких многослойных композиционных соединений аморфно-нанокристаллические металлические плёнки – полимерный слой.
2. Определить микротвёрдость тонких слоистых композитов при различных нагрузках на индентор и построить соответствующие зависимости.
3. Выявить особенности микроразрушения поверхности тонкого многослойного композиционного соединения аморфно-нанокристаллические

металлические плёнки – полимерный слой в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса. Уточнить методику определения вязкости микроразрушения поверхности многослойных композиционных соединений.

4. Разработать методику создания тонких композиционных соединений аморфный/нанокристаллический сплав - легкоплавкий металлический сплав. Определить микротвёрдость полученных композиционных соединений и провести испытания образцов в условиях одноосного растяжения.

2.1 Методика изготовления слоистых композитов на основе аморфно-нанокристаллической плёнки и полиэфирных материалов

Композиционные соединения создавались на основе аморфной ленты марки 82K3XCP ($\text{Co}_{71,66}\text{Si}_{17,09}\text{B}_{4,73}\text{Fe}_{3,38}\text{Cr}_{3,14}$) и нанокристаллической ленты марки 5БДСР ($\text{Fe}_{77}\text{Si}_{13}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{B}_3$). Ленты получены методом спиннингования на ПАО «Ашинский металлургический завод». При использовании метода спиннингования формируется плоская струя расплавленного металлического сплава (с определённым химическим составом) на поверхность охлаждающего диска. Диск при этом крутится с линейной скоростью от 20 до 30 м/с. Этот процесс сопровождается быстрым затвердеванием плоской струи расплава со скоростью примерно 10^6 К/с [96]. В процессе быстрого охлаждения и затвердевания расплав не успевает кристаллизоваться. В результате металлическая лента приобретает аморфную структуру.

На основе аморфной ленты марки 82K3XCP были подготовлены различные виды композиционных соединений: композиты на основе аморфно-нанокристаллических плёнок и полиэфирной смолы (в том числе с добавлением углеродных нанотрубок); композиты на основе аморфной ленты и легкоплавких кристаллических сплавов.

Для формирования аморфно-нанокристаллической структуры в аморфной ленте 82K3XCP выполняли следующие технологические операции. Из ленты толщиной 30 мкм вырезали образцы размером 20x10 мм. Образцы укладывали в стопки по 30 штук и помещали между пластинами из нержавеющей стали (рисунок 6 элемент 1). Чтобы свести к минимуму возможное искривление плёнок во время термической обработки, эту конструкцию сжимали, используя груз массой 0,5 кг, как показано на рисунке 6.

Далее собранную «конструкцию» помещали в предварительно разогретую до заданной температуры муфельную печь. Время выдержки в печи составляло 600 с., затем «конструкция» извлекалась из печи и охлаждалась при комнатной температуре. Данным методом добивались начала кристаллизации АММЕТС.

Рекристаллизация во время отжига может привести к образованию кристаллических фаз в аморфной матрице, что может повлиять на механические свойства сплава [97, 98]. В частности, внедрение кристаллических фаз может увеличить твердость и модуль упругости материала. Однако важно отметить, что взаимосвязь между отжигом, рекристаллизацией и твердостью не является однозначной.

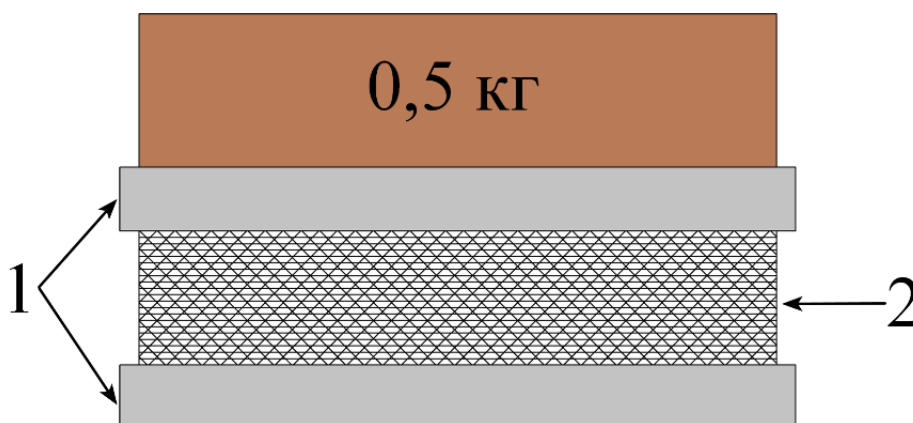


Рисунок 6 – «Конструкция» из пластин нержавеющей стали (1) и образцов аморфного металлического сплава 82K3XCP (2), придавленная грузом массой в 0,5 кг при печном отжиге

Для анализа структуры отожженных образцов был проведён рентгеноструктурный анализ с помощью рентгеновского дифрактометра Дрон-2. Полученные дифрактограммы можно разделить на 3 группы по диапазонам температур 373–700, 740–830 и 850–950 К. Рентгенограмма приведена на рисунке 7. При температурах отжига менее 700 К образцы имеют аморфную/рентгеноаморфную структуру, поскольку не наблюдаются явных изменений в рентгенограмме. При температуре отжига 740 К и выше появляются признаки кристаллизации. На рентгенограмме появляется первый максимум, который свидетельствует о начале формирования зон когерентного рассеяния в аморфной структуре. Рентгенограммы, полученные на образцах, отожженных при температурах выше 740 К, достаточно «сложные». Рентгенограммы объединены в условные группы, которые в зависимости от температуры отжига, показывают различные рентгеновские максимумы.

Наличие одного широкого максимума, интенсивность которого превышает уровень фона приблизительно в 2–3 раза, является отличительной чертой первой условной группы рентгенограмм, к которым относятся неотожжённые образцы АММЕТС и отожжённые при температурах до 700 К. При температурах отжига 740 К и выше проявляются признаки начала процесса кристаллизации в виде небольших максимумов.

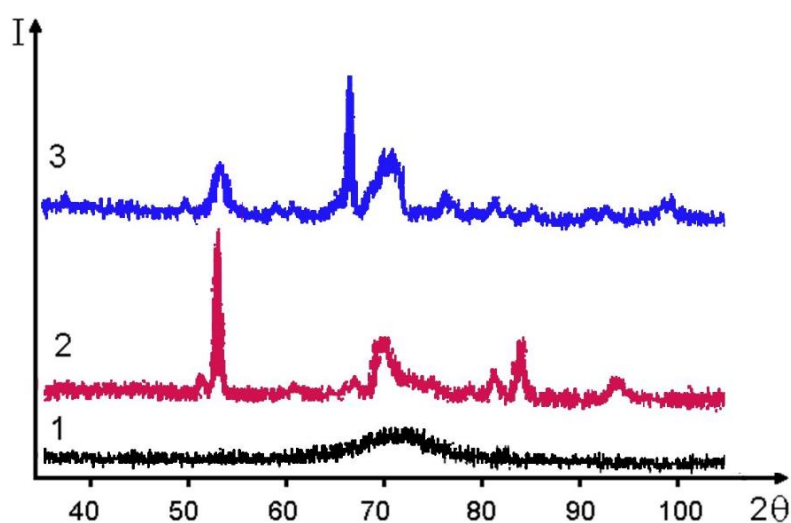


Рисунок 7 – Характерный вид рентгенограмм 1, 2 и 3-й групп. 1 – не отожжённый АММЕТС, 2 – $T_{\text{отж}}=740\text{--}830$ К, 3 – $T_{\text{отж}}=850\text{--}950$ К

Для второй группы рентгенограмм характерно проявление большого числа максимумов при двойных брэгговских углах $[2\theta]$: $52,2^\circ$; $70,9^\circ$; $82,8^\circ$; $95,1^\circ$. Для данной группы характерно проявление кристаллической составляющей, но при этом аморфная фаза все еще присутствует.

При дальнейшем увеличении температуры отжига проявляется третья группа рентгенограмм. У данной рентгенограммы отсутствуют пики характерные для второй группы, и при этом проявляются максимумы в областях $52,9^\circ$; $65,9^\circ$; $71,6^\circ$ $[2\theta]$.

Для дальнейшей работы использовались образцы, отожжённые при температурах 740–830 К и 850–950 К, относящиеся ко второй и третьей группе рентгенограмм соответственно. На их основе были изготовлены две группы слоистых композитов, которые здесь и далее обозначаются, как:

- 1) АМНКРО1 на основе аморфно-нанокристаллических образцов, полученных при $T_{отж} \in [740; 830 \text{ К}]$;
- 2) АМНКРО2 на основе аморфно-нанокристаллических образцов, полученных при $T_{отж} \in [850; 950 \text{ К}]$.

Из подготовленных образцов формировали СЛКОМ путём наложения двух аморфно-нанокристаллических плёнок с прослойкой из связующего материала между ними. В качестве связующего материала использовали полиэфирную смолу марки HB BODY PRO F 211 (стирол C_8H_8 10-15%, диоксид титана 0,1-2,5%, полиэфирные смолы 89-82,5%). Преимуществами данной полиэфирной смолы являются: отсутствие выраженного изменения вязкости материала до момента добавления затвердителя; затвердевание полимера происходит при 293 К; удается добиться хорошей воспроизводимости при изготовлении образцов.

Заготовку «аморфно-нанокристаллическая плёнка + полиэфирная смола + аморфно-нанокристаллическая плёнка» сжимали с помощью груза, массой 0,5 кг (рисунок 8) и предварительно обезжиренного оргстекла с ограничителями высоты в 300 мкм. Расположение отожженных плёнок показано на рисунке 8 элемент 1, а полиэфирная составляющая обозначена элементом 2.

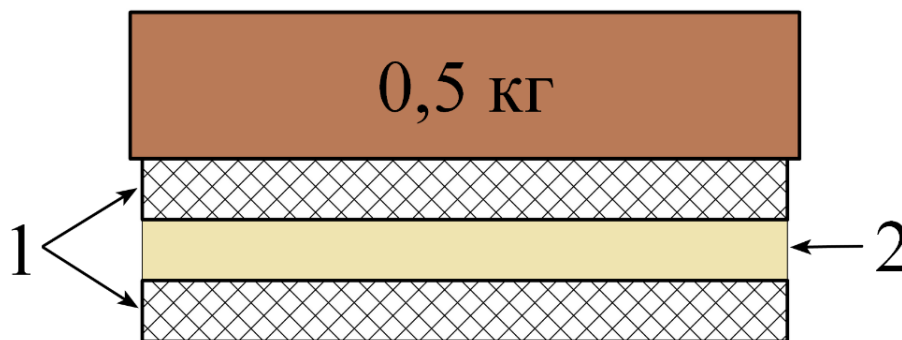


Рисунок 8 – Склеивание отожженных образцов (1) с помощью полиэфирной смолы (2) под действием груза 0,5 кг

Для выявления механических свойств подготовленных образцов СЛКОМ выбран метод микроиндентирования. Поскольку СЛКОМ имеет относительно небольшой размер, то метод микроиндентирования позволяет с высокой точностью определить его механические свойства [99, 100]. Для проведения механических испытаний СЛКОМ требует дальнейшей подготовки.

Заготовку «аморфно-нанокристаллическая плёнка + полиэфирная смола + аморфно-нанокристаллическая плёнка» (элемент 1 на рисунке 9) приклеивали на подложку из полиэфирной смолы (элемент 2 на рисунке 9), которую в свою очередь наносили на металлическую пластину толщиной 2 мм, шириной 25 мм, длиной 35 мм (элемент 3 на рисунке 9). Полученный композит помещали в специальную форму и придавливали стеклом с обезжиренной поверхностью с силой 4,9 Н, и оставляли в таком виде до полного затвердевания полимера. На рисунке 9 изображен готовый композит (элемент 1) на полимерной (элемент 2) и металлической (элемент 3) подложках.

Образцы с углеродными нанотрубками подготавливали по аналогичному алгоритму, кроме того, что жидкий раствор полимера смешивали с углеродными нанотрубками в пропорции 95% к 5% по объёму [101].

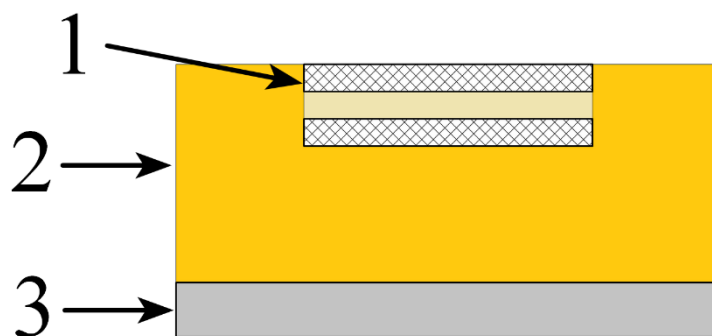


Рисунок 9 – Готовый композит (1) на подложке из полиэфирной составляющей (2) и стали (3)

Были подготовлены образцы четырёх серий. Образцы серий № 1 и № 2 выполнены без использования углеродных нанотрубок, тогда как образцы серий № 3 и № 4 армированы углеродными нанотрубками. Для образцов серий № 1 и № 3 использовали аморфно-нанокристаллическую плёнку, отожжённую при 750 К, а для образцов серий № 2 и № 4 при 850 К.

2.2 Методика проведения механических испытаний слоистых образцов на основе нанокристаллических плёнок и полиэфирных смол

Эксплуатационные характеристики многих материалов/деталей определяются свойствами поверхностного слоя [102]. В настоящее время точное определение механических характеристик тонкого поверхностного слоя остается сложной задачей [103]. Традиционные методы диагностики не всегда способны адекватно оценить эти характеристики, создавая парадоксальную ситуацию, когда есть возможность формировать поверхностный слой, но нет адекватного и точного метода оценки механических свойств поверхности.

Существует потребность в новых или усовершенствованных методах испытаний для лучшего понимания связи между механическими свойствами, микроструктурой и химическим составом поверхности [104]. Измерения

микротвёрдости при вдавливании - хорошо известный и надёжный метод механических испытаний. Если отношение глубины вдавливания к толщине плёнки превышает критическое значение, измеренная твёрдость H_V зависит от материала подложки и перестаёт быть характеристикой покрытия [105]. Критическое (безразмерное) отношение глубины вдавливания к толщине варьируется между примерно 0,07 и 0,2, где наиболее неблагоприятным является случай твёрдого покрытия на более мягкой подложке. Критическое значение не является очень четким, и, фактически, измеренная твёрдость постоянно меняется в зависимости от глубины вдавливания, толщины плёнки, твёрдости плёнки и подложки [106].

Одним из способов преодоления этой трудности и измерения микротвёрдости на тонких покрытиях является миниатюризация измерений до теста «нано» уровня [107]. В более широком масштабе глубина вдавливания строго пропорциональна квадратному корню от нагрузки для большинства однородных материалов. В работе [99] представлена методика механических испытаний, которая позволяет определить твёрдость плёнки, расположенной на подложке. Минимальная толщина плёнок может составлять $\approx 10^{-7}$ м. Модель справедлива для плёнок, которые твёрже, чем подложка. Методика проверена для плёнок хрома на четырёх различных материалах подложки.

При работе с новыми материалами, особенно с тонкими покрытиями, возникает необходимость в адаптации методов механических испытаний для оценки свойств плёнки и её сцепления с базовым материалом [108, 109]. Процессы, такие как напыление в вакууме, лазерная и плазменная обработка, способствуют созданию материалов с превосходными эксплуатационными характеристиками, но исследования в области точного определения свойств поверхностных и пограничных слоёв все еще недостаточны [110]. Это приводит к эмпирическому подходу в выборе параметров обработки, что ограничивает глубину научного понимания процессов упрочнения. Чтобы устранить данные проблемы требуется разработка и адаптация специализированных методов испытаний, которые будут

учитывать размеры, форму образца и специфику индентирования тонких слоёв [111]. Такие методы позволяют провести точную оценку механических свойств поверхностного слоя и определить оптимальные параметры упрочняющей обработки.

Метод индентирования часто используется для исследования механических свойств поверхностного слоя композитов, потому что он позволяет с достаточной точностью измерить твёрдость и модуль упругости материала на микро- и наноуровне [112]. Этот метод особенно полезен для композитов, так как они могут иметь неоднородную структуру и различные свойства в зависимости от глубины. Индентирование позволяет получить детальную информацию о свойствах тонких покрытий и малых объёмов материала, что важно для определения их прочности, устойчивости к износу и других ключевых характеристик [113].

Существуют разные методы измерения твёрдости материала. В данной работе был выбран метод Виккерса, поскольку метод Бринелля не применяется для тонких материалов, а метод Роквелла обладает меньшей точностью по сравнению с предыдущими методами [114].

Актуальность изучения микротвёрдости СЛКОМ, в которые добавляли углеродные нанотрубки, обусловлена потенциальной возможностью улучшения механических свойств СЛКОМ. В работе [115] показано, что включение углеродных нанотрубок в СЛКОМ с металлической АРКМ позволяет повысить прочность и пластичность. Более того, добавление углеродных нанотрубок в металлические матрицы, такие как алюминий, значительно улучшает твёрдость, а также другие механические свойства [116].

В данной работе были подготовлены четыре серии образцов, отличающиеся температурой отжига образца аморфной ленты и составом полимерного связующего. Для 1-й и 3-й серии образцов использовали образцы АМНКРО1, а для 2-й и 4-й серии - образцы АМНКРО2. Серии № 1 и № 2 были подготовлены без углеродных нанотрубок, тогда как серии № 3 и № 4 армированы углеродными нанотрубками.

2.2.1 Микротвёрдость композитных образцов аморфно-нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение при изменении свойств аморфно-нанокристаллической плёнки

Образцы первой серии СЛКОМ подготовлены с использованием аморфной плёнки, отожжённой при температуре 750 К (группа АМНКРО1, без армирования углеродными нанотрубками полиэфирной смолы). На рисунке 10 показана зависимость микротвёрдости от нагрузки на индентор для образцов первой серии. При нагрузке 0,98 Н величина микротвёрдости $H_V = 911$ МПа, увеличение нагрузки до 1,47 Н сопровождается ростом величины микротвёрдости до значения $H_V = 1015$ МПа. Дальнейшее увеличение нагрузки на индентор до значения 1,96 Н сопровождается незначительным увеличением микротвёрдости до значения $H_V = 1047$ МПа.

Такое изменение хорошо объясняется физическими особенностями процессов внедрения алмазной пирамидки Виккерса в СЛКОМ. По мере роста размера отпечатка значительно увеличивается сопротивление внедрению индентора.

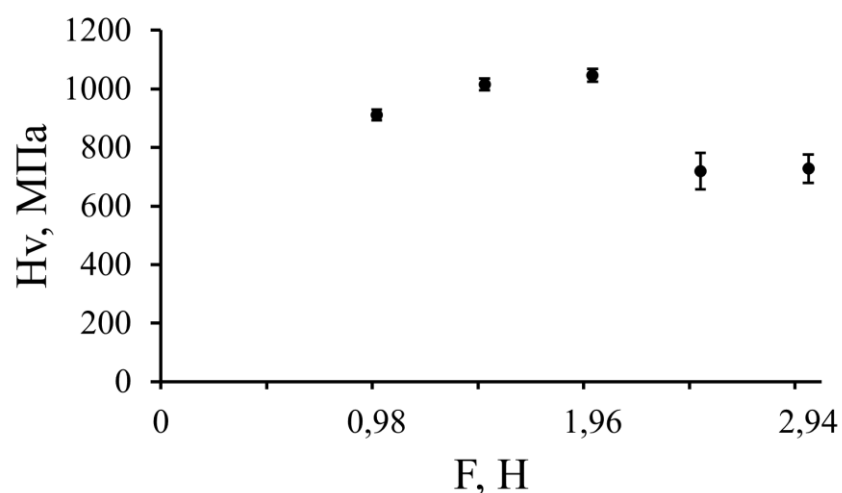


Рисунок 10 – График микротвёрдости образцов 1-й серии на основе АМНКРО1 и полиэфирного соединения в зависимости от нагрузки на индентор

Величина микротвёрдости выходит на насыщение, что связано с упругим прогибом плёнки. Толщина плёнки 30 мкм, а толщина полимерной прослойки составляет примерно 240 мкм для образца серии № 1. По мере увеличения глубины вдавливания индентора возрастает вклад подложки в получаемое значение микротвёрдости. Происходит упруго-пластичный прогиб верхней аморфно-нанокристаллической плёнки и полимерного композита. Микротвёрдость продолжает расти вплоть до нагрузки 1,96 Н.

Дальнейшее увеличение нагрузки до 2,45 Н сопровождается снижением микротвёрдости до 720 МПа. Столь значительное снижение микротвёрдости может быть обусловлено несколькими причинами. Во-первых, по мере роста нагрузки на индентор существенным оказывается влияние «вязкого» полимерного связующего, обладающего значительно меньшей микротвёрдостью, что приводит к формированию области упругого прогиба тонкой аморфно-кристаллической пленки. Во-вторых, при указанных нагрузках часто происходит откол материала вокруг области нагружения, сопровождающийся формированием замкнутой или незамкнутой кольцевой трещины, окружающей область нагружения. В результате происходит упругий прогиб округлого участка нанокристаллической плёнки вместе с материалом подложки.

При нагрузках выше 2,45 Н микротвёрдость образца незначительно увеличивается. Это может быть связано с тем, что по мере роста глубины вдавливания пирамидки на микротвёрдость слоистого композита начинает влиять следующий слой аморфно-кристаллической пленки.

На рисунке 11 показана зависимость микротвёрдости от нагрузки на индентор для образцов второй серии. При нагрузке 0,98 Н величина микротвёрдости $H_V = 905$ МПа, увеличение нагрузки до 1,47 Н сопровождается ростом величины микротвёрдости до значения $H_V = 1360$ МПа. При этой величине нагрузки микротвёрдость данного образца оказывается максимальной.

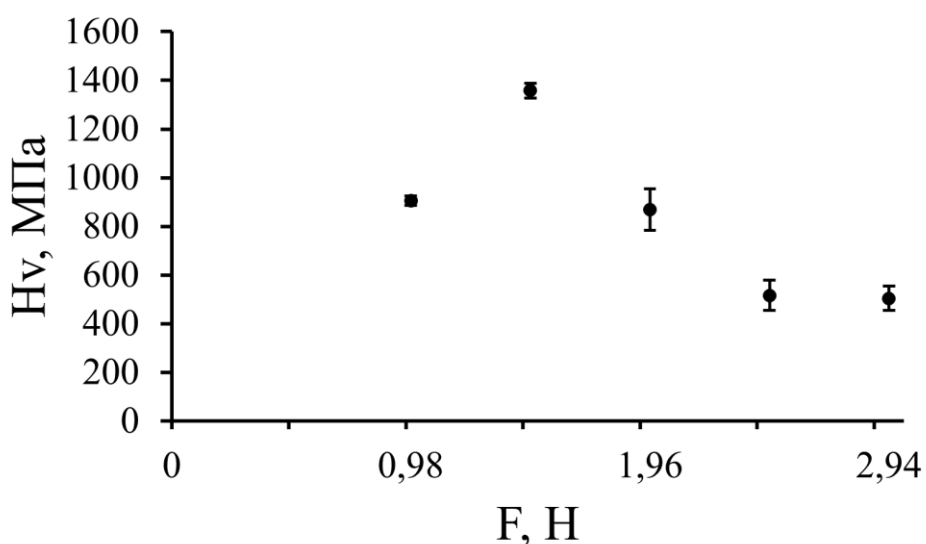


Рисунок 11 – Микротвёрдость образца 2-й серии на основе АМНКРО2 и полиэфирного соединения в зависимости от нагрузки на индентор

Для образцов второй серии максимальное значение микротвёрдости оказывается выше, чем для образцов первой серии. Хотя микротвёрдость поверхностных слоев примерно одинаковая. Это обусловлено упрочнением внутренних слоев ленты АМНКРО2 при отжиге в результате формирования нанокристаллических зерен. Дальнейшее увеличение нагрузки на индентор до значения 1,96 Н сопровождается снижением микротвёрдости до значения $H_v = 830$ МПа, а увеличение нагрузки до 2,45 Н сопровождается снижением микротвёрдости до 580 МПа.

Такая разница в микротвёрдости образцов первой и второй серий обусловлена разными механическими свойствами аморфно-нанокристаллических лент, использованных при изготовлении СЛКОМ [117].

2.2.2 Микротвёрдость композитных образцов аморфно-нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение, армированное углеродными нанотрубками

На рисунке 12 показана зависимость микротвёрдости от нагрузки на индентор для образцов третьей серии. Образцы 3-й серии изготовлены на основе АМНКРО1 и полиэфирного соединения армированной углеродными нанотрубками.

При нагрузке 0,98 Н величина микротвёрдости $H_V = 1029$ МПа, увеличение нагрузки до 1,47 Н сопровождается ростом величины микротвёрдости до значения $H_V = 1072$ МПа.

Дальнейшее увеличение нагрузки на индентор до значения 1,96 Н сопровождается снижением микротвёрдости до значения $H_V = 751$ МПа. Увеличение нагрузки до 2,45 Н сопровождается снижением микротвёрдости до 355 МПа.

Значения микротвёрдости образцов 3-й серии при малых нагрузках на индентор до 1,47 Н показывают приблизительно равные значения с 1-й серией образцов. Однако дальнейшее увеличение нагрузки приводит к более резкому снижению значения микротвёрдости.

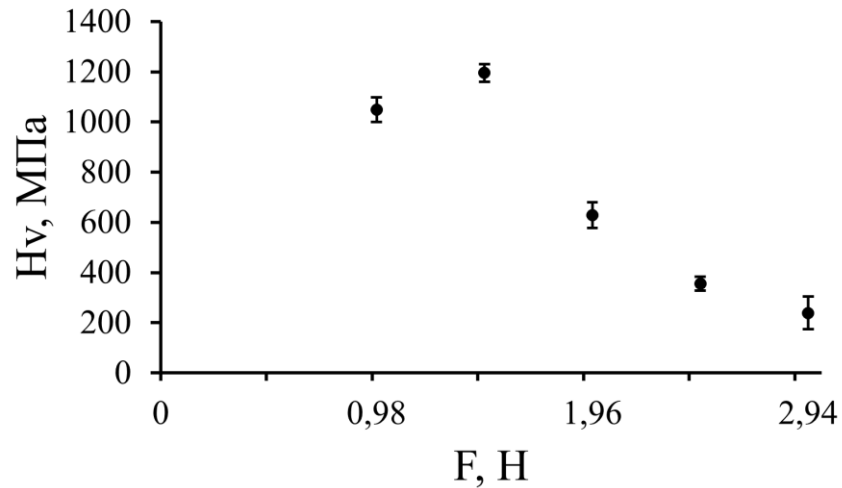


Рисунок 12 – Микротвёрдость образца 3-й серии на основе АМНКРО1 и полиэфирного соединения армированной углеродными нанотрубками в зависимости от нагрузки на индентор

На рисунке 13 показана зависимость микротвёрдости от нагрузки на индентор для образцов четвёртой серии. При нагрузке 0,98 Н величина микротвёрдости $H_v = 561$ МПа, увеличение нагрузки до 1,47 Н сопровождается снижением величины микротвёрдости до значения $H_v = 453$ МПа. При нагрузке 1,96 Н значение микротвёрдости увеличивается до значения 714 МПа.

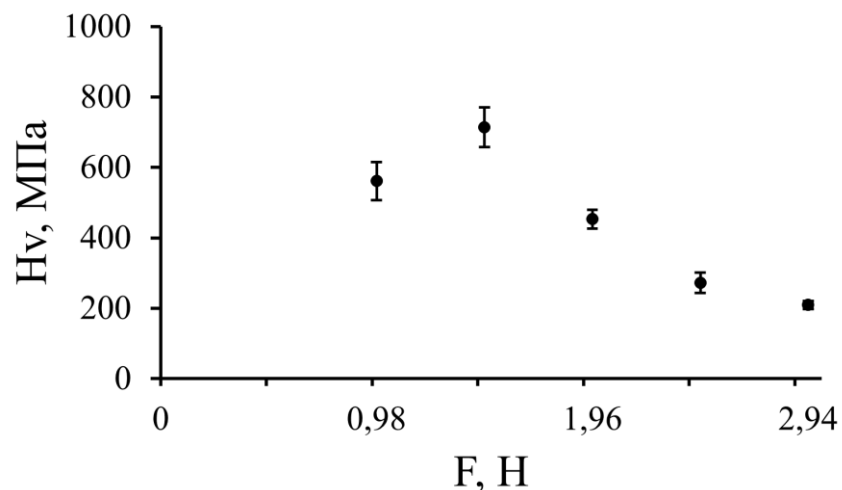


Рисунок 13 – Микротвёрдость образца 4-й серии на основе АМНКРО2 и полиэфирного соединения армированной углеродными нанотрубками в зависимости от нагрузки на индентор

Добавление углеродных нанотрубок в слой полиэфирного соединения приводит к уменьшению микротвёрдости СЛКОМ вне зависимости от принадлежности образцов к группе АМНКРО1 или АМНКРО 2. Образцы СЛКОМ, изготовленные из группы АМНКРО1, показывают высокие значения микротвёрдости при нагрузках до 1,47 Н, при дальнейшем увеличении нагрузки микротвёрдость образцов 1-й серии относительно других снижается незначительно. Тогда как микротвёрдость образцов 3-й серии снижается значительно с 1195 МПа до 355 МПа. Значение микротвёрдости для СЛКОМ стабильно возрастает до нагрузки в 1,47 Н, что может быть связано с упругим прогибом внешней аморфно-нанокристаллической плёнки. При дальнейшем увеличении нагрузки микротвёрдость стабильно снижается, что может быть связано с влиянием полимерной прослойки. Для образцов 3-й и 4-й серий данное снижение более выражено.

2.2.3 Деформация и разрушение композитных образцов аморфно-нанокристаллическая плёнка – полиэфирное соединение

В результате индентирования СЛКОМ пирамидкой Виккерса возможно формирование одной или нескольких трещин. Анализируя количество трещин, их ориентацию и другие геометрические характеристики, можно определить некоторые механические характеристики СЛКОМ.

Существует методика определения вязкости микроразрушения тонкой и хрупкой плёнки, размещенной на полиэфирном соединении [118]. В соответствии с указанной методикой при сборе экспериментальных данных учитываются только те трещины, которые параллельны (достаточно параллельны) соответствующим сторонам квадрата и образуют характерную фигуру, состоящую из трещин, ориентированных параллельно граням индентора.

Однако, в отличие от случая локального нагружения пирамидкой Виккерса плёнки, размещенной на подложке, в случае индентирования СЛКОМ не удастся получить систему трещин, образующих систему вложенных квадратов [86, 117, 119].

В данной работе выявлены специфические микрокартины, формируемые трещинами, в СЛКОМ подвергнутых нагружению пирамидкой Виккерса. Наблюдается множество трещин разных типов: радиальные, полукруглые, полукольцевые. Специфика таких трещин требует уточнения формулы, используемой для расчёта вязкости микроразрушения СЛКОМ [117].

При нагружении СЛКОМ пирамидкой Виккерса с нагрузками до 2,94 Н образуются круговые трещины и система радиальных трещин. Не образуются трещины, ориентированные параллельно граням индентора. На кольцевой трещине образуются характерные следы от рёбер пирамидки Виккерса. Такие следы образуются в случае упругого прогиба плёнки с образованием разрыва. В этом случае пластическая деформация материала под действием ребра пирамиды может происходить на неповрежденных участках подложки.

Следовательно, ранее предложенный в патенте № 2561788 способ определения вязкости микроразрушения нуждается в уточнении для многослойных структур [119].

Экспериментально установлены закономерности разрушения многослойного композиционного соединения. При нагрузках до 1,96 Н вокруг отпечатка микротрещины практически не возникают.

При увеличении нагрузок на индентор фиксируется возникновение радиальных микротрещин (рисунок 14) и микротрещин в виде полуколец, опоясывающих отпечаток. Так как микротрещины в виде вложенных квадратов (характерных для однослойного композиционного соединения) не возникают, то методика определения вязкости микроразрушения, предложенная в [118], оказывается непригодной.

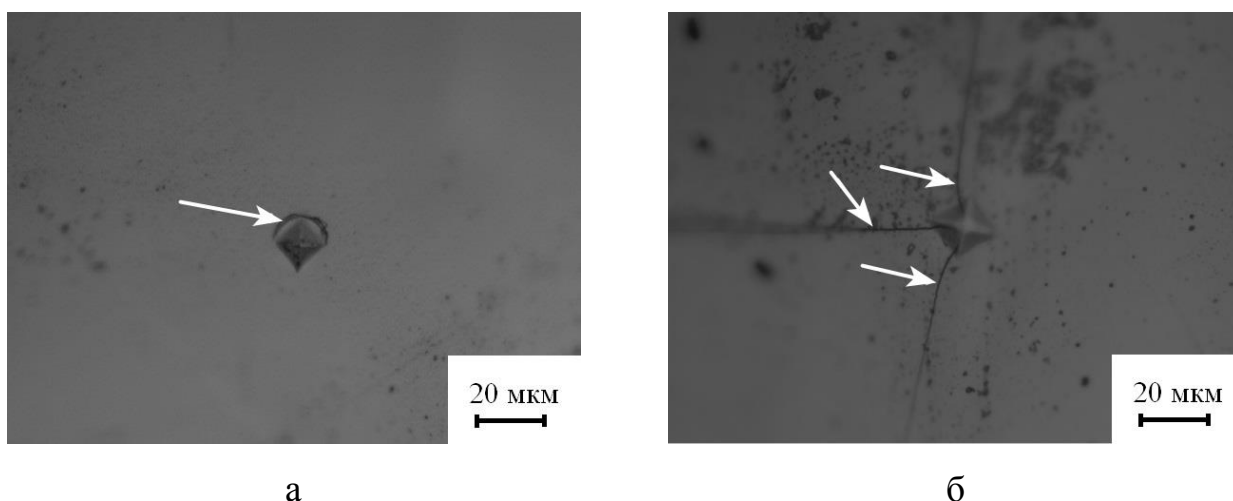


Рисунок 14 – Характерные разновидности систем трещин при микроиндентировании пирамидкой Виккерса СЛКОМ (серия № 1, $F=0,98$ Н):

а) трещины в виде полукольца, опоясывающего отпечаток;

б) радиальные трещины

Поскольку нет характерных картин микротрещин, по которым возможно определить вязкость микроразрушения многослойных СЛКОМ, предложена формула для определения ψ_B коэффициента вязкости микроразрушения для многослойных композиционных соединений:

$$\psi_B = A \frac{24,5d^2}{\sum_{i=1}^n l_i}, \quad (2.1)$$

где A – работа, совершаемая индентором;

d – диагональ отпечатка;

l_i – длина трещин.

Однако данная формула приведена без анализа некоторых явлений, сопровождающих процесс формирования отпечатка. В работе [120] предлагается уточнить расчёт коэффициентов, входящих в формулу (2.1). Работа, совершаемая индентором при вдавливании, определяется как $A = F \times s \times \cos \alpha$, где F - сила вдавливания, s - глубина вдавливания индентора и α - угол между ними. В случае, когда они направлены в одну сторону, α будет равна 0. Отметим, что для композиционных соединений, включающих в себя прочные твёрдые плёнки,

расположенные под углом к горизонтальной поверхности, возможна ситуация, когда результирующая сил составляет угол α с направлением перемещения пирамидки. В данном случае сила вдавливания F является некоторой функцией глубины вдавливания. Для случая линейной зависимости $F = ks$, где k - коэффициент пропорциональности, равный отношению приращения силы вдавливания к глубине вдавливания, за которое произошло это приращение – $k = \Delta F / \Delta s$. Тогда $dA = ks ds$, а работа будет равна $A = k \int_{s_1}^{s_2} s \cdot ds = \frac{1}{2} k (s_2^2 - s_1^2) = \frac{1}{2} k s_2^2$.

Индентирование многослойных композиционных соединений имеет определённые особенности [121, 122]. В частности, для ряда композитов очень трудно или невозможно получить симметричные отпечатки. В этой связи методика механических испытаний требует учета симметрии при расчёте величины x .

В случае индентирования пирамидкой Виккерса и формирования симметричного отпечатка в виде квадрата для расчёта микротвёрдости материала используют диагональ отпечатка. Из геометрических расчётов выразим глубину вдавливания s , $s = \frac{d}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \tan(\frac{\lambda}{2})} = \frac{d}{2 \cdot \sqrt{2} \cdot \tan(68^\circ)} = \frac{d}{7,00060279}$. При индентировании пирамидкой Виккерса и образовании симметричного отпечатка в виде квадрата глубина вдавливания будет меньше ее диагонали в ~ 7 раз, а в случае индентирования пирамидкой Виккерса и формирования несимметричного отпечатка в формуле (2) стоит взять большую величину диагонали.

При линейной зависимости силы (меняется от 0 до F_{max}) от глубины вдавливания (от 0 до x_2) получаем, $A = \frac{1}{2} \frac{F_{max}}{x_2} s_2^2 = \frac{F_{max} \cdot s_2}{2}$, и соответственно работу можно определить следующим образом:

$$A = \frac{F_{max} \cdot \frac{d}{7}}{2} = \frac{F_{max} \cdot d}{14}, \quad (2.2)$$

В формулу (2.1) определения ψ_B коэффициента вязкости микроразрушения для многослойных композиционных соединений подставляем формулу (2.2):

$$\psi_B = \frac{F_{max} \cdot d}{14} \cdot \frac{24,5d^2}{\sum_{i=1}^n l_i} = 1,75 \cdot \frac{Fd^3}{\sum_{i=1}^n l_i}, \quad (2.3)$$

При экспоненциальной зависимости силы от глубины вдавливания: $F = e^s$. Отсюда следует, что $dA = e^s \cdot ds$, в конечном виде работа будет равна $A = \int_{s_1}^{s_2} e^s \cdot ds = e^{s_2} - e^{s_1} = e^{s_2} - 1 = e^{\frac{d}{7}} - 1$. Далее рассчитанную работу при экспоненциальной зависимости силы от глубины вдавливания подставляем в формулу (2.1):

$$\psi_B = (e^{\frac{d}{7}} - 1) \cdot \frac{24,5d^2}{\sum_{i=1}^n l_i} \quad (2.4)$$

Для сложных зависимостей глубины вдавливания от силы, действующей на индентор, рекомендуется использование устройства, позволяющего в автоматическом режиме записывать информацию о глубине вдавливания индентора и силе вдавливания. При этом проводить расчёт численным методом, например, по приведённому алгоритму: $A = \sum_{i=1}^N F_i \Delta s_i$, где $s_i = \frac{s}{N} = const$, для $i \geq 1$ должно выполняться условие $\frac{F_i}{F_{i-1}} \in \{a, b\}$, где шаг Δx_i и коэффициенты a и b подбираются по стандартной методике таким образом, чтобы увеличить точность расчёта. Например, коэффициенты могут быть $a = 0,9$ и $b = 1,1$ для некоторого шага Δs_i .

Если критерий $\frac{F_i}{F_{i-1}} \in \{a, b\}$ не выполняется, шаг s_i следует сократить, например, вдвое. Выполнение критерия $\frac{F_i}{F_{i-1}} \in \{a, b\}$ позволяет исключить возможность скачкообразного изменения силы F между точками s_{i-1} и s_i , что может негативно сказаться на точности. С использованием формулы 2.3 определено среднее значения вязкости микроразрушения для СЛКОМ серий 1-4: серия № 1, $\psi_B = 76 \pm 7$ Н·мкм²; серия № 2, $\psi_B = 56 \pm 8$ Н·мкм²; серия № 1, $\psi_B = 62 \pm 7$ Н·мкм²; серия № 1, $\psi_B = 48 \pm 6$ Н·мкм². Следовательно, с точки зрения высокой вязкости микроразрушения предпочтительными являются СЛКОМ первой серии. Таким образом, в данном параграфе предложена уточнённая

методика определения коэффициента вязкости микроразрушения СЛКОМ и соответствующий алгоритм расчёта. Полученные результаты позволили улучшить методику определения механических свойств, разработанных СЛКОМ.

2.3 Методика подготовки композиционного соединения на основе аморфного/нанокристаллического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава

Физические свойства СЛКОМ во многом определяются особенностями пограничного слоя, образующегося при сплавлении нанокристаллической/аморфной ленты и легкоплавкого кристаллического металлического сплава [123]. Очевидно, что значительное влияние свойств этой области на механические характеристики образца в целом будет наблюдаться при достаточно малых толщинах слоёв композита. Подготовка образцов, соответствующих этому условию, позволит выявить особенности протекания процессов деформирования и разрушения таких материалов.

Для сплавления были взяты изделия Ашинского металлургического завода: нанокристаллическая лента торговой марки 5БДСР и аморфная лента 82К3ХСР. Экспериментально установлено, что охрупчивание данных лент начинается при их нагреве до температур больших ≈ 550 К. Готовили образцы лент с шириной 20 мм (82К3ХСР) и 25 мм (5БДСР) и длиной 100 мм. Средняя толщина лент составляет 30 мкм.

В качестве легкоплавкого кристаллического связующего использованы: припой ПОСК 50-18: 50% Sn + 32% Pb + 18% Cd (вес. %) (температура плавления 456 К); сплав Вуда: 50% Bi + 25% Pb + 12,5% Sn + 12,5% Cd (температура плавления 341 К); сплав Sn63Pb37 в виде безотмывной паяльной пасты SD-318 (температура плавления 456 К).

Выбранные легкоплавкие материалы обладают специфическими зависимостями микротвёрдости и хрупкости от температуры и низкими температурами плавления. Это позволяет при сплавлении с нанокристаллической/аморфной лентой минимизировать риск кристаллизации (рекристаллизации, структурной релаксации).

Экспериментально установлено, что припой ПОСК 50-18 и сплав Вуда хорошо смачивают АММЕТС марки 82K3ХСР. В результате в зоне контакта может наблюдаться взаимная диффузия компонентов сплавов [123, 124]. Это обеспечивает хорошую адгезию слоёв композита.

Сплав Sn63Pb37 применяли для сплавления нанокристаллической ленты 5БДСР. Для обеспечения адгезии использовали безотмывную паяльную пасту SD-318, состоящую из RMA (rosin mild activated) – флюса и припойного порошка Sn63Pb37, частицы которого имеют сферическую форму.

На рисунке 15 изображен готовый вид образца СЛКОМ «лента + легкоплавкий сплав + лента», который изготавливали по следующему алгоритму.

Сэндвич «лента + легкоплавкий сплав + лента» сжимали в специально сконструированной пресс-форме и помещали в предварительно разогретую муфельную печь. Муфельную печь разогревали до температур меньших температуры рекристаллизации/кристаллизации нанокристаллического/аморфного сплава, но достаточных для того, чтобы уменьшить вязкость расплавленного легкоплавкого сплава. В течение 5 минут образцы изотермически отжигали в воздушной среде, а затем медленно охлаждали до комнатной температуры. При изготовлении образцов добивались, чтобы легкоплавкая составляющая равномерно покрывала поверхность нанокристаллической/аморфной ленты. Общая толщина образцов составляла 180 ± 9 мкм. Образцы с поперечной разницей в толщине ≥ 10 мкм выбраковывались.

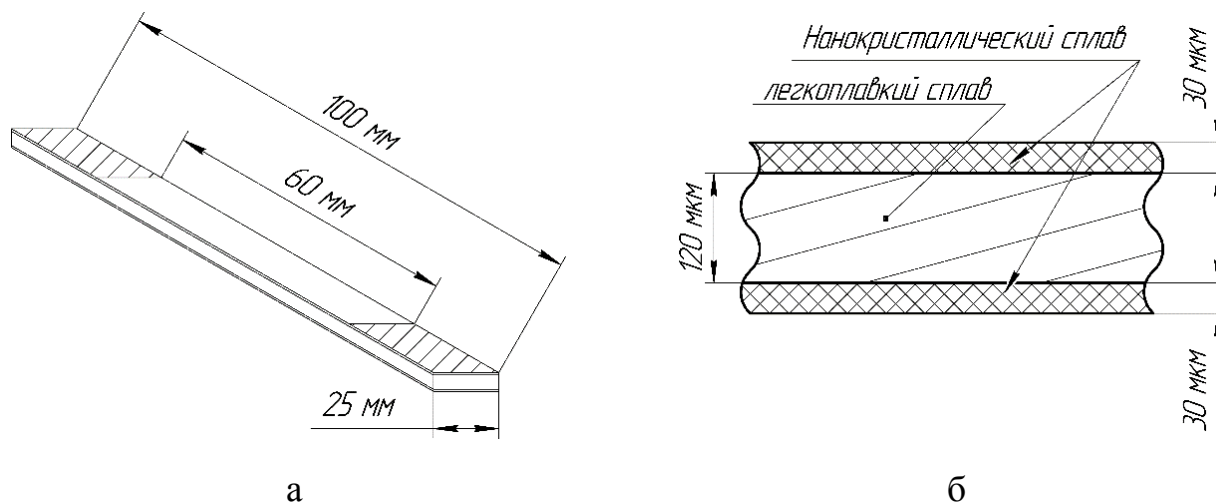


Рисунок 15 – Модель образца композита: а) общий вид образца; б) поперечный разрез композитного образца, состоящего из двух нанокристаллических/аморфных лент, соединенных легкоплавким металлическим сплавом

2.4 Механические испытания композитов на основе аморфного/нанокристаллического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава

Из всего многообразия методов механических испытаний было выбрано микроинденитрование и одноосное растяжение. Выбор был обусловлен как информативностью данных методов, так и тем, что при испытании на одноосное растяжение можно легко варьировать температуру образца от 293 К до 77 К.

Проведены механические испытания на микротвёрдость полученных композитов на основе аморфных/нанокристаллических металлических сплавов и легкоплавких сплавов (СЛКОМ «АММЕТС 82К3ХСР + сплав Вуда»; АММЕТС 82К3ХСР + сплав «ПОСК 50-18»; НКМЕТС 5БДСР + сплав «Sn63Pb37»). Установлены следующие средние значения микротвёрдости для СЛКОМ «АММЕТС 82К3ХСР + сплав Вуда»: $H_v = 1150$ МПа при $P = 0,98$ Н; $H_v = 1600$ МПа при $P = 1,96$ Н; $H_v = 1610$ МПа при $P = 2,94$ Н. Для СЛКОМ на основе АММЕТС

82К3ХСР + сплав «ПОСК 50-18»: $H_v = 1080$ МПа при $P = 0,98$ Н; $H_v = 1700$ МПа при $P = 1,96$ Н; $H_v = 1710$ МПа при $P = 2,94$ Н. Для СЛКОМ на основе НКМЕТС 5БДСР + сплав «Sn63Pb37»: $H_v = 1400$ МПа при $P = 0,98$ Н; $H_v = 1750$ МПа при $P = 1,96$ Н; $H_v = 1770$ МПа при $P = 2,94$ Н. Образования кольцевых трещин и отколов индентруемых участков не наблюдали во всем использованном диапазоне нагрузок на индентор: 0,98-2,94 Н (в отличие от рассмотренных выше СЛКОМ на основе полиэфирных композитов, в которых при индентировании наблюдалось растрескивание).

На рисунке 16 представлены характерные микрокартины отпечатка пирамидки Виккерса при индентировании СЛКОМ на основе аморфного и кристаллического сплавов при различных нагрузках.

Подбирали такие алгоритмы изготовления образцов СЛКОМ, для которых во всем диапазоне использованных нагрузок, от 0,98 Н до 3,92 Н, локальное нагружение не вызывало растрескивания. По мере увеличения нагрузки на индентор увеличивается размер отпечатка и глубина вдавливания. При нагрузках от 0,98 Н до 2,92 Н глубина вдавливания примерно равна толщине плёнки. При таких нагрузках можно говорить только о выявлении некоторой общей (усредненной) микротвёрдости СЛКОМ.

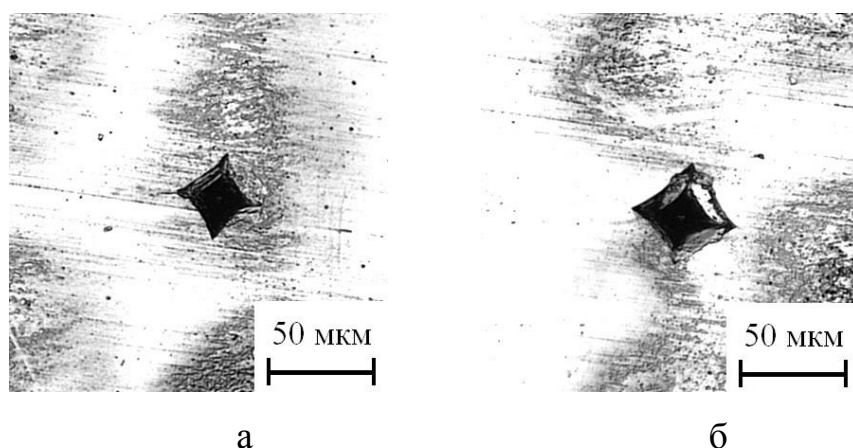


Рисунок 16 – Характерные микрокартины отпечатка пирамидки Виккерса при индентировании СЛКОМ «АММЕТС 82К3ХСР + сплав Вуда» при нагрузках:

а) 0,98 Н и б) 1,96 Н

Причем, в данной работе столь большие нагрузки на индентор использовали для того, чтобы выбрать состав композита, обладающего хорошими пластическими свойствами (высокие значения коэффициента вязкости микроразрушения ψ_B) и способного выдерживать локальные нагружения пирамидкой Виккерса с нагрузкой до 3,92 Н без растрескивания.

Испытания на одноосное растяжение композиционных соединений на основе АММЕТС/НКМЕТС и легкоплавкого кристаллического сплава предпочтительнее индентирования по нескольким причинам. Полнота информации о механических свойствах: испытание на растяжение дает более полную картину механических свойств материала, включая предел прочности, модуль упругости и характеристики пластичности. Стандартизация процедуры: методика испытаний на одноосное растяжение хорошо стандартизирована и позволяет получать воспроизводимые результаты, что важно для сравнения разных материалов [125, 126]. Простая экспериментальная схема испытания образцов на растяжение при разных температурах. Возможность наблюдения за процессом деформации: во время испытания можно наблюдать за процессом деформации и фиксировать изменения в структуре материала.

Подготовленные образцы композиционного соединения на основе аморфной/нанокристаллической ленты и легкоплавких сплавов были подвергнуты одноосному растяжению на универсальной испытательной машине Instron 3365 при комнатной температуре. Нагружение производили с фиксированной скоростью деформирования 10^{-4} м/с.

На рисунке 17 показана экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для СЛКОМ на основе 82К3ХСР и сплава Вуда при комнатной температуре. СЛКОМ на основе АММЕТС марки 82К3ХСР и кристаллического сплава Вуда при одноосном разрыве достигают предела прочности в 340 МПа, а относительная деформация при разрыве составляет 1,78%.

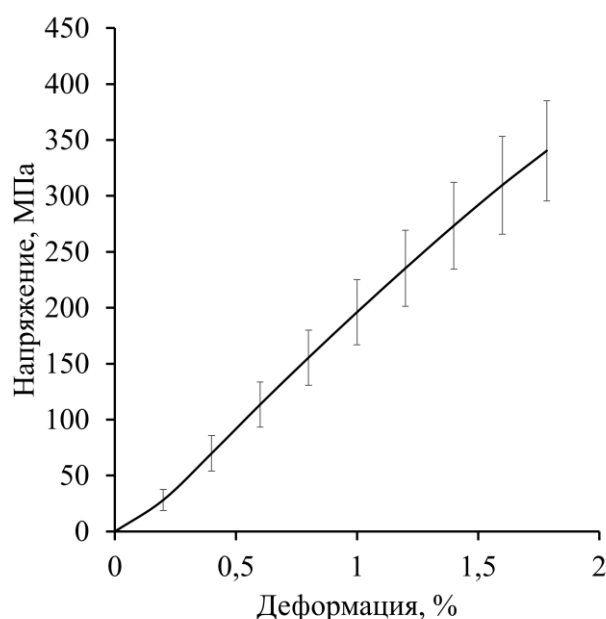


Рисунок 17 – Экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для СЛКОМ на основе аморфного сплава 82К3ХСР и сплава Вуда при комнатной температуре

На рисунке 18 показана экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для СЛКОМ на основе 82К3ХСР и кристаллического сплава (припоя) ПОСК 50-18 при комнатной температуре. СЛКОМ на основе АММЕТС марки 82К3ХСР и кристаллического сплава ПОСК 50-18 при одноосном разрыве достигают предела прочности в 310 МПа, а относительная деформация при разрыве составляет 2,30%.

Использование кристаллического сплава ПОСК 50-18 при создании СЛКОМ по сравнению со сплавом Вуда позволяет увеличить среднюю относительную деформацию на 22,6%. При этом средний предел прочности снижается на 9,9% (с 340 МПа до 310 МПа). Экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для данных СЛКОМ является сложной и зависит от различных факторов.

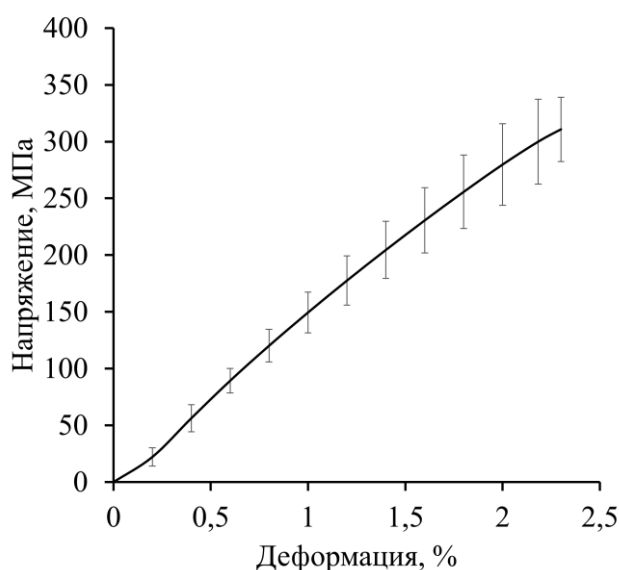


Рисунок 18 – Экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для композиционного образца на основе 82K3ХСР и ПОСК 50-18 при комнатной температуре

На рисунке 19 экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для СЛКОМ на основе нанокристаллического сплава 5БДСР и сплава (в виде паяльной пасты) Sn63Pb37 при комнатной температуре.

Композиционные образцы на основе НКМЕТС марки 5БДСР и паяльной пасты при одноосном разрыве достигают предела прочности в 510 МПа, а относительная деформация при разрыве составляет 1,58%.

На диаграммах отсутствует область текучести, у хрупких материалов почти нет стадии текучести перед разрушением, что отличает их от пластичных материалов. Разрыв происходит при низких деформациях, и даже несмотря на них, напряжение, необходимое для разрушения хрупкого материала, может быть довольно высоким.

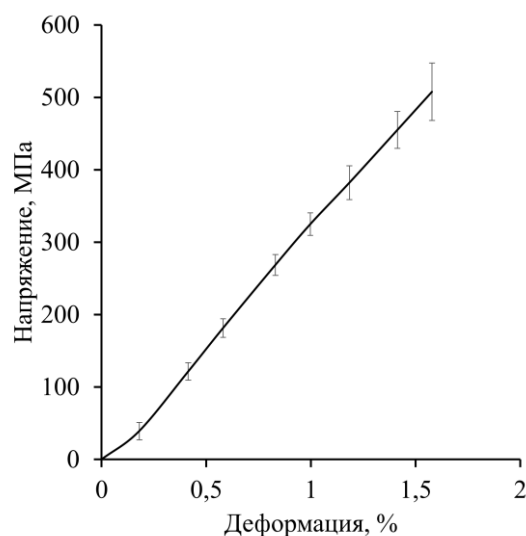


Рисунок 19 – Экспериментальная зависимость механического напряжения от относительной деформации для композиционного образца на основе 5БДСР и сплава Sn63Pb37 при комнатной температуре

Все вышеперечисленные факторы подходят и для диаграммы растяжения тонких СЛКОМ на основе аморфных/нанокристаллических — легкоплавких сплавов. Тем не менее, морфологический характер разрушения свидетельствует о том, что разрушение имеет вязкий характер.

В твердых аморфных материалах отсутствует дальний порядок. В результате действия касательного напряжения не происходит движения дислокаций. Вместо этого атомы начинают смещаться группами, что требует гораздо более высоких значений механического напряжения. В АММЕТС и НКМЕТС отсутствует деформационное упрочнение, максимальное напряжение соответствует пределу текучести. Происходит скольжение за счет смещения групп атомов в направлении максимального напряжения сдвига. Из-за отсутствия пластического упрочнения при скольжении деформация начинается и распространяется в одной и той же части образца, а именно в плоскости максимального напряжения сдвига [60, 61].

На основании механических испытаний различных СЛКОМ на микротвёрдость и специфику растрескивания в условиях локального нагружения показано, что наилучшими прочностными свойствами обладают СЛКОМ на основе аморфных/нанокристаллических сплавов и легкоплавких сплавов. Для данных

СЛКОМ также были проведены испытания на одноосное растяжение. Структура и свойства образцов СЛКОМ на основе аморфных/нанокристаллических сплавов и легкоплавких сплавов позволяет расширить диапазон их механических испытаний на одноосное растяжение в область низких температур.

2.5 Выводы по второй главе

1. Разработана методика создания многослойных композиционных соединений: аморфно-нанокристаллические металлические плёнки – полиэфирная составляющая, и изготовлены опытные образцы композитов. Экспериментально определён характер изменения микротвёрдости таких композитов в зависимости от нагрузки на индентор. Показано, что в зависимости от компонентов композита микротвёрдость растёт до значений $\approx 700\text{--}1300$ МПа при увеличении нагрузки на индентор до величин 1,47–1,96 Н.

2. Установлены особенности микроразрушения тонкой аморфно-нанокристаллической плёнки, находящейся на поверхности многослойного композиционного соединения.

На основании экспериментальных данных рассмотрена специфика определения вязкости микроразрушения покрытия многослойных композиционных соединений в тех случаях, когда локальное нагружение пирамидкой Виккерса не позволяет создать симметричные вложенные фигуры из микротрещин, окружающих отпечаток от индентора. Предложено уточнение для формулы расчёта коэффициента вязкости микроразрушения, позволяющее определять коэффициент вязкости микроразрушения твердых покрытий многослойных композиционных соединений.

3. Определена методика изготовления тонких слоистых композиционных соединений «аморфный/нанокристаллический-легкоплавкий сплав», пригодных для испытания на одноосное растяжение. Определена микротвёрдость указанных композитов, а также зависимости механического напряжения от относительной деформации.

ГЛАВА 3 КРИОГЕННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ. МОДЕЛЬ САМОРАЗОГРЕВА В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ, РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ И КОМПОЗИЦИОННОМ СОЕДИНЕНИИ НА ЕГО ОСНОВЕ

Во второй главе предложена методика создания СЛКОМ на основе аморфного/нанокристаллического и легкоплавкого металлических сплавов. Важнейшими компонентами данных композитов являются тонкие ленты аморфного/нанокристаллического сплавов 82K3XCP и 5БДСР. В современной научной литературе теоретически описывается эффект атомных «перескоков» в вершине «медленной» трещины, распространяющейся в аморфных сплавах [128]. Однако, нет данных о влиянии такого механизма на специфику разрушения СЛКОМ на основе аморфных/нанокристаллических сплавов при криогенных температурах. Это в свою очередь требует создания модели, описывающей влияние атомных «перескоков» в вершине «медленной» трещины на особенности её распространения в СЛКОМ. В случае интенсивного процесса атомных «перескоков» в вершине трещины возможен локальный и кратковременный саморазогрев, который может оказать влияние на закономерности деформирования и разрушения СЛКОМ.

Для достижения общей цели диссертационной работы в третьей главе поставлены следующие задачи:

1. Экспериментально определить прочностные характеристики аморфного и нанокристаллического сплавов в условиях одноосного растяжения в диапазоне температур 293 – 77 К.
2. Исследовать влияние низких температур на характер разрушения и установить возможные механизмы вязкого разрушения композиционного

соединения на основе аморфного/нанокристаллического сплава в условиях одноосного растяжения при криогенной температуре.

3. Выявить роль локальных процессов в вершине трещины на её распространение при криогенных температурах.

3.1 Механические свойства аморфных/нанокристаллических лент при низких температурах в условиях одноосного растяжения

Для выявления специфики разрушения композитных соединений на основе аморфных/нанокристаллических лент необходимо провести сравнительный анализ результатов механических испытаний образцов СЛКОМ и отдельных их компонентов (лент нанокристаллического металлического сплава 5БДСР и лент аморфного сплава 82К3ХСР в широком диапазоне температур). Для этого из используемых металлических лент толщиной 30 мкм были подготовлены образцы размерами 25x100 мм. Для проведения механических испытаний при температуре 195 К образец помещали в ёмкость с «сухим льдом», а для поддержания температуры в 77 К использовали ёмкость с жидким азотом. Нагружение производили с фиксированной скоростью деформирования 10^{-4} м/с (Instron 3365).

На рисунке 20 приведена зависимость механического напряжения от относительной деформации для нанокристаллического образца 5БДСР при температурах 293, 195 и 77 К.

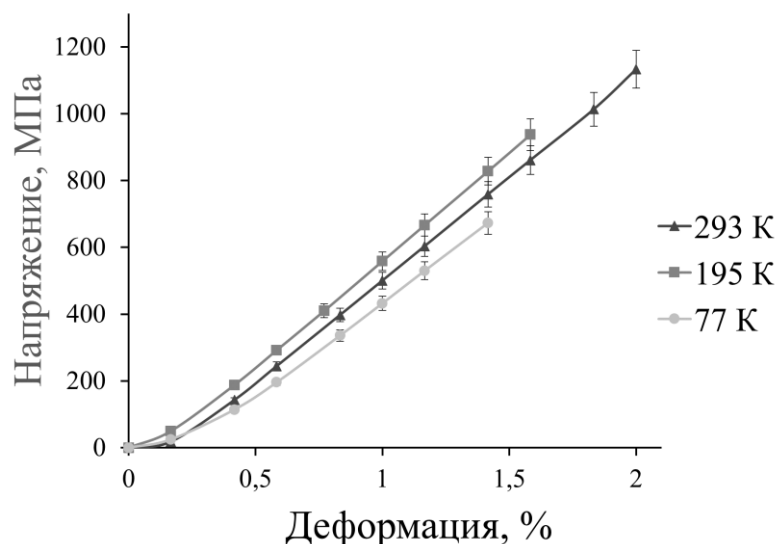


Рисунок 20 – Экспериментальные зависимости механического напряжения от относительной деформации для образцов 5БДСР при температурах 293, 195 и 77 К

Из данных представленных на рисунке 20 следует, что при проведении испытания на одноосное растяжение нанокристаллических образцов 5БДСР при комнатной температуре (293 К) среднее значение предела прочности (σ) составляет 1130 МПа, а относительная деформация равна 2,00%. При понижении температуры испытания до 195 К среднее значение предела прочности нанокристаллического образца 5БДСР падает до значения 940 МПа, а значение относительной деформации падает до 1,58%. Для случая испытания при 77 К средний предел прочности падает до 640 МПа, а значение относительной деформации до 1,50%.

На рисунке 21 представлена диаграмма растяжения аморфных образцов 82К3ХСР при температурах 293, 195 и 77 К. Предел прочности аморфных образцов 82К3ХСР при 293 К в среднем равен 1435 МПа, а средняя относительная деформация составляет 1,64%.

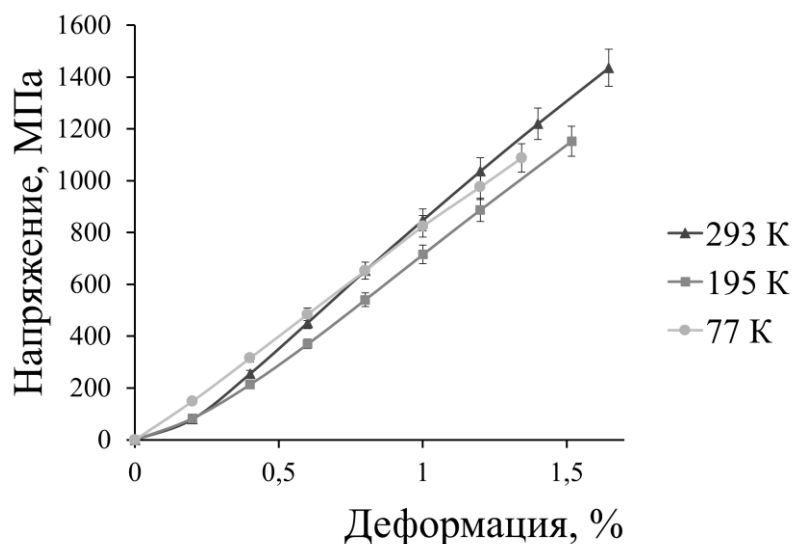


Рисунок 21 – Экспериментальные зависимости механического напряжения от относительной деформации для аморфного образца 82К3ХСР при температурах 293, 195 и 77 К

Предел прочности материала, при понижении температуры до 195 К, составляет в среднем 1152 МПа, а средняя относительная деформация составляет 1,52%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 1087 МПа, а средняя относительная деформация до 1,34%.

При проведении испытаний на одноосное растяжение аморфных и нанокристаллических лент при комнатной температуре образцы разрушались (в большинстве случаев) на две части. Характерные картины разрушения образцов аморфных лент 82К3ХСР приведены на рисунке 22.

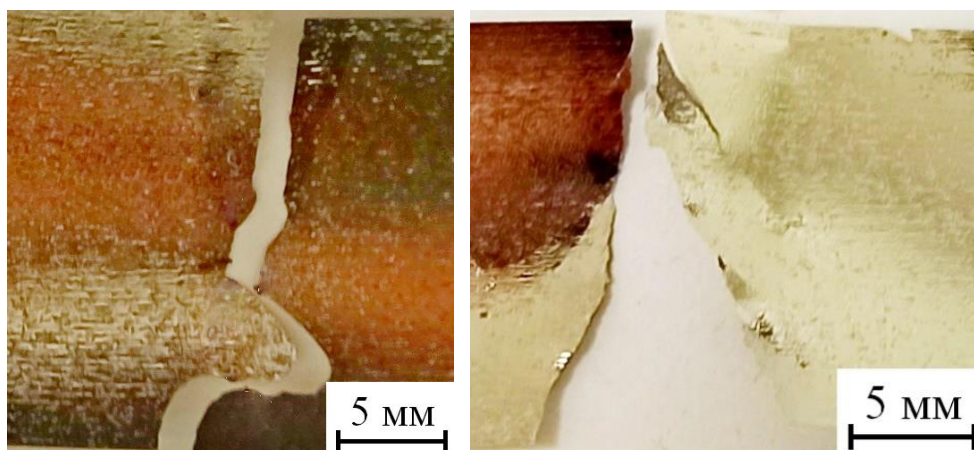


Рисунок 22 – Морфологические особенности разрушения образца аморфной ленты 82K3XCP при комнатной температуре в условиях одноосного растяжения

Понижение температуры испытания при одноосном растяжении до 195 К меняло характер разрушения. Образцы аморфной ленты разрушались хрупко. Наблюдается разрушение на две части и/или множество мелких частей.

При понижении температуры испытания на одноосное растяжение до 77 К образцы аморфной ленты разрушались хрупко, с образованием многочисленных «осколков». Микрофотографии приведены на рисунке 23. Снижение температуры испытания на одноосное растяжение до 77 К изменяет характер разрушения с вязкого на хрупкий.

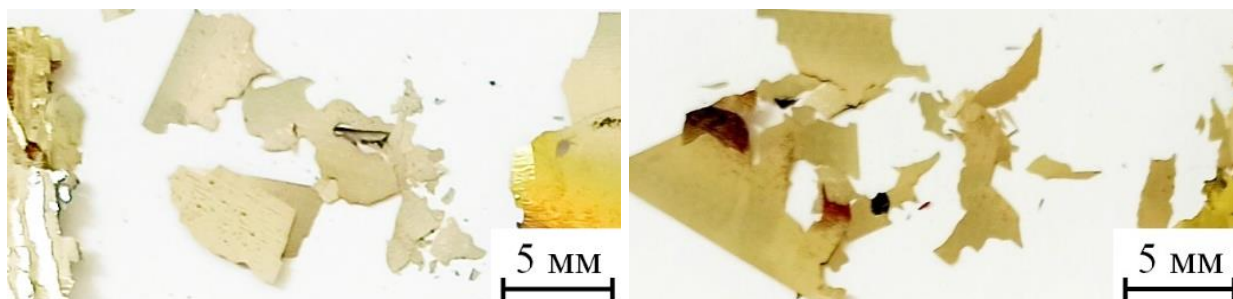


Рисунок 23 – Морфологические особенности разрушения образца аморфной ленты 82K3XCP при температуре 77 К в условиях одноосного растяжения

3.2 Модель саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в слоистом композиционном соединении на основе аморфного металлического сплава

Рост трещин в СЛКОМ, на основе лент АММЕТС/НКМЕТС, может сопровождаться локальным разогревом, при котором область в вершине трещины в результате пластического деформирования разогревается. Данный эффект ранее был теоретически рассмотрен в работе [128] и известен как модель Спэйпена. Модель была предложена Спэйпеном и объясняет пластическую деформацию АММЕТС на основе концепции свободного объёма. В аморфных материалах нет регулярной кристаллической решётки, поэтому атомы распределены случайным образом. В рамках модели «свободного объёма» предполагается, что пластическая деформация происходит за счёт серии атомных [128]:

$$\sigma_T = \frac{U - kT \ln M/\dot{\epsilon}}{V} \quad (3.1)$$

где σ_T – предел текучести;

$\dot{\epsilon}$ - скорость деформации;

U - высота потенциального барьера;

V - активационный объём;

$M \approx const$.

Для используемых нанокристаллических/аморфных лент и легкоплавких кристаллических металлических сплавов температура кипения жидкого азота оказывается ниже температуры Дебая Θ , оценка которой для данных материалов может быть сделана с учётом концентрации химических компонентов [129], где для каждого компонента температура Θ_i рассчитывается, например, по формуле Линдемана (3.2) [130]:

$$\Theta_i = 137 \sqrt{\frac{T_m^i}{A_i V_i^{2/3}}} \quad (3.2)$$

где Θ_i – температура Дебая;

T_m^i – температура плавления компонента;

A_i – атомная масса;

V_i – атомарный объём компонента.

То есть на начальном этапе атомной релаксации разогрев композита вблизи вершины трещины обусловлен поглощением энергии фононов электронами материала. Как только локальная температура в вершине трещины становится выше Θ , дальнейший рост температуры может быть рассмотрен в рамках теории неомогенной пластичности СЛКОМ с учётом термофлуктуаций в вершине трещины [131]. Согласно теории Ландау-Халатникова скорость релаксации определяется как [132]:

$$a_n(T, \sigma) = \omega_0 \left[e^{-\frac{(E_\eta - \sigma V_\eta)}{kT}} + \Theta(\sigma - \sigma_1) e^{-\frac{a}{a_{dB}}} \right] \quad (3.3)$$

где $a_n(T, \sigma)$ — скорость релаксации;

E_η — энергия активации атомной перестройки;

V_η — активационный объём кластера, испытавшего атомную перестройку;

$a_{dB}(\sigma)$ — длина волны де Бройля;

a — ширина потенциального барьера в двухъямном потенциале;

$\omega_0 \approx 10^{13}$ Hz, $\Theta(\sigma - \sigma_1)$ — тэта-функция, которая отлична от нуля, когда величина механического напряжения σ вызывает неупругую деформацию;

σ_1 — предел пропорциональности.

Раскрытие трещины постепенно уменьшается вплоть до межатомных расстояний вблизи её вершины. Плавное смыкание «берегов» трещины и конечность напряжений обуславливают «автономность» вершины трещины. Диаметр флуктуационного объёма и длина вершины трещины практически одинаковы [131]. Следовательно, в микрообъёме вблизи острия возможно накопление микроповреждений, и перед фронтом трещины возникает область разрыхления с дополнительным свободным объёмом. Дефекты такого типа влияют

на низкотемпературные свойства нанокристаллических/аморфных материалов и могут рассматриваться как носители пластической деформации. Наиболее известной теорией, учитывающей наличие неупругой зоны перед трещиной, является теория Леонова—Панасюка—Дагдейла [133]. В условиях низкотемпературного охрупчивания СЛКОМ можно предположить, что перед фронтом трещины возникает зона вынужденной пластичности, развитие которой происходит с преодолением внутреннего трения и выделением дополнительной теплоты, что приводит к локальному нагреванию материала в окрестности вершины трещины. В каждой точке объёма в окрестности вершины трещины действует тепловой источник, мощность которого определяется как [134]:

$$\dot{Q} = \frac{2\bar{\mu}}{\tau^2} e^{-t/\tau} \cdot \varepsilon^2 \cdot \eta(T - \Theta) \quad (3.4)$$

где $\dot{Q}$ – количество выделяемой теплоты;

$\bar{\mu}$ – молярная масса образца;

τ – время запаздывания вынужденной пластической деформации;

ε – средняя пластическая деформация в вершине трещины;

$\eta(T - \Theta)$ – функция Хевисайда.

С другой стороны, при понижении температуры теплоёмкость снижается, таким образом энергии, выделяемой в наноразмерной области в вершине трещины, хватает для ее прогрева до температуры, при которой легкоплавкие сплавы становятся пластичными.

Единой точки зрения на механизм неоднородной пластичности нанокристаллических/аморфных материалов и СЛКОМ на их основе на сегодняшний момент нет [128]. Требуется анализ процесса деформации в масштабах флуктуационного объёма в вершинах растущих трещин. Машинное моделирование этого процесса как на континуальном, так и на атомном уровне позволит выявить его особенности и определить основные механизмы вынужденной пластичности изучаемых материалов в широком диапазоне

температур ниже комнатных. Одной из проблем при этом является анализ распределения температуры в образце с трещиной.

С учётом рассмотренных выше теоретических представлений, сформулированных на основе анализа физических явлений [128, 130–133], описывающих процесс разрушения в нанокристаллическом/аморфном материале, была сформулирована физическая модель разогрева области в окрестности вершины трещины.

Теплообмен по механизму теплопроводности в исследуемом твёрдом материале, с внутренними источниками тепла описывается дифференциальным уравнением теплопроводности (дифференциальным уравнением Фурье). На внешней поверхности образца (кроме поверхности трещины) происходит свободная конвекция, которая описывается формулой Ньютона-Рихмана (3.5) [135]:

$$q = \alpha(T_c - T_f) \quad (3.5)$$

где q – плотность теплового потока;

T_c – температура поверхности твёрдого тела;

T_f – температура окружающей среды;

α – коэффициент конвекционной теплоотдачи.

Так как по результатам предварительных модельных экспериментов избыточная температура не успевает распространиться до поверхности образца, то верно утверждение что $T_c = T_f$. Тогда граничные условия третьего рода (условия Ньютона) вырождаются в граничные условия второго рода (условия Неймана), которые и были использованы при дальнейшем моделировании. В процессе моделирования разрушения СЛКОМ необходимо учитывать тепловые эффекты у вершины растущей трещины. Корректность заданных условий складывается из учёта скорости и характера роста трещины (при вязком разрушении наблюдается криволинейный характер роста трещины и множественное ветвление) с учётом термодинамической средней скорости движения молекул газовой фазы (при

данных температурах средняя скорость молекул азота составит ≈ 240 м/с). В данном случае молекулами газовой фазы являются молекулы азота при температуре выше точки кипения на 3-5 градусов (80–82 К). При этом в модельных экспериментах средняя скорость роста трещины может достигать 500 м/с (много меньше скорости звука в данной среде). С учётом кинематической/динамической вязкости азота и криволинейной траектории получаем следующее: за время порядка 10^{-10} - 10^{-12} с на поверхности трещин не наблюдается конвекционного охлаждения.

Таким образом, можно перейти к рассмотрению уравнения теплопроводности с точки зрения соответствия критериям рассмотренной выше физической модели [135–137]. При этом теплообмен по механизму теплопроводности в твёрдом материале с внутренними источниками тепла описывается дифференциальным уравнением теплопроводности (3.6):

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \begin{cases} Q + \nabla(\lambda \nabla T), & (x, y, z) \in G \\ \nabla(\lambda \nabla T), & (x, y, z) \notin G \end{cases} \quad (3.6)$$

где G – выделенная область в вершине трещины;

λ – коэффициент удельной теплопроводности;

c – удельная теплоёмкость;

ρ – плотность;

Q – тепловая мощность внутренних источников тепла.

3.3 Математическое моделирование саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в композиционном соединении на основе аморфного/нанокристаллического и легкоплавкого металлических сплавов

3.3.1 Методика выбора и использования программного обеспечения для выполнения компьютерного моделирования

Математическое моделирование в физике/технике, как правило, реализуется в виде дифференциальных уравнений, сопряженных с комплексом соответствующих граничных и начальных условий [138]. Эти условия формулируются на основе применения стандартных методов теплофизики к анализируемой системе. Обычно из-за сложности уравнений, отражающих сохранение массы, динамики или теплового баланса, их точное решение невозможно получить с помощью аналитических методов, особенно при сложных граничных и начальных условиях. Это обстоятельство требует применения разнообразных численных подходов, которые предоставляют приблизительные решения. В отличие от аналитических методов, которые точно описывают поведение системы в каждой точке, численные подходы предоставляют аппроксимацию решения лишь в дискретных точках, известных как узлы вычислительной сетки. Создание такой сетки предшествует дискретизации пространства с использованием специализированных алгоритмов.

В данной работе использовали свободное программное обеспечение. Свободное программное обеспечение является программным обеспечением с открытым кодом доступным для свободного использования, изучения и модификации [139, 140]. В сравнении с проприетарным программным обеспечением свободное программное обеспечение выделяется рядом значительных преимуществ [140]. Свободное программное обеспечение распространяется бесплатно, есть возможность доступа к исходному коду

(возможность его верификации) Это особенно важно в контексте использования математического программного обеспечения для моделирования разнообразных физических процессов [141], а также разнообразных прикладных программ для проведения расчётов [142].

В настоящее время представлен обширный арсенал программных пакетов, предназначенных для решения уравнений математической физики [143]. Существующие численные методы можно классифицировать на две основные категории: метод конечных разностей и метод конечных элементов [141]. Метод конечных разностей базируется на формулировке дифференциальных уравнений для каждого узла и замене производных на разностные отношения, что приводит к системе упрощённых алгебраических уравнений. Этот метод относительно прост для реализации в элементарных случаях, но его применение усложняется при наличии сложной геометрии, многообразии граничных условий и анизотропных материалов [144]. В связи с этим наибольшее распространение получил метод конечных элементов, который использует интегральную формулировку для вывода системы алгебраических уравнений. Этот метод стал математической базой для большинства современных систем инженерного анализа и эффективно применяются для решения обширного спектра задач в физике конденсированного состояния и материаловедении [144–147].

Существенной частью математического моделирования являются системы визуализации и анализа научных данных. В данной работе использовали следующее программное обеспечение. ParaView - инструмент для визуализации данных из различных источников, включая вычислительные модели тепловых процессов [148]. Он базируется на библиотеке VTK и предоставляет широкий набор инструментов для создания интерактивных трёхмерных визуализаций. VisIt также представляет собой инструмент для визуализации научных данных, включая тепловые процессы. Он обладает различными возможностями для создания трёхмерных визуализаций и анализа данных, таких как визуализация потоков, контуров, изолиний и т. д. [149]. VTK (Visualization Toolkit) является базовой

библиотекой для визуализации научных данных. Он предоставляет набор инструментов и алгоритмов для создания различных типов визуализаций, включая тепловые поля. VTK может быть использован для создания пользовательских визуализаций в сочетании с другими инструментами и/или языками программирования [150]. FreeCAD - программа для трёхмерного проектирования и моделирования, которая также может быть использована для визуализации тепловых процессов. Хотя FreeCAD может быть менее специализированным инструментом для этой конкретной задачи, она предоставляет возможности для создания трёхмерных моделей и визуализаций, которые могут быть полезны при анализе тепловых полей [151].

Одним из компонентов систем математического моделирования является генератор сеток. Выбор программного обеспечения для построения сеток существенно влияет на качество численных результатов, поскольку они напрямую связаны с качеством создаваемых им сеток. Наиболее популярными программами, генерирующими сетки, являются Gmsh и Netgen. Выбор между Gmsh и Netgen зависит от конкретной задачи и требований пользователя. Обе программы представляют собой инструменты для генерации сеток, но они имеют различные особенности. Gmsh является более универсальным инструментом, который обладает широким спектром возможностей для генерации различных типов сеток [152]. Gmsh также обладает возможностью создания сложных трёхмерных сеток и поддерживает различные методы аппроксимации. Netgen, с другой стороны, специализируется на генерации высококачественных трёхмерных сеток для сложных геометрий. Он обладает мощным алгоритмом генерации сеток, особенно эффективным для сложных неструктурированных сеток. Netgen хорошо подходит для работы с задачами, требующими высокой точности и качества сетки. Таким образом, если необходимо работать с разнообразными типами сеток и важна универсальность и гибкость, то Gmsh может быть предпочтительным выбором. Если же задача связана с созданием высококачественных трёхмерных сеток для сложных геометрий, то выбирается Netgen [140].

В большей части модельных экспериментов FreeCAD Version 0.20 отвечает за создание трёхмерной геометрической модели, взаимодействие с другими программными пакетами, обработку полученных результатов и визуализацию. Gmsh Version 4.10.3 генерирует сетку метода конечных элементов на основе 3D-модели. ElmerGUI версии 9.0 задает параметры и настройки моделирования и решает поставленную задачу.

3.3.2 Моделирование саморазогрева в вершине растущей трещины

Моделировали прогрев за короткий промежуток времени t , который требуется трещине (растущей со скоростью ≈ 250 м/с) для прохождения 10% области моделирования. При этом допустимо использовать приближение, по которому ростом трещины в анализируемый момент времени можно пренебречь. Разрушения начинаются от внешней грани образца. Рассматривается момент времени, когда вершина трещины уже удалилась от неё на 50 нм (рисунок 24).

Для расчёта необходимы условия однозначности (краевые условия). Они включают начальные условия: температура 77 К (образец во время эксперимента находится в жидком азоте). А также граничные условия: для внешней поверхности образца.

Для поверхности трещины средняя скорость молекулы газа рассчитывается по следующей формуле:

$$\langle v \rangle = \sqrt{\frac{8kT}{\pi m}} \quad (3.7)$$

где $\langle v \rangle$ – средняя скорость молекулы газа;

m – масса рассматриваемой частицы.

Учитывая, что это скорость движения только на прямолинейных участках, которые очень короткие из-за столкновения молекул, можно считать, что трещина

при данной скорости не успевает заполниться газом. Поэтому к поверхности трещины были применены граничные условия второго рода (условия Неймана) $q = 0$.

Область перескакивания атомов моделировалась как тело, являющееся источником тепла (см. параграф 3.2). Считали, что тепловая мощность постоянна. Тепловая мощность была подобрана таким образом, что за моделируемый промежуток времени эта зона в среднем нагревалась до примерно 373 К. Такой нагрев соответствует смене типа разрушения с хрупкого на пластичное (в том числе для легкоплавких сплавов).

Для снижения времени расчёта моделировалась только одна область контакта двух материалов (в связи с симметричностью системы такие же процессы происходят и на второй области контакта). Граничные условия при этом те же самые, так как избыточная температура «не успевала достичь» границы образца.

Составлена 3D модель небольшого объёма СЛКОМ (на основе аморфной ленты и легкоплавкого сплава) с трещиной (рисунок 24). Моделировали тепловые процессы в объёме $(280 \times 560 \times 400 \text{ нм})$, содержащем симметричную краевую трещину длиной 50 нм. Моделируемая область локализована вокруг вершины трещины, поэтому предполагается, что влияние остаточных напряжений от края образца становится пренебрежимо малым при достижении заданной глубины. Угол раскрытия трещины задавался в диапазоне $5\text{-}15^\circ$. В соответствии с рассмотренными выше физическими представлениями диаметр области, в которой возможны атомные скачки, принимался равным 10 нм.

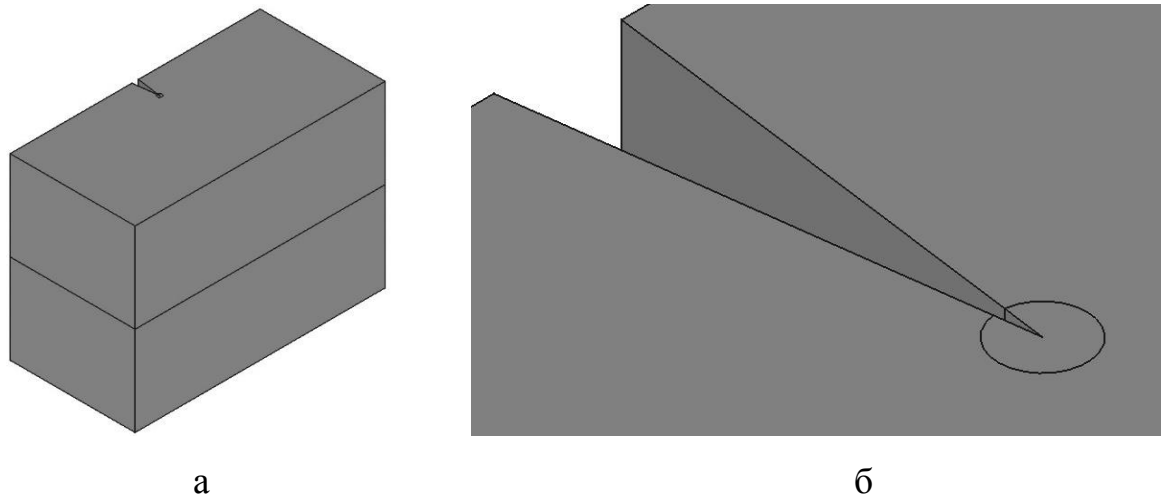


Рисунок 24 – а) общий вид 3D модели образца; б) с большим увеличением показана область у вершины трещины, где круг является основанием цилиндра области тепловыделения

Задавали сетку метода конечных элементов для 3D модели образца. В основном объёме образца шаг сетки метода конечных элементов имеет размер 45 нм. Так как вершина трещины является источником саморазогрева, то шаг сетки в области вершины трещины уменьшен до 2,5 нм (рисунок 25).

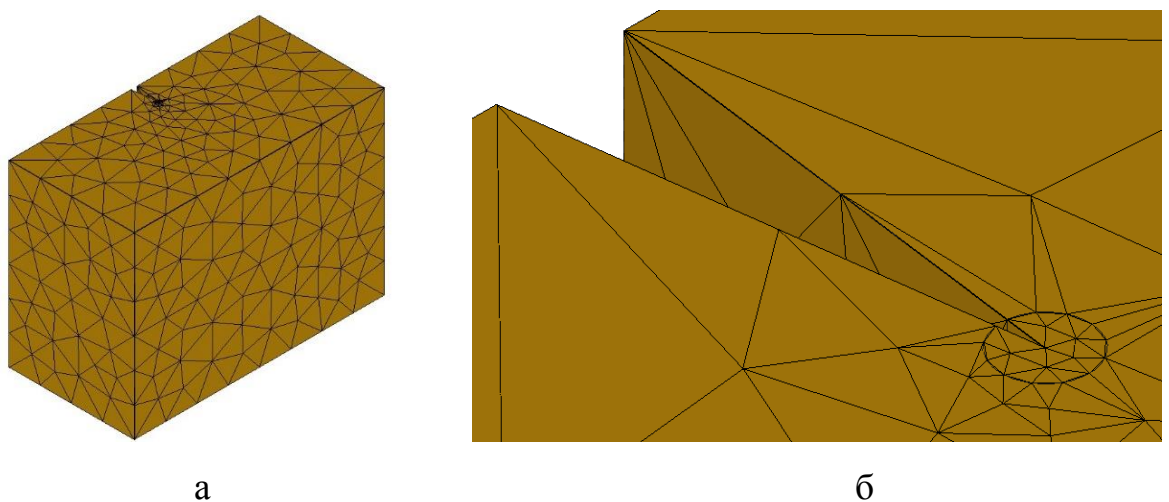


Рисунок 25 – а) Сетка метода конечных элементов в моделируемом объёме; б) область у вершины трещины с повышенной плотностью сетки метода конечных элементов

Результаты моделирования с первым вариантом сетки метода конечных элементов показаны на рисунке 26. В результате выполнения компьютерного моделирования показано, что на границе образца со стороны АММЕТС температура в вершине трещины достигает примерно 300 К. При таких же условиях на стороне сплава ПОСК 50-18 температура достигает 400 К. Также проведен анализ тепловыделения на срезе аморфного слоя (рисунок 26а). Построен график зависимости температуры от длины «оси» № 1, располагаемой перпендикулярно трещине. Уточним, что на рисунке 26б, на оси абсцисс (длина оси № 1, нм) вершина трещины находится на расстоянии 11 нм от начала координат.

Эффект саморазогрева в области вершины растущей трещины прежде всего может реализоваться в пограничном слое между АММЕТС и кристаллическим легкоплавким сплавом. Между двумя материалами с разной структурой (аморфная/нанокристаллическая – кристаллическая) всегда существуют механические напряжения, искажена кристаллическая решетка, увеличена пористость и т.д. Это обеспечивает снижение энергии активации первых атомных перескоков.

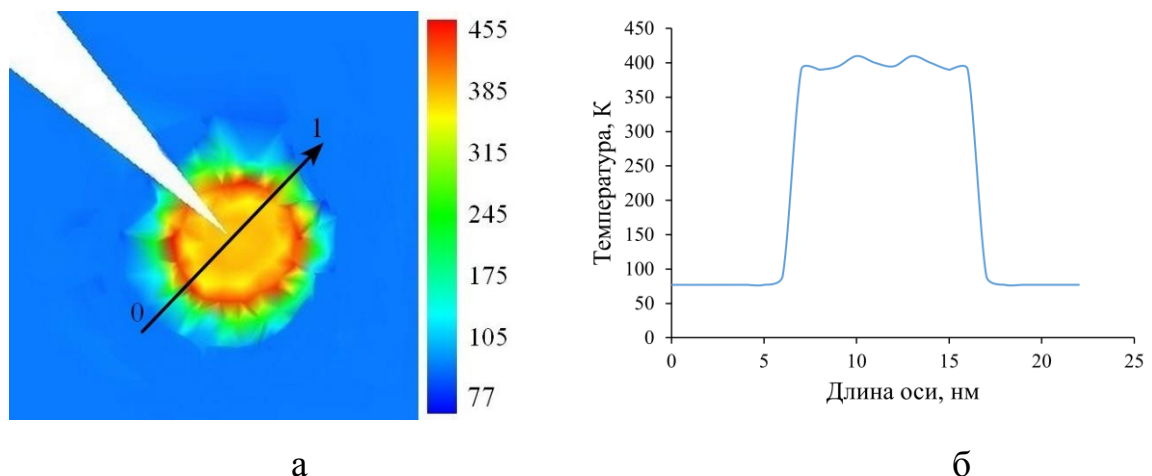


Рисунок 26 – Особенности распределения температуры в области вершины трещины: а) скалярное температурное поле и шкала температур; б) кривая зависимости распределения температуры вдоль оси № 1

Тогда саморазогрев материала в момент начала роста трещины локализуется в пограничном слое (между нанокристаллической/аморфной и кристаллической фазами), а затем распространяется на всю область в вершине трещины. Следовательно, локальная зона нагрева у вершины трещины может обеспечивать вязкий характер разрушения композита основной трещиной и замедление роста ответвившихся трещин. Эффект саморазогрева на вершине трещины может изменить характер разрушения с хрупкого на вязкий даже при криогенных температурах.

Увеличение плотности сетки метода конечных элементов является обоснованным, поскольку на кривой зависимости температуры от расстояния (рисунок 26б) видны погрешности, связанные с конечным размером сетки метода конечных элементов. Кроме того, согласно литературным данным [75], скорость роста трещины в условиях одноосного растяжения при низких температурах может существенно варьироваться. Таким образом, необходимо уточнить специфику саморазогрева в вершине быстрой трещины.

3.3.3 Моделирование саморазогрева в вершине быстрорастущей трещины с локальной областью саморазогрева в ее вершине

Отличительной особенностью следующего варианта моделирования являлось увеличение области повышенной плотности сетки метода конечных элементов в СЛКОМ. В первом варианте моделирования повышали плотность сетки в цилиндрической области у вершины трещины с диаметром основания в 10 нм (которая и являлась источником тепловыделения). Для данного варианта моделирования увеличили размер области с повышенной плотностью сетки. Повышенную плотность сетки применяли к цилиндрической области с диаметром основания в 30 нм (рисунок 27).

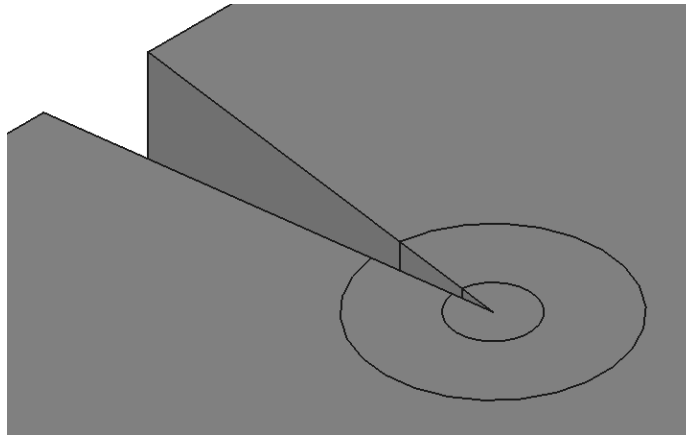
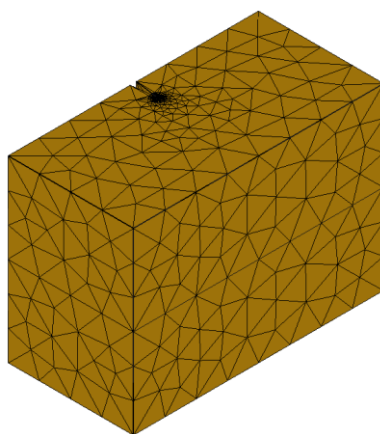
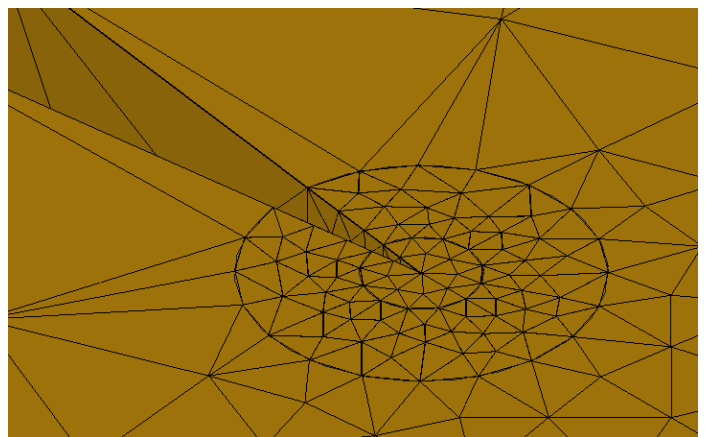


Рисунок 27 – Увеличенная область у вершины трещины, где круг малого диаметра – область тепловыделения, а круг большого диаметра – область с повышенной плотностью сетки метода конечных элементов

Таким образом, задана сетка метода конечных элементов для 3D модели образца слоистого композита на основе нанокристаллической/аморфной ленты и легкоплавкого кристаллического сплава (рисунок 27). В основном объёме образца шаг сетки задан в 45 нм. (рисунок 28). В области повышенной плотности шаг сетки равен 2,5 нм. Скорость роста трещины варьировала от 300 до 1000 м/с.



а



б

Рисунок 28 – Второй вариант моделирования: а) общий вид сетки; б) область у вершины трещины с повышенной плотностью сетки метода конечных элементов

Результаты моделирования показаны на рисунке 29. Построен график зависимости температуры от длины «оси» № 1, располагаемой перпендикулярно трещине. Уточним, что на рисунке 29б, на оси абсцисс (длина оси, нм) вершина трещины находится на расстоянии 11 нм.

Из результатов моделирования, показанных на рисунке 29, следует, что, температура быстро падает по мере удаления от вершины трещины. Это подтверждает обоснованность выбора высокой плотности сетки метода конечных элементов только в области вершины трещины. Увеличение скорости роста трещины способствует локализации теплового поля у её вершины.

Отметим, что с точки зрения физики разрушения, в случае высоких скоростей роста трещины меняется тепловая мощность области тепловыделения и возможен переход из режима вязкого разрушения в режим хрупкого разрушения. То есть по мере увеличения скорости роста трещины модель становится менее корректной, а область тепловыделения перед вершиной трещины может исчезать. Однако если росту трещины предшествуют атомные перестройки, то её скорость будет медленной, а разрушение вязким даже при криогенной температуре композиционного образца в целом.

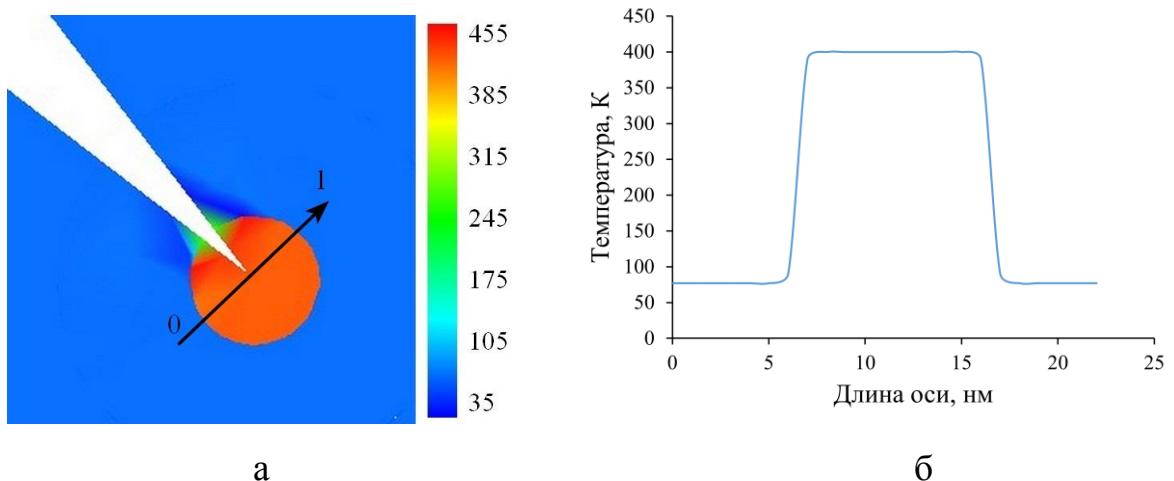


Рисунок 29 – Особенности распределения температуры в области вершины «быстрой» трещины: а) скалярное температурное поле и шкала температур; б) кривая зависимости распределения температуры вдоль оси № 1

3.3.4 Моделирование саморазогрева в вершине растущей трещины в аморфном металлическом сплаве

Комплекс механических свойств композита, как правило, существенно отличается от механических свойств отдельных компонентов композита. Поэтому для проведения сравнительного анализа требуется провести моделирование зоны саморазогрева в вершине трещины отдельно для аморфного металлического сплава и для СЛКОМ. Для моделирования тепловых процессов в небольшом объеме аморфного металлического сплава удалили легкоплавкий сплав из модели, описанной в параграфе 3.3.2, а также увеличили область повышенной плотности сетки метода конечных элементов до цилиндра с диаметром основания 90 нм (показано на рисунке 30). На рисунке 30 приведена модель образца аморфного металлического сплава, а также на выносном элементе показана область саморазогрева в увеличенном масштабе. Размеры образца, глубина и угол раскрытия трещины, параметры аморфного сплава (и другие параметры модели) идентичны приведенным в параграфе 3.3.2 (кроме граничных условий в области раскрытия трещины). В первой серии модельных экспериментов граничные условия те же, что и в параграфе 3.3.2, а во второй серии модельных экспериментов предполагается, что при раскрытии трещины ее стенки охлаждаются так же, как внешняя поверхность сплава.

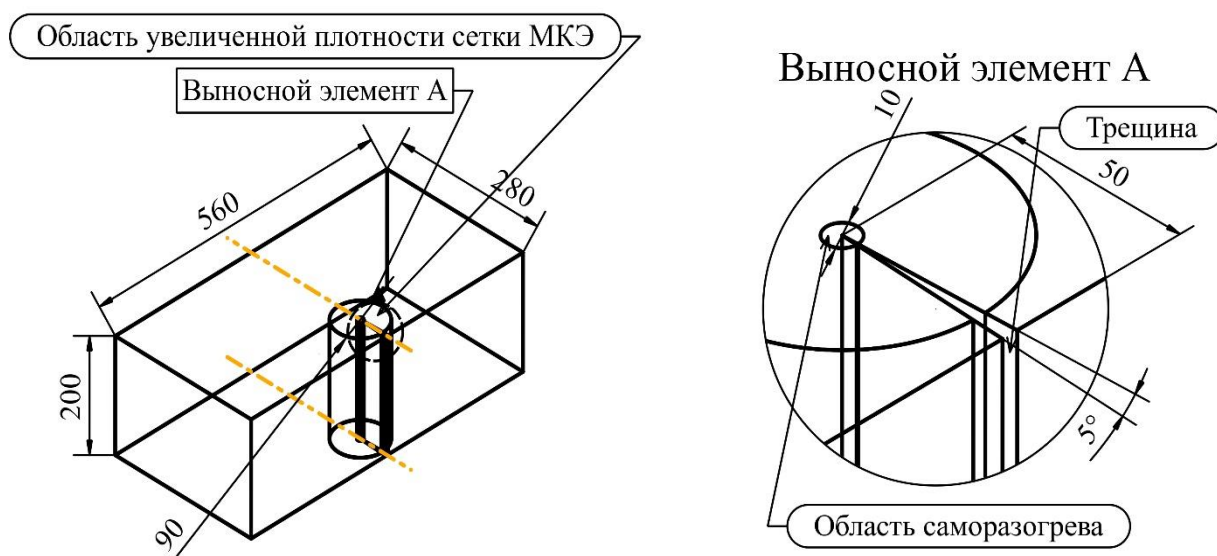


Рисунок 30 – Модель образца аморфного металлического сплава. На выносном элементе А представлены: круг малого диаметра – область тепловыделения; круг большого диаметра – область с повышенной плотностью сетки метода конечных элементов

В том случае, если пренебрегали теплообменом по поверхностям трещины, то результаты моделирования схожи с приведенным в параграфе 3.3.2. На рисунке 31 приведены результаты моделирования тепловых процессов в объёме аморфного металлического сплава в случае учёта охлаждения по поверхностям трещины. В этом случае распределение теплового поля имеет некоторые особенности (рисунок 31а). Область перед вершиной трещины остается нагретой. Область материала, пройденная трещиной, успевает охладиться. На рисунке 31а построены три оси перпендикулярные плоскости распространения трещины. Ось №1 проходит через вершину трещины, а оси №2 и №3 построены на расстоянии 15 нм до и после вершины трещины соответственно. На рисунке 31б приведены изотермы, построенные на осях № 1-3.

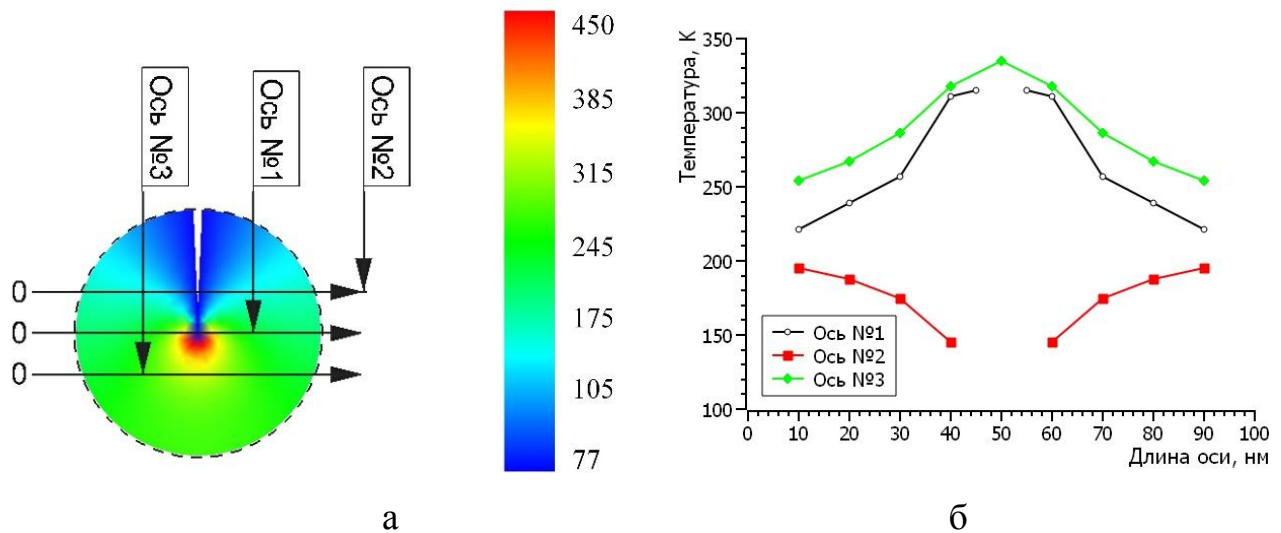


Рисунок 31 – Особенности распределения температуры в области вершины трещины, распространяющейся в аморфном металлическом сплаве: (а) скалярное температурное поле и шкала температур; (б) изотермы, построенные на осях № 1, 2 и 3

На рисунке 32 показана специфика прогрева в объеме с увеличенной плотностью сетки метода конечных элементов, которая обозначена пунктирной линией на рисунке 31а и 32. Серым цветом выделены участки, нагретые выше некоторой фиксированной температуры. Для рисунка 32а выбраны температуры свыше 100 К, а для рисунка 32б свыше 150 К. Участки близкие к поверхностям образца и к поверхностям трещины остывают быстрее. В случае увеличения температуры T_{ϕ} «фильтра», происходит не только уменьшение размера области, нагретой до температур $T > T_{\phi}$, но и изменение геометрии этой области. Это, в частности, проявляется в увеличении угла между плоскостью трещины и материалом, нагретым до температур больших T_{ϕ} . На рисунке 32б можно также заметить небольшой «выступ» на вершине трещины, что естественно, поскольку данная область является источником тепловыделения.

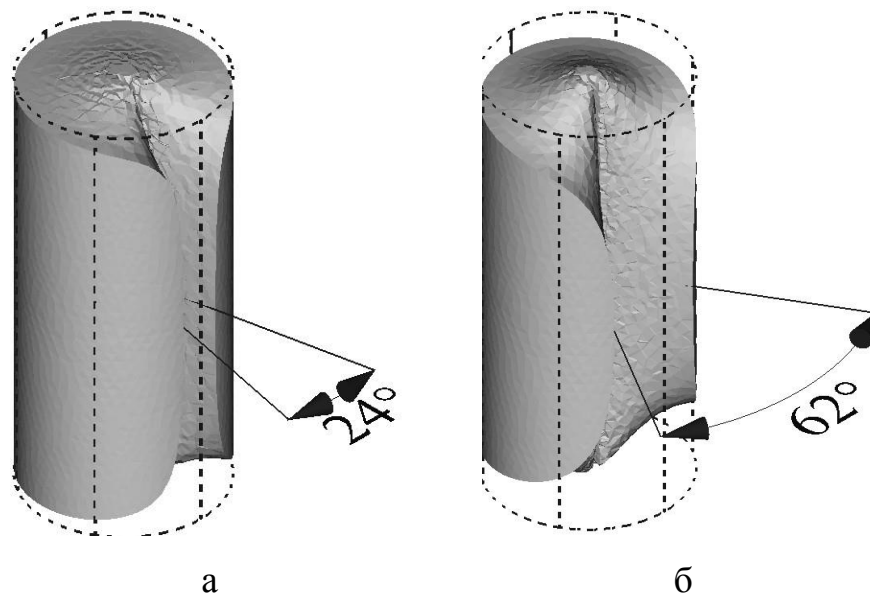


Рисунок 32 – Особенности распределения температуры в области вершины трещины в аморфном металлическом сплаве: а) область с температурой выше 100 К; б) область с температурой выше 150 К

Таким образом, проведено моделирование прогретой области в вершине растущей трещины для СЛКОМ и для отдельного компонента СЛКОМ (аморфный сплав). Существенной разницы в специфике прогрева не выявлено. Некоторое отличие возникает в случае учёта охлаждения поверхностей «медленной» трещины. Однако нагрев области перед вершиной трещины остается неизменным. Так как именно прогрев этой области играет определяющую роль в специфике разрушения материала, можно сделать вывод, что теплообмен по плоскостям трещины не влияет на пластические эффекты перед вершиной растущей трещины с областью локального тепловыделения. Таким образом, из предположения о существовании области тепловыделения перед вершиной трещины следует, что прогрев осуществляется одинаковым образом в АММЕТС и СЛКОМ. Однако, метод конечных элементов не позволяет исследовать специфику инициации саморазогрева в начале роста трещины, в том числе на границе компонентов СЛКОМ. Влияние тонкого пограничного слоя СЛКОМ на специфику саморазогрева и рост трещины необходимо определять экспериментально.

3.4 Выводы по третьей главе

1. Экспериментально определены особенности разрушения тонких лент, изготовленных из аморфных/нанокристаллических металлических сплавов, при одноосном растяжении в интервале температур 293 – 77 К. Понижение температуры сопровождается резким охрупчиванием материала и соответствующим изменением характера разрушения.

При этом для образцов 5БДСР среднее значение предела прочности снижается с 1130 МПа до 640 МПа. Относительная деформация снижается с 2,00 % до 1,50 %. Для образцов 82К3ХСР среднее значение предела прочности снижается с 1435 МПа до 1087 МПа, а среднее относительное удлинение с 1,64 % до 1,34 %.

2. Разработана компьютерная модель, описывающая область прогрева вблизи вершины трещины, распространяющейся в слоистом композиционном материале на основе аморфного и легкоплавкого металлических сплавов. Предложена модель разрушения слоистых композиционных соединений, предполагающая сохранение вязкого характера разрушения в температурном диапазоне 77 - 293 К в условиях одноосного растяжения.

3. Саморазогрев материала в момент начала роста трещины может локализоваться в пограничном слое между нанокристаллической/аморфной и кристаллической фазами, а затем распространяться на всю область в вершине растущей трещины. В этом случае пограничный слой между нанокристаллической/аморфной и кристаллической фазами будет обладать относительно высокой пластичностью при криогенных температурах образца в целом и обеспечивать вязкость разрушения при превышении критических напряжений и появлении nano-и микротрещин.

4. Теоретически показано, что тонкие слоистые композиционные структуры «нанокристаллический/аморфный – легкоплавкий кристаллический металлические сплавы» могут сохранять вязкость разрушения при криогенных температурах в случае саморазогрева в вершине трещины.

ГЛАВА 4 САМОРАЗОГРЕВ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ, РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ В СЛОИСТЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Нанокристаллические/аморфные металлические сплавы обладают уникальными физическими и механическими свойствами, которые не всегда могут быть достигнуты для соответствующих кристаллических материалов [153–155]. Поэтому изучение таких материалов представляет значительный интерес для современного материаловедения и физики конденсированного состояния [156–158]. Однако, практическое применение нанокристаллических/аморфных сплавов встречает определенные трудности. Во-первых, обладая высокой твёрдостью, большинство нанокристаллических/аморфных сплавов имеют сравнительно низкую пластичность и упругость [155]. Во-вторых, специфика механизма деформации обуславливает сложный характер их разрушения [155]. Улучшить физико-механические свойства нанокристаллических/аморфных металлических сплавов достаточно сложно. В то же время существует возможность создания композиционных материалов на их основе [156, 157]. Разработка эффективных методик создания металл-металлоидных композитов с заданными характеристиками требует понимания особенностей и кинетики деформирования/разрушения таких материалов, а также изучения закономерностей изменения их механических свойств в широком интервале температур. Для выявления физических механизмов процессов деформации и разрушения нанокристаллических/аморфных металлических сплавов и композитов на их основе представляется перспективным сопоставление экспериментальных результатов таких испытаний и результатов компьютерных экспериментов [132, 159, 160].

Изучение деформационных процессов в СЛКОМ на основе нанокристаллических/аморфных и кристаллических металлических сплавов при низких температурах является актуальной задачей материаловедения и физики конденсированного состояния. Такие исследования имеют важное значение для понимания физики прочности, пластичности и разрушения гетерогенных наноструктур в условиях криогенного охрупчивания [161, 162]. Практическое значение в этом случае имеет разработка аморфных/наноструктурных материалов и композитов на их основе, сохраняющих пластичность при криогенных температурах.

Данная глава посвящена исследованию механических свойств слоистых композиционных соединений в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах, а также выявлению специфики саморазогрева СЛКОМ в области вершины трещины. Для достижения общей цели работы, в данной главе были поставлены следующие задачи:

1. Исследовать морфологические особенности разрушения тонких слоистых композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная плёнка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная плёнка» в условиях одноосного растяжения при температурах 293, 195 и 77 К.

2. Провести компьютерное моделирование эффекта саморазогрева для вершины «медленной» трещины, распространяющейся в тонкослойных композитных соединениях нанокристаллическая/аморфная и кристаллическая фаза при низких температурах.

3. Исследовать влияние эффекта саморазогрева в вершине магистральной трещины в тонких слоистых композиционных соединениях аморфный/нанокристаллический-легкоплавкий металлический сплавы на характер их разрушения.

4. Экспериментально определить влияние низких температур на зависимости механических напряжений от относительной деформации в тонких слоистых

композиционных соединениях на основе нанокристаллического/аморфного и легкоплавкого сплавов.

4.1 Механические свойства композиционных соединений на основе аморфного металлического сплава при низких температурах

Эффекты охрупчивания в кристаллических материалах хорошо изучены и зависят от типа кристаллической решётки и химического состава образцов [163–165]. В случае АММЕТС характер деформации меняется от гомогенного к гетерогенному по мере снижения температуры. Микротвёрдость и предел текучести для АММЕТС можно разделить на термическую и атермическую составляющие, где атермическая составляющая зависит от химического состава и кристаллической решётки, а температурная зависимость микротвёрдости практически не зависит от структурно-химического состава [127].

В настоящее время существует потребность в композиционных материалах, обладающих высокими прочностными характеристиками [166–168]. В ряде случаев к композитам предъявляются дополнительные требования, связанные со способностью сохранять прочностные/эксплуатационные свойства при низких температурах (это, например, для арктических/антарктических регионов, дальнего космоса, криогенной промышленности и пр.) [169]. Использование композиционных соединений также целесообразно в том случае, если требуется получить высокие механические характеристики при малой удельной плотности [170, 171]. Установление физических закономерностей деформирования и разрушения на границе раздела между нанокристаллическими/аморфными и кристаллическими металлическими сплавами расширит теоретические представления о физическом механизме разрушения таких материалов.

Перспективным направлением представляется создание и исследование механических свойств СЛКОМ на основе НКМЕТС/АММЕТС в виде лент и

металлических легкоплавких сплавов [172]. Выбор легкоплавких металлических сплавов позволяет, с одной стороны, сохранить при сплавлении материалов нанокристаллическую/аморфную структуру лент. С другой стороны, в зоне контакта формируется тонкий слой с необычными физическими и механическими свойствами, обусловленными влиянием нанокристаллической/аморфной и кристаллической структур друг на друга [173–176]. Для анализа особенностей процесса деформации и разрушения таких композитов необходимо провести экспериментальные исследования в возможно более широком диапазоне температур. Однако даже относительно невысокие температуры (>473 K) создают трудности при проведении исследований из-за структурной релаксации и/или кристаллизации в нанокристаллическом/аморфном металлическом сплаве [54, 177]. Поэтому представляется важным экспериментальное исследование деформации и разрушения в условиях одноосного растяжения СЛКОМ при комнатных и криогенных температурах. Такой подход для данного класса материалов является наиболее перспективным. Кроме того, известно, что для гибридных металлических композиционных материалов сочетание различных видов компонентов может обеспечивать повышение физико-химических характеристик [159, 160, 166–169].

В условиях одноосного растяжения в образце, охлажденном до температур, соответствующих криогенному охрупчиванию, наблюдаются как области с морфологией характерной для хрупкого разрушения, так и области с квазихрупким/вязким разрушением слоистого композита (рисунок 33). На участках хрупкого разрушения видны сколы аморфного материала по плоскостям перпендикулярным оси растяжения без внешних следов макроскопического течения.

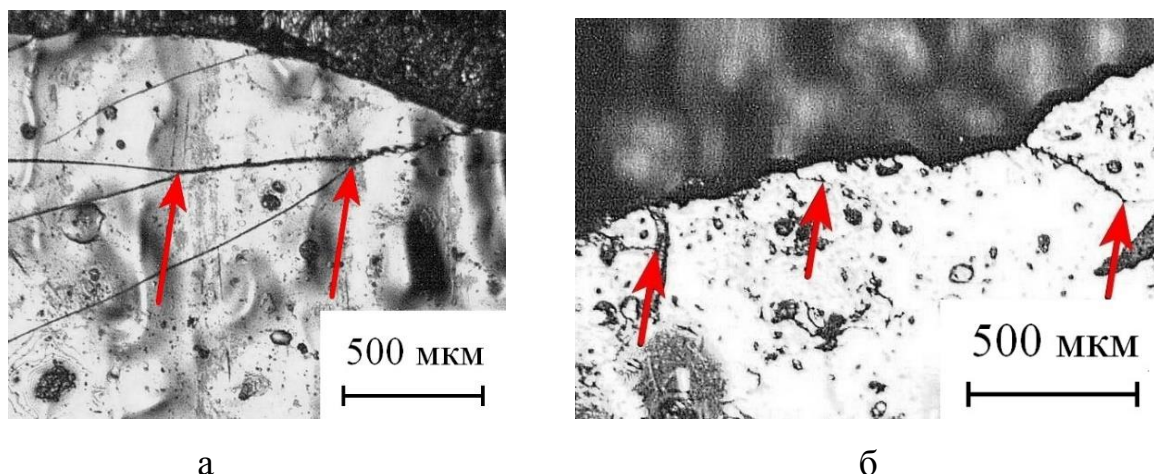


Рисунок 33 – Характерные микрофотографии зоны разрыва СЛКОМ на основе аморфного металлического сплава 82К3ХСР, иллюстрирующие: а) специфику ветвления трещин, стрелками обозначены точки разветвления; б) специфику пластичности и разрушения в области вершин ответвившихся и остановившихся трещин, стрелки указывают на вершины остановившихся трещин

На рисунке 34 представлены зависимости механического напряжения от относительной деформации для случая одноосного растяжения композитных образцов, подготовленных в соответствии с методикой, описанной во второй главе, при температурах 293, 195, 77 К. Анализ полученных зависимостей показал, что воздействие криогенных температур приводит к некоторому ухудшению механических свойств образцов СЛКОМ. Однако эффект криогенного охрупчивания СЛКОМ оказался меньше ожидаемого и значительно меньше, чем при испытании образцов АММЕТС (подробно описано в третьей главе).

На рисунке 34а представлены зависимости механического напряжения от относительной деформации при одноосном растяжении СЛКОМ на основе сплава ПОСК 50-18 и аморфной ленты 82К3ХСР при температурах 293, 195 и 77 К.

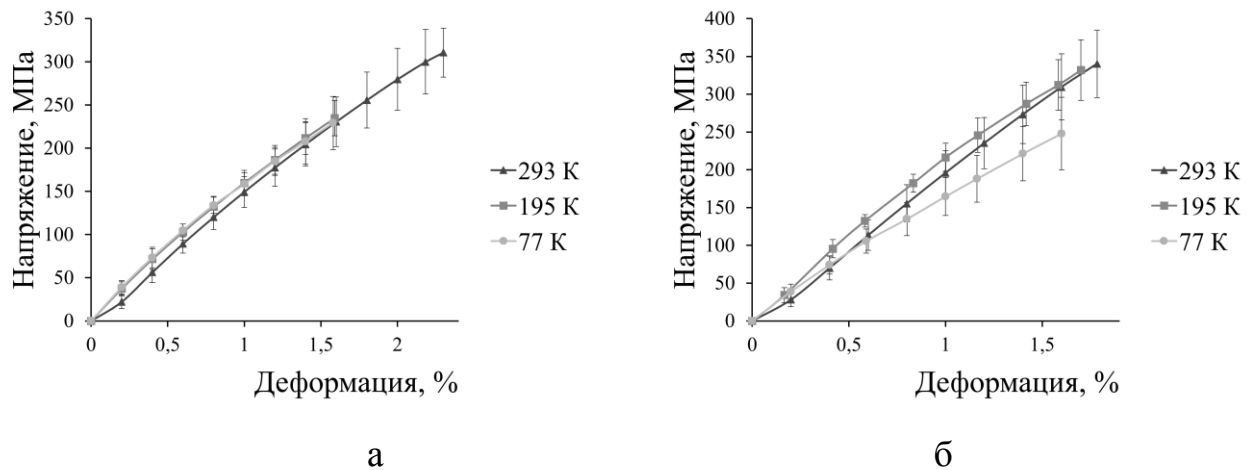


Рисунок 34 – Зависимости механического напряжения от относительной деформации при одноосном растяжении образцов: а) СЛКОМ на основе сплава ПОСК 50-18 и аморфной ленты 82К3ХСР; б) СЛКОМ на основе сплава Вуда и аморфной ленты 82К3ХСР

Предел прочности СЛКОМ на основе сплава ПОСК 50-18 и аморфного сплава 82К3ХСР при 293 К в среднем равен 310 МПа, а средняя относительная деформация составляет 2,29%. Предел прочности СЛКОМ, при понижении температуры до 195 К, составляет в среднем 241 МПа, относительная деформация составляет 1,65%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 229 МПа, а относительная деформация до 1,58%.

На рисунке 34б представлены зависимости механического напряжения от относительной деформации при одноосном растяжении СЛКОМ на основе сплава Вуда и аморфной ленты 82К3ХСР при температурах 293, 195 и 77 К. Предел прочности СЛКОМ на основе сплава Вуда и аморфного сплава 82К3ХСР при 293 К в среднем равен 340 МПа, а средняя относительная деформация составляет 1,78%. Предел прочности СЛКОМ, при понижении температуры до 195 К - 332 МПа, а относительная деформация составляет 1,70%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 248 МПа, а относительная деформация остается на уровне 1,60%.

На рисунке 35 представлены характерные морфологические микрокартины разрушения образцов СЛКОМ на основе аморфной ленты 82К3ХСР и легкоплавкого сплава при различных условиях испытания.

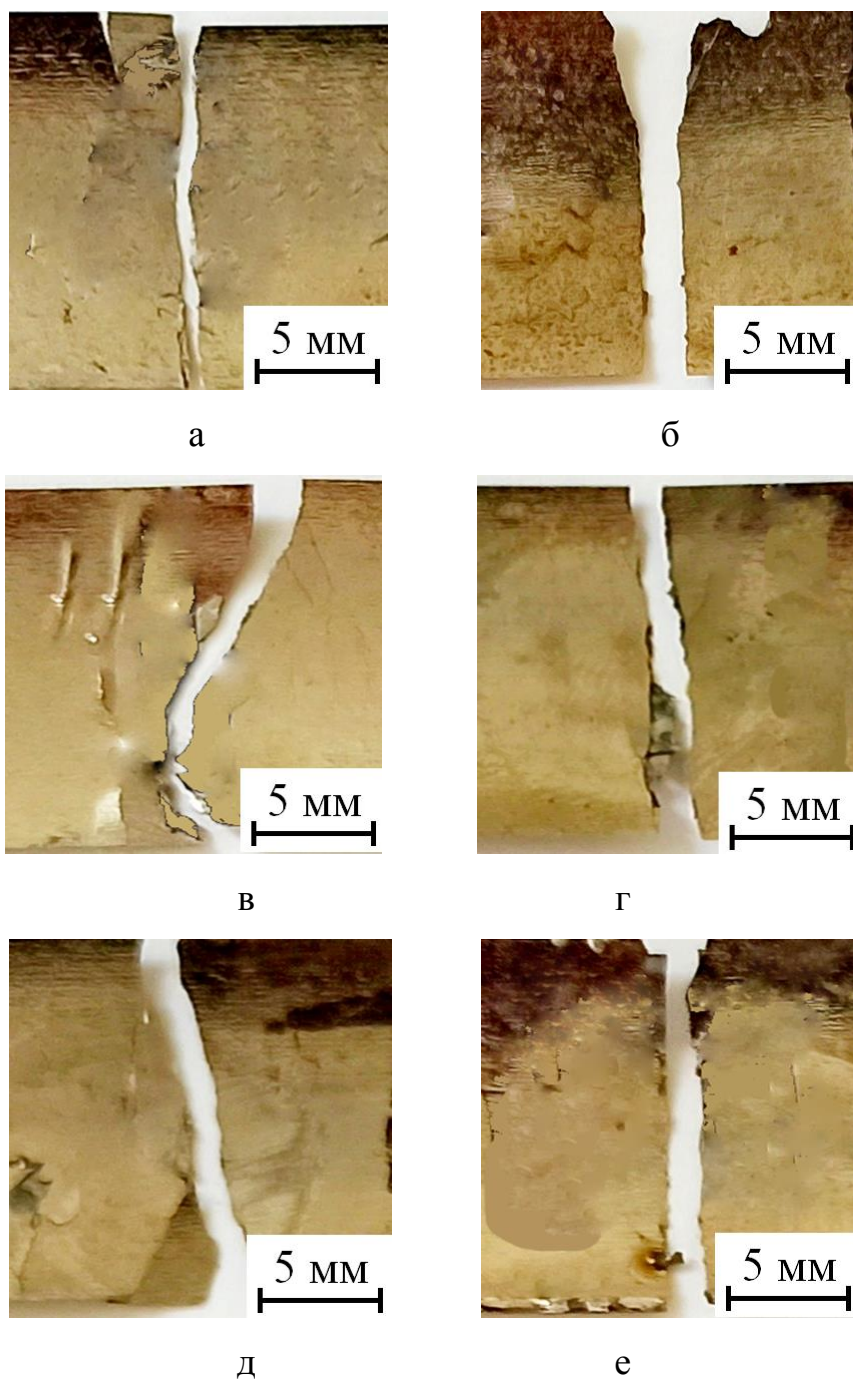


Рисунок 35 – Морфологические картины разрушения образцов СЛКОМ на основе аморфной ленты и легкоплавкого сплава а) и б) при комнатной температуре; в) и г) при 195 К; д) и е) при 77 К

При изменении условий испытаний на одноосное растяжения при низких температурах (195 и 77 К) образцы АММЕТС резко меняют характер разрушения с квазихрупкого к хрупкому (рисунки 22 и 23). В случае проведения испытаний при таких же условиях на СЛКОМ существенного изменения характера разрушения у образцов не наблюдается даже при 77 К (рисунок 35).

Проведенные механические испытания позволили выявить особенности разрушения СЛКОМ на основе аморфных лент и легкоплавких сплавов в условиях низкотемпературного охрупчивания.

При растяжении СЛКОМ было выявлено, что часть образцов демонстрирует вязкий характер разрушения вне зависимости от температуры испытания. В отличие от аморфных образцов, которые хрупко разрушаются (подобно хрупкому разрушения стекла), композиционный образец в основном разрушается на две части. Наблюдается большое количество ответвившихся и остановившихся трещин с участками пластического деформирования (рисунок 33). Такой рост трещин указывает на вязкое разрушение, при котором часть энергии расходуется на пластическую деформацию, что увеличивает энергоёмкость разрушения. В условиях разрушения, вызванном одноосным растяжением при 77 К, отмечены следы пластической деформации аморфной ленты, входящей в состав СЛКОМ. В условиях аналогичных испытаний одной аморфной ленты разрушение всегда имеет хрупкий характер.

4.2 Ротационные эффекты в наноструктурных материалах

Основными элементами аморфно-нанокристаллического металлического сплава являются кристаллиты/зёрна и аморфная прослойка. Механические свойства таких материалов обладают рядом особенностей, которые отличают их от механических свойств традиционных материалов. Прежде всего для НКМЕТС рассматриваются твёрдость и пластичность, поскольку они являются

чувствительными к структуре параметрами.

Основной характеристикой, влияющей на твёрдость, является размер кристаллита. В металлах с крупными кристаллитами величина твёрдости определяется размером кристаллита и соотношением Холла – Петча [178] $H_V = H_0 + Kd^{-1/2}$, где H_V – твёрдость, H_0 – твёрдость тела зерна, K – коэффициент пропорциональности, d – размер кристаллита. Закон Холла-Петча демонстрирует, что при уменьшении размера зёрен твёрдость возрастает. Но экспериментально определено, что для ряда НКМЕТС наблюдаются немонотонные и даже обратные зависимости.

Основной причиной отклонения от зависимости Холла-Петча является изменение природы пластической деформации с дислокационного течения на зернограничное проскальзывание. В работе [179] показано, что при уменьшении размера кристаллита в наноструктурном материале происходит плавное истощение классического дислокационного течения, которое уступает место зернограничному микропроскальзыванию, для которого уменьшение размера зёрен облегчает процесс скольжения.

Помимо проскальзывания на границах зёрен, ротационные процессы также имеют важное значение. Исследования показали, что при сдвиговых процессах в наноматериалах с размером зёрен меньше 50–70 нм, более значимым становится разворот нанозёрен, что проявляется в виде ротационных мод деформации. При снижении размера зёрен возникают совместные ротационные моды. Зёрна выравниваются, что порождает мезоскопический сдвиг, ориентированный вдоль границ.

При начале пластической деформации в наноструктурном материале сдвиг реализуется за счёт проскальзывания на границах зёрен [180]. В данном случае ротация зёрен является аккомодационным процессом. Таким образом, свойства плоской границы раздела «аморфный-микрокристаллический металлические сплавы» может существенно отличаться от свойств плоской границы раздела «нанокристаллический- микрокристаллический металлические сплавы».

4.3 Моделирование роста медленной трещины в слоистых композитах аморфный/нанокристаллический-легкоплавкий сплав

Схема моделируемого образца представлена на рисунке 36. Область локального саморазогрева в вершине трещины, вызванного пластическими эффектами, представлена на выносном элементе А с большим увеличением (элемент 3 рисунка 36). Область саморазогрева и материал вокруг неё характеризуется наибольшим температурным градиентом, и поэтому там увеличена плотность сетки метода конечных элементов (элемент 4 рисунка 36). Геометрически данная область представляет цилиндр, одно из оснований которого показано на выносном элементе А рисунка 36. На основании предварительных модельных экспериментов установлено, что максимальный температурный градиент фиксируется в пространстве, ограниченном показанным на рисунке 36 цилиндром с диаметром основания 90 нм. На рисунке 36 нанокристаллическая/аморфная лента находится сверху, а легкоплавкий металлический сплав снизу. Моделировали небольшой объём образца ($280 \times 560 \times 400$ нм) СЛКОМ на основе нанокристаллической/аморфной ленты и легкоплавкого кристаллического сплава в области симметричной краевой трещины глубиной 50 нм. Скорость роста трещины 10-30 м/с. Угол раскрытия трещины задавался в пределах $5-15^\circ$.

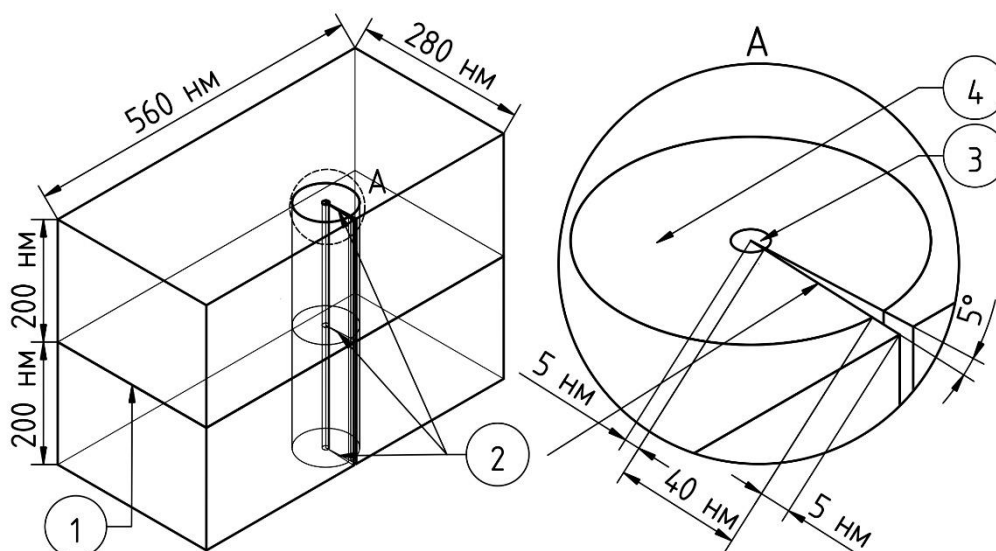


Рисунок 36 – Геометрия моделируемого участка образца: 1 – граница раздела между аморфно/нанокристаллической лентой и легкоплавким металлическим сплавом, 2 – трещина; 3 – область тепловыделения; 4 – область с увеличенной плотностью сетки метода конечных элементов. Выносной элемент А демонстрирует область в вершине трещины

Диаметр области перескока атомов, с учётом рассмотренных выше (глава 3) физических представлений, принимали равным 10 нм. Геометрия модели и физические параметры модели были составлены следующим образом: 1) с учётом результатов, полученных в третьей главе (при моделировании); 2) при апробации моделей; 3) с учётом результатов, полученных при моделировании с использованием самостоятельно разработанных программ (программа для моделирования механических характеристик трехслойного композиционного соединения в условиях растяжения», номер государственной регистрации 2023660086, программа для ЭВМ «Расплав 1.0», разработанная для моделирования пространственного распределения областей нагрева/расплавления в поверхностном слое металлических сплавов, номер государственной регистрации 2022662069), посвященных математическому моделированию специфики разрушения СЛКОМ и локальным нагревам/проплавлениям в СЛКОМ [181, 182].

В результате моделирования получено скалярное поле распределения температуры в образце с трещиной. На рисунке 37 показана специфика распределения температурного поля в плоскости, перпендикулярной плоскости растущей трещины. Анализировали распределение температуры не во всем образце, а только в центральной его части, в окрестности вершины трещины. На рисунке 37а показан центральный фрагмент с градиентом температурного поля. Оси № 1, 2, 3 (рисунок 37а) построены на линиях, образующихся при сечении образца плоскостями, перпендикулярными плоскости 1, показанной на рисунке 38а. Ось № 1 проходит через вершину трещины. В малой области у вершины трещины наблюдаются высокие механические напряжения и большие градиенты температур, которые не могут быть корректно рассчитаны методом конечных элементов. Поэтому в области вершины трещины для зависимости № 1 сделан разрыв (рисунок 37б). Фиксировали изменение температуры вдоль осей № 1, 2, 3 (слева – направо). Характер изменения температуры вдоль данных осей иллюстрируется зависимостями, представленными на рисунке 37б.

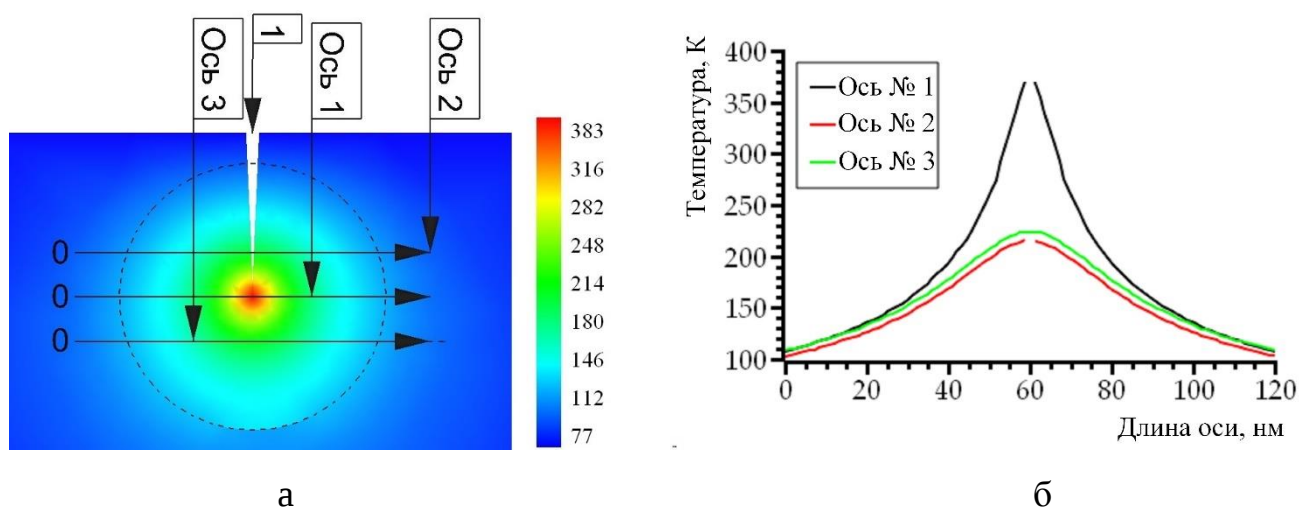


Рисунок 37 – Особенность распределения температуры в области вершины трещины: а) скалярное температурное поле и шкала температур, 1 - трещина; б) зависимости распределения температуры вдоль осей № 1, 2, 3

Из результатов моделирования следует, что разогрев у вершины трещины является локальным. Это подтверждает обоснованность выбора высокой плотности сетки метода конечных элементов только в области вершины трещины. Температура быстро падает по мере удаления от вершины трещины. Однако, в случае низких скоростей роста трещины возможен пластический характер разрушения образца даже при 77 К. Это согласуется с результатами эксперимента, так как в условиях одноосного растяжения СЛКОМ при 77 К фиксировали морфологию, соответствующую вязкому характеру разрушения. Более высокие значения температуры вдоль оси № 3 и более низкие вдоль оси № 1 свидетельствуют о влиянии охлаждаемой до 77 К поверхности образца.

Кроме специфики разогрева в плоскости, перпендикулярной плоскости трещины (рисунок 37а), необходимо проанализировать распределение температуры вдоль линий, параллельных плоскости растущей трещины и расположенных перед ее вершиной. Эти линии пересекают под прямым углом плоскость сплавления нанокристаллических/аморфных лент и легкоплавкого материала (рисунки 38а). Таким образом, удаётся выявить особенности разогрева материала в области контакта аморфного/нанокристаллического и легкоплавкого сплава. Это важно для понимания процесса инициирования пластического деформирования, например, с точки зрения термоактивационного характера элементарных актов пластического деформирования (уравнение 3.1). Картина разогрева в плоскости 2 показана на рисунке 38б и рисунке 39а. Показанные на рисунке 39б зависимости № 1 и № 2 построены на осях, лежащих в плоскости 2 и перпендикулярных плоскости 1 (рисунок 38а). Причем ось № 1 находится на расстоянии 1,5 нм от вершины трещины, а ось № 2 находится на расстоянии 15 нм от вершины трещины (показано на рисунке 39а).

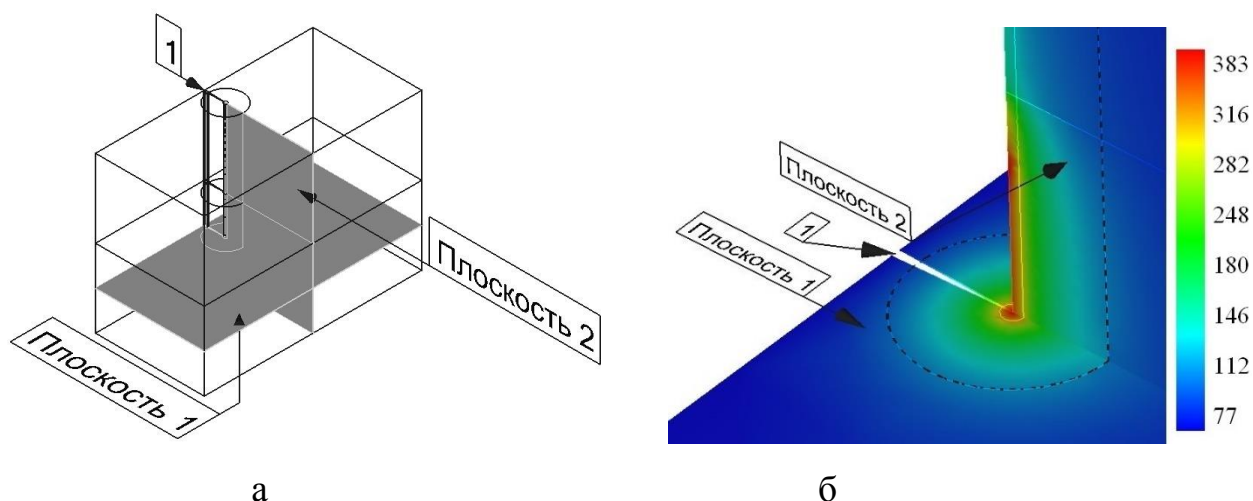


Рисунок 38 – а) геометрия образца в области вершины трещины с указанием плоскостей (№ 1 и № 2), на которых анализировали распределение температуры; б) скалярные поля температур в плоскостях № 1 и № 2, 1 - трещина

На рисунке 38а показаны картины разогрева материала возле вершины трещины как в плоскости 1, так и в плоскости 2. Плоскость 1 (рисунок 38а), для которой показана картина разогрева материала (рисунок 37а), расположена ниже плоскости сплавления нанокристаллического/аморфного материала и легкоплавкого сплава.

На рисунках 38б и 39 визуализирована картина разогрева материала при переходе через граничную область. Согласно данным компьютерного моделирования, специфика прогрева существенно меняется при переходе из легкоплавкого сплава в нанокристаллический/аморфный материал.

Оси № 1 и 2, показанные на рисунке 39а, проходят от нижней до верхней границы моделируемой области ($280 \times 560 \times 400$ нм), температура на которых согласно граничным условиям равна 77 К. По мере удаления от вершины трещины разогрев материала быстро снижается, причем это более выражено для легкоплавкого металлического сплава (рисунок 39б). В области сплавления легкоплавкого металлического сплава и нанокристаллического/аморфного материала наблюдается существенный градиент температур.

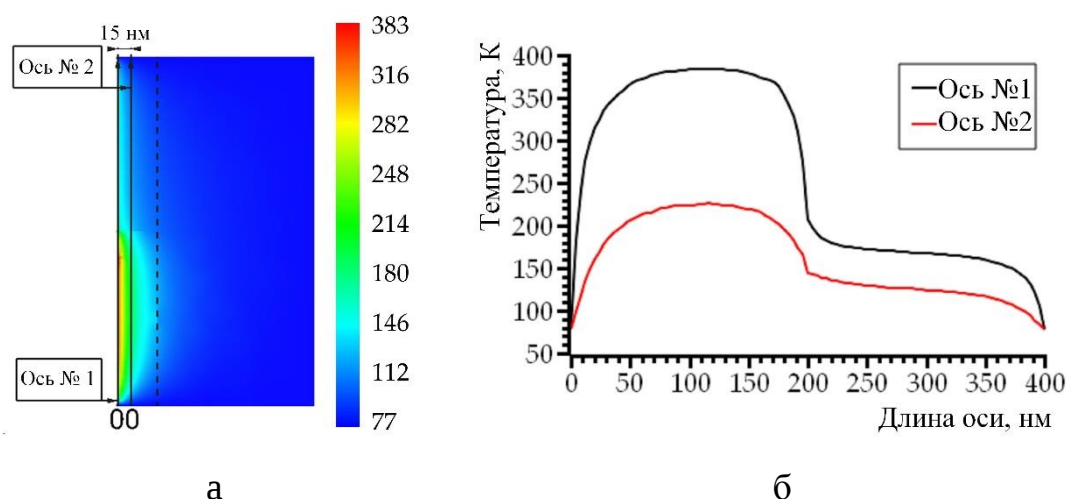


Рисунок 39 – а) картина разогрева материала перед вершиной растущей трещины (плоскость № 2 рисунка 38а); б) изменение температур вдоль осей № 1 и 2.

Пунктирная линия ограничивает область с повышенной плотностью сетки метода конечных элементов

Формирующийся градиент температур в данной области приводит к возникновению дополнительных механических напряжений, что облегчает процесс атомных скачков [127].

Инициирование саморазогрева на границе нанокристаллического/аморфного и легкоплавкого сплава оказывает существенное влияние на дальнейший процесс деформирования и разрушения. Выделяемой перед вершиной трещины энергии оказывается достаточной для разогрева материала на 100–200 К и перехода к вязкому разрушению. Это процесс вероятностный и может определяться характером роста трещины в начале процесса разрушения. В том случае, если росту трещины предшествуют атомные перестройки, разрушение будет вязким, даже при криогенной температуре композиционного образца в целом. Таким образом, создание СЛКОМ «нанокристаллическая/аморфная плёнка – легкоплавкий металлический сплав - нанокристаллическая/аморфная плёнка», способных сохранять вязкий характер разрушения, требует установления физических

закономерностей инициирования саморазогрева на границе между нанокристаллической/аморфной и кристаллическими фазами.

4.4 Механические испытания на одноосный разрыв композиционных соединений на основе нанокристаллического металлического сплава и легкоплавкого кристаллического сплава при низких температурах

Подготовленные по алгоритму, описанному во второй главе, СЛКОМ «нанокристаллическая плёнка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая плёнка» испытывали на разрыв в процессе одноосного растяжения при температурах 293, 195, 77 К (часть экспериментальных результатов, посвященных механическим испытаниям таких композитов при комнатной температуре, приведено в параграфе 2.6). Для поддержания заданных температур испытываемые образцы помещали в ёмкость с твёрдым CO_2 (195 К) или жидким азотом (77 К). Механические испытания начинали через одну минуту после установления заданной температуры, которую контролировали с помощью низкотемпературной термопары.

Для проведения металлографического анализа поверхности образцов был использован микроскоп Axio Scope A. При этом в первую очередь изучали морфологию деформирования и разрушения в области ветвления трещин, в области вершин остановившихся трещин и вдоль берегов трещин.

На рисунке 40 представлены характерные микрокартины разрушения образцов при криогенной температуре, где видна специфика ветвления трещин и специфика разрушения в области вершин ответвившихся и остановившихся трещин.

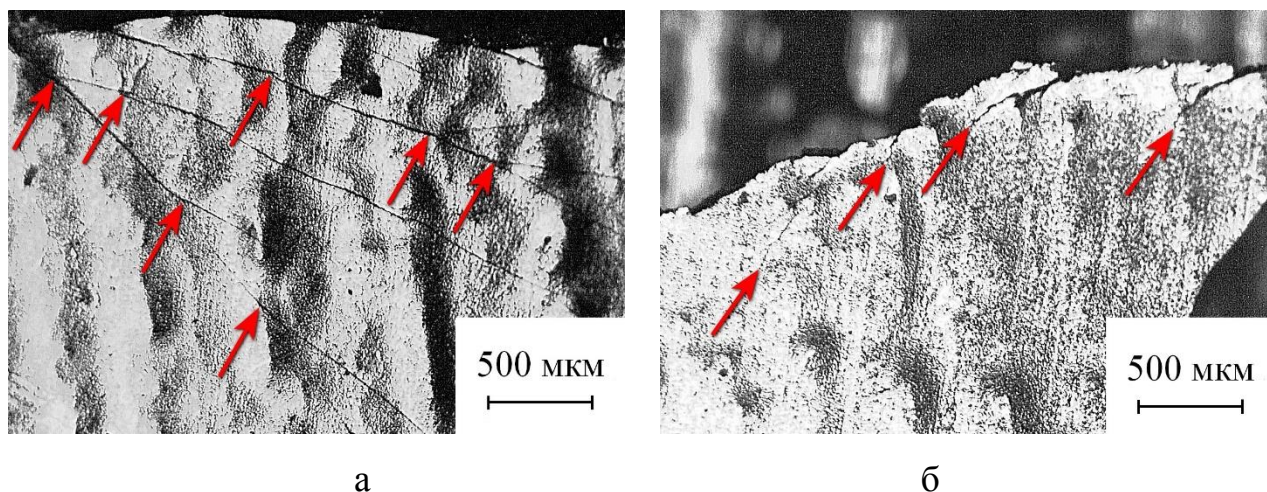


Рисунок 40 – Микрофотографии в зоне разрыва, иллюстрирующие: а) специфику ветвления трещин (стрелками обозначены точки разветвления); б) специфику деформирования/разрушения в области вершин ответвившихся и остановившихся трещин (стрелки указывают на вершины остановившихся трещин)

На рисунке 40а проиллюстрировано ветвление трещин (стрелками обозначены точки разветвления), а на рисунке 40б показаны ответвившиеся и остановившиеся трещины (стрелками обозначены вершины остановившихся трещин). Морфологические особенности роста и торможения трещин в СЛКОМ свидетельствуют о вязком характере разрушения.

На рисунке 41 представлены зависимости механического напряжения от относительной деформации для СЛКОМ «нанокристаллическая плёнка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая плёнка» при температурах 293, 195, 77 К. Анализ полученных зависимостей показал, что воздействие криогенных температур приводит к некоторому ухудшению механических свойств данных СЛКОМ. Предел прочности СЛКОМ на основе нанокристаллического сплава 5БДСР и легкоплавкого сплава Sn63Pb37 при 293 К в среднем равен 507 МПа, а средняя относительная деформация составляет 1,57%.

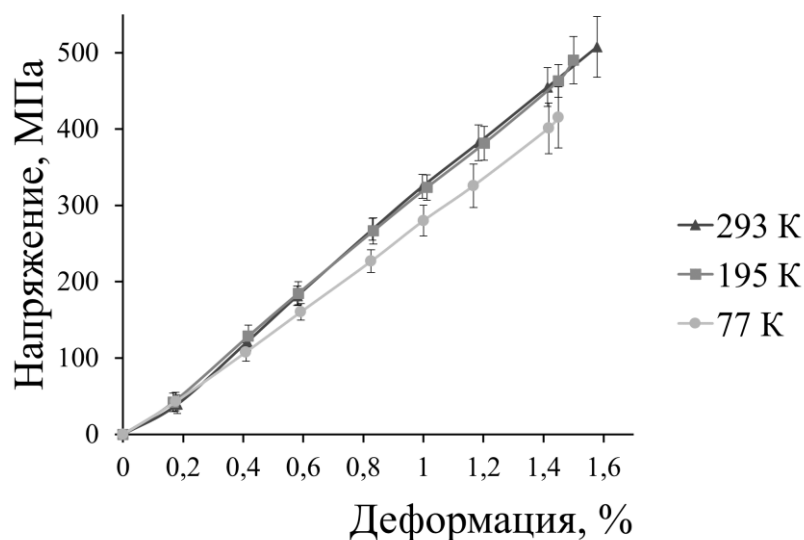


Рисунок 41 – Зависимости механического напряжения от относительной деформации для образцов СЛКОМ на основе сплава Sn63Pb37 и нанокристаллической ленты 5БДСР

Предел прочности материала, при понижении температуры до 195 К, составляет в среднем 490 МПа, а относительная деформация составляет 1,50%. При понижении температуры до 77 К средний предел прочности снижается до 415 МПа, а среднее значение относительной деформации до 1,45%. При проведении испытаний на одноосное растяжение композиционное соединение сохраняет возможность пластической деформации даже при 77 К.

Такое поведение материала в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах может быть обусловлено особенностями пластической деформации, которая происходит в областях на границе нанокристаллического/аморфного материала и легкоплавкого кристаллического металлического сплава. В случае одноосного растяжения на границе нанокристаллического и легкоплавкого металлических сплавов может реализовываться ротационный механизм деформации [179]. Ротационные эффекты, связанные с движением нанозёрен, будут создавать области сжимающего и растягивающего напряжения. В соответствии с механизмом, теоретически описанном в работе [183], снижается энергия активации, необходимая для атомных

скачков и последующего саморазогрева. Это приводит к формированию области разогрева перед вершиной трещины и вязкому характеру разрушения. С учётом снижения теплоёмкости металлических сплавов при криогенных температурах область саморазогрева может прогреваться до температур, соответствующих пластической деформации материала.

Таким образом, предложенная математическая/компьютерная модель саморазогрева для вершины медленной трещины удовлетворительно объясняет особенности саморазогрева, деформирования и разрушения тонкослойных композитных соединений нанокристаллическая/аморфная и кристаллическая фаза в условиях одноосного растяжения при низких температурах. Физическая модель процесса описана с использованием классических уравнений теплопроводности и компьютерного моделирования, выполненного стандартным методом конечных элементов. Модель предполагает возникновение трещины на границе раздела двух компонентов (нанокристаллическая/аморфная плёнка и легкоплавкий металлический сплав) с дальнейшим распространением вглубь СЛКОМ.

4.5 Выводы по четвертой главе

1. Проведено компьютерное моделирование эффекта саморазогрева для области в вершине медленной трещины, распространяющейся в тонких композиционных соединениях нанокристаллический/аморфный и кристаллический сплавы при низких температурах. Основные выводы предложенной физической модели хорошо согласуются с полученными экспериментальными данными.

2. Экспериментально верифицирована предложенная в третьей главе гипотеза о влиянии эффекта саморазогрева в вершине магистральной трещины, распространяющейся в тонких слоистых композиционных соединениях «аморфный/нанокристаллический-легкоплавкий металлические сплавы», на характер их разрушения при температурах 293, 195 и 77 К.

3. На основании экспериментальных исследований установлены морфологические особенности разрушения слоистых композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная плёнка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная плёнка» в условиях одноосного растяжения при температурах 293, 195 и 77 К. Морфологические особенности разрушения композиционных образцов при понижении температуры существенно не меняются, что хорошо объясняется теоретическим предположением о саморазогреве в вершине трещины.

4. Для тонких слоистых композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная плёнка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная плёнка» в условиях одноосного растяжения при температурах 293, 195 и 77 К определены зависимости механического напряжения от относительной деформации. Показано, что снижение среднего значения относительной деформации при переходе к испытанию в жидком азоте для композитов на основе: аморфного металлического сплава 82K3XCP и сплава Вуда составляет 10,2% (с 1,78% до 1,60%); нанокристаллического сплава 5БДСР и легкоплавкого сплава Sn63Pb37 составляет 7,7% (с 1,57% до 1,45%). Это существенно меньше, чем при испытаниях аморфных и нанокристаллических лент. Снижение среднего значения относительной деформации при переходе к испытанию в жидком азоте составляло для аморфных лент 18,3% (с 1,64% до 1,34%), а для нанокристаллических лент 25% (с 2,00% до 1,50%).

5. Полученные теоретические и экспериментальные результаты имеют практическое значение для разработки новых композиционных материалов с улучшенными механическими свойствами. Вязкий характер разрушения тонких слоистых композиционных соединений нанокристаллическая/аморфная плёнка – легкоплавкий металлический сплав при криогенных температурах делает такие материалы перспективными для использования в криогенной промышленности, в Арктике/Антарктике.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Разработана методика изготовления тонких слоистых композитов на основе нанокристаллического/аморфного – легкоплавких металлических сплавов, сохраняющих механическую прочность и вязкий характер разрушения в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах. Полученные теоретические и экспериментальные результаты имеют практическое значение для разработки новых материалов с улучшенными механическими свойствами для использования при низких температурах. Сохранение вязкого характера разрушения и достаточно высокого предельного значения относительной деформации при криогенных температурах делает их привлекательными для использования в криогенной промышленности, в Арктике/Антарктике.

2. Экспериментально установлены морфологические особенности разрушения слоистых композиционных соединений «нанокристаллическая/аморфная пленка – легкоплавкий металлический сплав – нанокристаллическая/аморфная пленка» в условиях одноосного растяжения при температурах 77, 195, 293 К. Морфологические особенности разрушения композиционных образцов при понижении температуры существенно не меняются, сохраняется вязкий характер разрушения, рост магистральной трещины сопровождается ветвлением и торможением ответвившихся трещин.

3. Экспериментально определены закономерности деформирования и разрушения тонких слоистых композитов нанокристаллические/аморфные – легкоплавкие металлические сплавы в условиях одноосного растяжения при температурах 77, 195, 293 К. Снижение температуры механических испытаний приводит к некоторому снижению среднего значения относительной деформации и предела прочности тонких слоистых композитов. Для композитов на основе аморфного металлического сплава 82K3XCP и сплава Вуда снижение относительной деформации составляет 10,2% (с 1,78% до 1,60%), для композитов на основе нанокристаллического сплава 5БДСР и легкоплавкого сплава Sn63Pb37

снижение относительной деформации составляет 7,7% (с 1,57% до 1,45%). В аналогичных условиях снижение среднего значения относительной деформации для аморфной ленты 82K3ХСР составляет 18,3% (с 1,64 % до 1,34 %), а для нанокристаллической ленты 5БДСР составляет 25 % (с 2,00 % до 1,50 %). Следовательно, снижение среднего значения относительной деформации для тонких слоистых композитов при снижении температуры механических испытаний с 293 до 77 К примерно в два - три раза меньше, чем для аморфных и нанокристаллических лент.

4. Методом компьютерного моделирования определены особенности температурного поля в вершине трещин, распространяющихся со скоростями от 10 до 250 м/с, в том числе в области перехода от нанокристаллического/аморфного к легкоплавкому металлическому сплаву. Перед вершинами таких трещин имеется область саморазогрева, обеспечивающая вязкий характер разрушения даже в том случае, если весь образец находится при криогенной температуре. При скоростях роста трещины более 500 м/с температурное поле локализовано или отсутствует, что приводит к хрупкому характеру разрушения.

5. Теоретически и экспериментально исследовано влияние эффекта саморазогрева в вершине трещины, распространяющейся в тонких слоистых композиционных соединениях нанокристаллический/аморфный – легкоплавкие металлические сплавы, на характер их разрушения при температурах 77, 195, 293 К. Показано, что характер разрушения таких композитов в условиях одноосного растяжения при криогенных температурах определяется особенностями саморазогрева в вершине трещины.

6. Экспериментально верифицирована гипотеза о влиянии эффекта саморазогрева в вершине магистральной трещины в тонких слоистых композиционных соединениях аморфный-нанокристаллический-легкоплавкий металлические сплавы на характер деформирования и разрушения, а основные выводы предложенной модели хорошо согласуются с экспериментальными данными.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

АММЕТС – аморфные металлические сплавы

АМНКРО1 – аморфно-нанокристаллические образцы, относящиеся ко второй группе рентгенограмм

АМНКРО2 – аморфно-нанокристаллические образцы, относящиеся к третьей группе рентгенограмм

АРКМ – армирующий каркас/матрица

НКМЕТС – нанокристаллический металлический сплав

СЛКОМ – слоистые композиты

ХЛМ – хладноломкость металлов

ЛИТЕРАТУРА

1. Andrievski R. A. Nanostructures under extremes // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*. 2014. – Т. 184. – №. 10. – С. 1017–1032. – DOI. 10.3367/UFNr.0184.201410a.1017.
2. Капитонов А. М., Редькин В. Е. Физико-механические свойства композиционных материалов. Упругие свойства: монография / А. М. Капитонов, В. Е. Редькин, 2013. – С. 531.
3. Кабалдин Ю. Г., Исследование связи скорости ультразвука в металлах с их твердостью в условиях пониженных температур / Ю. Г. Кабалдин, А. А. Хлыбов, М. С. Аносов, Д. А. Шатагин, Д. А. Рябов, А. А. Головин // *Тенденции Развития Науки И Образования*. 2020. – №. 67–2. – С. 9–12. – DOI. 10.18411/lj-11-2020-44.
4. Глезер А.М., Аморфно-нанокристаллические сплавы [Текст]: [монография] / А. М. Глезер, Н. А. Шурыгина. - Москва: Физматлит, 2014. - 450 с.
5. Мильман Ю. В., Козырев Д. В. О механизмах деформации в аморфных металлических сплавах / Ю. В. Мильман, Д. В. Козырев // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2015. – Т. 57. – №. 8. – С. 50–55. – DOI. 10.17073/0368-0797-2014-8-50-55.
6. Батиенков Р. В. Высокотемпературные композиционные материалы с металлической матрицей (обзор) / Р. В. Батиенков, Н. П. Бурковская, А. Н. Большакова, А. А. Худнев // *Труды ВИАМ*. – 2020. – № 67(89). – С. 45-61. – DOI 10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61.
7. Петрова (Кутенева) Светлана Валерьевна, Сопротивление хрупкому разрушению и демпфирующие свойства слоистых металлополимерных композитов / С. В. Петрова (Кутенева), С. В. Гладковский, Д. И. Вичужанин, П. Д. Недзвецкий // *Письма О Материалах*. 2021. – Т. 11. – №. 3 (43). – С. 279–284. – DOI. 10.22226/2410-3535-2021-3-279-284.
8. Костиков В.И. Технология композиционных материалов / В. И. Костиков, Ж. В. Еремеева, – Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. – С. 484.

9. Гиннэ С. В. Аморфные металлические материалы: ключевые особенности и свойства // Эпоха Науки. 2023. – №. 34. – С. 41–46.

10. Абросимова Г.Е. Влияние деформации на изменение структуры аморфной фазы Pd₄₀Ni₄₀P₂₀ / Г. Е. Абросимова, А. С. Аронин, Н. С. Афоникова, Н. П. Кобелев // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52, № 9. – С. 1763-1768.

11. Верещагин, М. Н. Модифицирование металлических дисперсий при высокоэнергетической обработке / М. Н. Верещагин, С. Н. Целуева, М. Ю. Целуев. – Гомель : Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого, 2022. – 298 с. – ISBN 978-985-535-496-4.

12. Васильев С. В., Механические свойства слоистых композитов, полученных кручением под высоким давлением быстроохлаждённых лент алюминиевых сплавов / С. В. Васильев, А. И. Лимановский, В. М. Ткаченко [и др.] // Перспективные машиностроительные технологии : сборник научных трудов Международной научно-практической конференции, Санкт-Петербург, 21–25 ноября 2022 года. – Санкт-Петербург: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2023. – С. 457-463.

13. Sviridova E.A. Structure and mechanical properties of composite amorphous-crystalline Al-based materials synthesized by high pressure torsion. / E. A. Sviridova, V. V. Burkovetskii, T. V. Tsvetkov, V. I. Parfeniy, V. M. Tkachenko, S. V. Vasiliev, V. I. Tkatch // Transaction Kola Science Centre. 2020. – Т. 11. – №. 3–2020. – С. 156–162. – DOI. 10.37614/2307-5252.2020.3.4.034.

14. Дырдина Е. В., Мосалева И. И. Композиционные материалы и преимущества их применения в авиационной и ракетно-космической промышленности / Е. В. Дырдина, И. И. Мосалева // Новая Наука: Проблемы И Перспективы. 2015. – №. 1 (1). – С. 123–127.

15. Бабец Н. В. Композиционные пористые материалы на основе железа и их применение в узлах трения / Н. В. Бабец, Б. Н. Васильев, М. А. Исмаилов // Молодой Ученый. 2011. – №. 5–1. – С. 54–56.

16. Климов А. К., Климов Д. А., Низовцев В. Е., Ухов П. А. Эффективность применения наноструктурных композиционных материалов и изделий из них в авиационной промышленности // Труды Маи. 2013. – №. 67. – С. 21.

17. Зимбицкий А. В., Стасюк Ю. В. Применение композиционных материалов в современном авиастроении, контроль за их состоянием в эксплуатации // Научный Вестник Московского Государственного Технического Университета Гражданской Авиации. 2014. – №. 208. – С. 99–103.

18. Колмаков А. Г. Основы технологий и применение наноматериалов [Текст] / А. Г. Колмаков, С. М. Баринев, М. И. Алымов // Москва: Физматлит, 2012. – С. 208 .

19. Хвостов С. А., Роголёв А. В., Ананьева (Гусева) Елена Сергеевна, Маркин В. Б. Технология Получения Наноструктурированных Композиционных Материалов // Ползуновский Вестник. 2007. – №. 3. – С. 162–166.

20. Функциональные материалы на основе наноструктурированных порошков гидроксида алюминия [Текст] / П. А. Витязь и др.; Национальная академия наук Беларуси, Институт порошковой металлургии. – Минск: Беларуская навука, 2010. – С. 181,

21. Пугачевский М. А., Мамонтов В. А., Николаева С. Н., Чекаданов А. С., Емельянов В. М. Влияние размерного фактора на структуру и физико-химические свойства наночастиц диоксида титана // Известия Юго-Западного Государственного Университета. Серия: Техника И Технологии. 2021. – Т. 11. – №. 2. – С. 104–118.

22. Айдаралиев Ж. К., Абдиев М. С., Исманов Ю. Х. Двухслойный композит, армированный базальтовыми волокнами различной длины // Бюллетень Науки И Практики. 2020. – Т. 6. – №. 5. – С. 12–20. – DOI. 10.33619/2414-2948/54/01.

23. Фролова М. Г., Керамический композит на основе карбида кремния, армированный волокнами SiC / М. Г. Фролова, Ю. Ф. Каргин, А. С. Лысенков [и др.] // Неорганические материалы. – 2020. – Т. 56, № 9. – С. 1039-1044. – DOI 10.31857/S0002337X20090055.

24. Промышленные композиты: монография / Ю. В. Холодников. – Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2023. – С. 340.
25. Серпова В. М., Сидоров Д. В., Няфкин А. Н., Курбаткина Е. И. Гибридные металлические композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов (обзор) // Труды Виам. 2021. – №. 3 (97). – С. 68–77. – DOI. 10.18577/2307-6046-2021-0-3-68-77.
26. Калиниченко В. А., Андрушевич А. А. Литые композиционные материалы: состояние и перспективы получения // Литейщик России. 2023. – №. 2. – С. 28–37.
27. Архипов, П. В. Твердосплавные материалы и методы их обработки / П. В. Архипов, Г. Е. Потапова // Механики XXI века. – 2012. – № 11. – С. 220-222.
28. Рудницкий Ф. И., Рафальский И. В., Лущик П. Е., Покровский А. И., Петренко В. В. Получение и исследование структурных характеристик слоистых композитов на основе системы Fe-Al // Литье И Металлургия. 2021. – №. 3. – С. 97–105. – DOI. 10.21122/1683-6065-2021-3-97-105.
29. Песин А. М., Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития / А. М. Песин, Д. О. Пустовойтов, О. Д. Бирюкова, А. Е. Кожемякина // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2020. – Т. 20, № 3. – С. 81-96. – DOI 10.14529/met200309.
30. Polikevich K. B., Nitrogen diffusion along the layer boundaries after nitriding of multilayer materials / K. B. Polikevich, A. L. Petelin, A. I. Plokhikh, L. P. Fomina // Izvestiya. Ferrous Metallurgy. 2024. – Т. 67. – №. 3. – С. 318–324. – DOI. 10.17073/0368-0797-2024-3-318-324.
31. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин // Москва: Металлургия, 1986. – С. 223.
32. Колмаков А. В., Плужников Ю. В., Пудовкин А. П., Чернышов В. Н. Изготовление сталебронзового биметалла холодным плакированием // Вестник Тамбовского Государственного Технического Университета. 2003. – Т. 9. – №. 4. – С. 698–703.

33. Лехов О. С., Шевелев М. М. Оценка качества стальных трехслойных биметаллических полос при получении на установке непрерывного литья и деформации // Известия Высших Учебных Заведений. Черная Металлургия. 2021. – Т. 64. – №. 10. – С. 755–760. – DOI. 10.17073/0368-0797-2021-10-755-760.

34. Витязь П. А., Жорник В. И., Вихренко В. С. Термодинамические аспекты получения композитов спеканием порошковых металлических материалов, модифицированных наноразмерными углеродными добавками // Доклады Национальной Академии Наук Беларуси. 2011. – Т. 55. – №. 6. – С. 105–113.

35. Мельников Д. А., Хасков М. А., Гусева М. А., Антюфеева (Матвеева) Наталия Викторовна К Вопросу О Разработке Режимов Прессования Слоистых Пкм На Основе Препрегов // Труды Виам. 2018. – №. 2 (62). – С. 9. – DOI. 10.18577/2307-6046-2018-0-2-9-9.

36. Автоклавное кондиционирование низкосортного сульфидного медного концентрата / И. В. Украинцев, Г. В. Петров, Б. С. Иванов, А. Я. Бодуэн // Цветные металлы. – 2016. – № 10(886). – С. 43-48. – DOI 10.17580/tsm.2016.10.06

37. Пешков В. В., Булков А. Б., Максименков В. И., Коломенский А. Б. Диффузионно-Сварные Титановые Тонкостенные Слоистые Конструкции // Вестник Воронежского Государственного Технического Университета. 2018. – Т. 14. – №. 1. – С. 138–146.

38. Литвинов В. В., Кузьмин В. И., Лысак В. И., Строков О. В., Кузьмин А. С. Особенности Сварки Взрывом Толстолистовых Сталеалюминиевых Композитов // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. 2010. – №. 5 (65). – С. 44–49.

39. Кузьмин Е. В., Королев М. П., Лысак В. И., Кузьмин С. В., Зарубин М. С., Петрушкин П. А., Львов В. А. Особенности формирования соединения композита титан-сталь при сварке взрывом с воздействием ультразвука // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. 2020. – №. 11 (246). – С. 19–23. – DOI. 10.35211/1990-5297-2020-11-246-19-23.

40. Гринберг Б. А., Иванов М. А., Рыбин В. В., Елкина О. А., Иноземцев А. В., Волкова А. Ю., Кузьмин С. В., Лысак В. И. Сварка взрывом: процессы перемешивания металлов, не имеющих взаимной растворимости (железо-серебро) // Физика Металлов И Металловедение. 2012. – Т. 113. – №. 11. – С. 1099.

41. Гринберг Б. А., Иванов М. А., Рыбин В. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Елкина О. А., Пацелов А. М., Антонова О. В., Иноземцев А. В., Волкова А. Ю., Плотников А. В. Диссипативные структуры при сварке взрывом // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. 2012. – №. 14 (101). – С. 27–43.

42. Бондарь М. П., Лукьянов Я. Л. Сварка взрывом металла с нанокompозитом // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. 2012. – №. 14 (101). – С. 91–98.

43. Проничев Д. В., Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства оплавов, формирующихся в км алюминий-медь при сварке взрывом / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин [и др.] // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2015. – № 12(175). – С. 40-43.

44. Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Назарова В. Ю. Особенности формирования структуры в зоне соединения медно-стального композита медь m^3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и термического улучшения // Известия Волгоградского Государственного Технического Университета. 2021. – №. 6 (253). – С. 11–17. – DOI. 10.35211/1990-5297-2021-6-253-11-17.

45. Антонова О. В. Сварка взрывом: процессы и структуры : Монография / О. В. Антонова, Ю. П. Бесшапошников, А. М. Власова [и др.] ; Под редакцией Б.А. Гринберг, М.А. Иванова, С.В. Кузьмина, В.И. Лысака. – Москва : Издательство "Инновационное машиностроение", 2017. – 236 с.

46. Рафальский И. В. Получение Литейных Композиционных Материалов Из Алюминиевых Сплавов В Гетерофазном Состоянии С Дисперсными Наполнителями // Литье И Металлургия. 2011. – №. 3 (61). – С. 26–31.
47. Зимон А. Д. Адгезия жидкости и смачивание // Москва: Химия, 1974. – С. 412
48. Ковтунов, А. И. Жидкофазные способы производства слоистых композиционных материалов / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин. – Тольятти : Тольяттинский государственный университет, 2016. – С. 135
49. Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л. И. Тучинский // - Москва: Металлургия, 1986. – С. 206
50. Жабин А. Н., Сидоров Д. В., Няфкин А. Н. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей (обзор) // Труды Виам. 2021. – №. 6 (100). – С. 27–35. – DOI. 10.18577/2307-6046-2021-0-6-27-35.
51. Милейко С. Т. Углеметаллические волоконные композиты // Республиканское унитарное предприятие Издательский дом «Белорусская наука», 2023. – С. 387–404.
52. Хмелев В. Н. Ультразвуковые многофункциональные и специализированные аппараты для интенсификации технологических процессов в промышленности, сельском и домашнем хозяйстве / В. Н. Хмелев, Г. В. Леонов, Р. В. Барсуков, С. Н. Цыганок, А. В. Шалунов // Бийск: ФГБОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова» (АлтГТУ), 2007. – С. 400
53. Гладковский С. В. Формирование комплекса механических свойств и характеристик сопротивления разрушению сэндвич-композитов на основе стали 09Г2С и высокопрочной стали ЭП678 различной дисперсности / С. В. Гладковский, С. В. Кутенева, И. С. Каманцев [и др.] // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. – 2017. – № 6. – С. 71-90. – DOI 10.17804/2410-9908.2017.6.071-090.

54. Abrosimova G. E., Matveev D. V., Aronin A. S. Nanocrystal formation in homogeneous and heterogeneous amorphous phases // *Physics-Uspekhi*. 2022. – Т. 65. – №. 3. – С. 227–244. – DOI. 10.3367/UFNe.2021.04.038974.

55. Пермякова, И. Е. Аморфно-нанокристаллические композиты: получение, Структура, свойства / И. Е. Пермякова, А. М. Глезер // *Перспективные материалы и технологии: Монография. В 2-х томах / Под редакцией В.В. Рубаника. Том 1.* – Витебск : Витебский государственный технологический университет, 2019. – С. 5-21. – DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/Adv.mater.V.1.Ch.1

56. Лякишев Н. П., Алымов М. И. Наноматериалы конструкционного назначения // *Российские Нанотехнологии*. 2006. – Т. 1. – №. 1–2. – С. 71–81.

57. Глезер А. М., Манаенков С. Е., Пермякова И. Е. Структурные механизмы пластической деформации аморфных сплавов, содержащих наночастицы кристаллической фазы // *Известия Российской Академии Наук. Серия Физическая*. 2007. – Т. 71. – №. 12. – С. 1745–1750.

58. Abrosimova G. E. Structure evolution of amorphous alloys // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*. 2011. – Т. 181. – №. 12. – С. 1265. – DOI. 10.3367/UFNr.0181.201112b.1265.

59. Верещагин М. Н., Целуев М. Ю., Целуева (Цыбранкова) С. Н. Модифицирование металлических дисперсий при высокоэнергетической обработке // *Черные Металлы*. 2021. – №. 11. – С. 39–45. – DOI. 10.17580/chm.2021.11.07.

60. Золотухин, И. В. Физические свойства аморфных металлических материалов / И. В. Золотухин. – Москва: Металлургия, 1986. – С. 176

61. Судзуки К., Худзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы / Под ред. Масумото Ц. Пер. с япон. - М.: Металлургия, 1987. - 328 с.

62. Федоров В. А., Ушаков И. В., Пермякова И. Е., Калабушкин А. Е. Кристаллизация аморфного металлического сплава $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$ под влиянием термической обработки // *Поверхность. Рентгеновские, Синхротронные И Нейтронные Исследования*. 2006. – №. 1. – С. 108–112.

63. Белозеров В., Стародубцев Ю. Н. Аморфные металлические материалы // Силовая Электроника. 2009. – №. 20. – С. 86–89.

64. Третьяков Ю. Д., Гудилин Е. А. Основные направления фундаментальных и ориентированных исследований в области наноматериалов // Успехи Химии. 2009. – Т. 78. – №. 9. – С. 867–888.

65. Кахраманов Н. Т., Азизов Акиф Гамид оглы, Осипчик В. С., Мамедли У. М., Арзуманова Нушаба Баба кызы Наноструктурированные композиты и полимерное материаловедение // Пластические Массы. 2016. – №. 1–2. – С. 49–57.

66. Галимов Э. Р., Композиционные материалы на основе поливинилхлорида, дисперсных наполнителей и полимерных модификаторов / Э. Р. Галимов, А. М. Мухин, Н. Я. Галимова, В. Г. Шибаков. – Набережные Челны : Издательско-полиграфический центр Камской государственной инженерно-экономической академии, 2012. – С. 170

67. Урьев Н. Б. Физико-химическая динамика дисперсных систем // Успехи Химии. 2004. – Т. 73. – №. 1. – С. 39–62.

68. Козачук А. И., Солнцева И. Ю., Степанов В. А., Шпейзман В. В. Роль скорости нагружения в разрушении хрупких тел // Физика твердого тела. 1983. – Т. 25. – №. 7. – С. 1945–1952.

69. Чернов В. М., Кардашев Б. К., Мороз К. А. Хладноломкость и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками – дислокационные механизмы // Журнал Технической Физики. 2016. – Т. 86. – №. 7. – С. 57–64.

70. Чернов В. М., Кардашев Б. К., Мороз К. А. Низкотемпературное охрупчивание и разрушение металлов с разными кристаллическими решетками - дислокационные механизмы // Вопросы Атомной Науки И Техники. Серия: Материаловедение И Новые Материалы. 2015. – №. 3 (82). – С. 38–50.

71. Кабалдин Ю. Г., Хлыбов А. А., Аносов М. С., Рябов Д. А. Хрупкое разрушение магистральных трубопроводов при низких температурах // Вестник Машиностроения. 2022. – №. 2. – С. 34–40. – DOI. 10.36652/0042-4633-2022-2-34-40.

72. Рыжиков А. А. О природе хладноломкости металлов // Физика И Техника Высоких Давлений. 2003. – Т. 13. – №. 2. – С. 52–60.
73. Kabaldin Yu. G., Khlybov A. A., Anosov M. S., Shatagin D. A., Ryabov D. A. Evaluation of cold resistance of metals with various type of crystal structure // Bulletin of Kalashnikov ISTU. 2019. – Т. 22. – №. 3. – С. 48. – DOI. 10.22213/2413-1172-2019-3-48-55.
74. Meir G., Clifton R. J. Dislocation mobility in high purity LiF from 100°K to 300°K под ред. Y. M. Gupta, Boston, MA: Springer US, 1986. – С. 303–307. – DOI. 10.1007/978-1-4613-2207-8_40.
75. Финкель В. М. Физика разрушения: рост трещин в твердых телах / В. М. Финкель, Металлургия, 1970.
76. Lewandowski J. J., Wang W. H., Greer A. L. Intrinsic plasticity or brittleness of metallic glasses // Philosophical Magazine Letters. 2005. – Т. 85. – №. 2. – С. 77–87. – DOI. 10.1080/09500830500080474.
77. Sikorski M. E. The adhesion of metals and factors that influence it // Wear. 1964. – Т. 7. – №. 2. – С. 144–162. – DOI. 10.1016/0043-1648(64)90050-X.
78. Brostow W., Hagg Lobland H. E. Brittleness of materials: implications for composites and a relation to impact strength // Journal of Materials Science. 2010. – Т. 45. – №. 1. – С. 242–250. – DOI. 10.1007/s10853-009-3926-5.
79. Давиденков Н. Н., Чучман Т. Н. Обзор современных теорий хладноломкости // Исследования по жаропрочным сплавам. 1957. – Т. 2. – С. 9.
80. Панин В. Е., Деревягина Л. С., Лемешев Н. М., Корзников А. В., Панин А. В., Казаченок М. С. О природе низкотемпературной хрупкости сталей с ОЦК-структурой // Физическая Мезомеханика. 2013. – Т. 16. – №. 6. – С. 5–15.
81. Rebinder P. A., Shchukin E. D. Surface phenomena in solids during the course of their deformation and failure // Uspekhi Fizicheskikh Nauk. 1972. – Т. 108. – №. 9. – С. 3. – DOI. 10.3367/UFNr.0108.197209a.0003.

82. Song M., Mao G., Ma Y., Gong S. Behavior of plastic deformation and crack propagation on fully lamellar gamma- tial alloy // International Journal of Modern Physics B. 2010. – Т. 24. – №. 15n16. – С. 2958–2963. – DOI. 10.1142/S0217979210065921.

83. Newman Jr. J. C., Raju I. S. Griffith A. A. The phenomena of rupture and flow in solids // Philosophical Transactions of the Royal Society A. 1921. – 221. – P. 163–198. – doi: 10.1098/RSTA.1921.0006

84. Матвиенко Ю. Г. Модели и критерии механики разрушения / Ю. Г. Матвиенко // М.: Физматлит, 2006. – С. 328.

85. Баранникова С. А., Ли Ю. В. Картины локализации деформации на стадии предразрушения в биметалле углеродистая сталь–нержавеющая сталь //Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. – 2023. – Т. 66. – №. 3. – С. 320-326.

86. Ушаков И. В., Ошоров А. Д. Физические закономерности деформирования и разрушения двухслойного композиционного соединения полимер - нанокристаллическая металлическая пленка в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса // Известия Юго-Западного Государственного Университета. Серия: Техника И Технологии. 2021. – Т. 11. – №. 4. – С. 95–107. – DOI. 10.21869/2223-1528-2021-11-4-95-107.

87. Шавнев, А. А. Методы соединения алюминиевых композиционных материалов (обзор) / А. А. Шавнев, Е. И. Курбаткина, Д. В. Косолапов // Авиационные материалы и технологии. – 2017. – № 3(48). – С. 35-42. – DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-3-35-42

88. Табатчикова Т. И., Плохих А. И., Яковлев И. Л., Ключева С. Ю. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки // Физика металлов и металловедение. 2013. – Т. 114. – №. 7. – С. 633–646. – DOI. 10.7868/S0015323013070115.

89. Mylnikov V. V., Chernyshov E. A., Romanov A. D., Mylnikova M. V., Zakharychev E. A., Ryabov N. A. Structure and tensile fracture mechanism of aluminum

matrix composites produced by internal oxidation // *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023. – №. 2. – С. 38–48. – DOI. 10.17073/0021-3438-2023-2-38-48.

90. Рафальский, И. В. Металломатричные слоистые композиты на основе железа и алюминия: обзор процессов получения / И. В. Рафальский, П. Е. Лущик, Ф. И. Рудницкий // *Металлургия : республиканский межведомственный сборник научных трудов : в 2 ч. / редкол.: И. А. Иванов (гл. ред) [и др.]*. – Минск : БНТУ, 2020. – Вып. 41, ч. 2. – С. 28-40

91. Микляев П. Г., Кинетика разрушения / П. Г. Микляев, Г. С. Нешпор, В. Г. Кудряшов. - 2-е изд., перераб. и доп. - Челябинск : Metallurgy. Челяб. отд-ние, 1991. - С. 336

92. Adharapurapu R. R., Vecchio K. S., Jiang F., Rohatgi A. Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al₃Ti metal-intermetallic laminate composites // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2005. – Т. 36. – №. 6. – С. 1595–1608. – DOI. 10.1007/s11661-005-0251-8.

93. Димитриенко Ю. И., Кашкаров А. И., Макашов А. А. Конечнo-элементный расчет эффективных упругопластических характеристик композитов на основе метода асимптотического осреднения // *Вестник Московского Государственного Технического Университета Им. Н.э. Баумана. Серия Естественные Науки*. 2007. – №. 1 (24). – С. 26–46.

94. Димитриенко Ю. И., Соколов А. П. Исследование процессов разрушения композиционных материалов на базе метода асимптотической гомогенизации // *Вестник Московского Государственного Технического Университета Им. Н.э. Баумана*. 2012. – №. 11 (11). – С. 16.

95. Ушаков И. В., Ошоров А. Д., Сафронов И. С. Физика деформирования и разрушения на границе аморфного и кристаллического металлического сплава 2023. – Т. 59. – №. 2. – С. 7–15. – DOI. 10.17212/1727-2769-2023-2-7-15.

96. Мухаметрахимов, М. Х. Исследование механических свойств и механизм разрушения металломатричных композитов из титанового сплава Ti-6Al-4V,

полученного в условиях низкотемпературной сверхпластичности / М. Х. Мухаметрахимов // Физическая мезомеханика. – 2020. – Т. 23, № 3. – С. 107-114. – DOI 10.24411/1683-805X-2020-13010.

97. Юров В. М., Маханов К. М. Толщина Поверхностного Слоя Металлических Стекол // Sciences of Europe. 2020. – №. 50–1 (50). – С. 46–52.

98. Yoo C.-S., Lim S. K., Yoon C. S., Kim C. K. Effect of Pt addition on the crystallization of Co-based amorphous metallic alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2003. – Т. 359. – №. 1–2. – С. 261–266. – DOI. 10.1016/S0925-8388(03)00177-4.

99. Chen Z., Datye A., Brooks P. A., Sprole M., Ketkaew J., Sohn S., Schroers J., Schwarz U. D. Dependence of Modulus and Hardness on the Annealing Conditions of Pt_{57.5}Cu_{14.7}Ni_{5.3}P_{22.5} Bulk Metallic Glass // MRS Advances. 2019. – Т. 4. – №. 2. – С. 73–79. – DOI. 10.1557/adv.2019.30.

100. Jönsson B., Hogmark S. Hardness measurements of thin films // Thin Solid Films. 1984. – Т. 114. – №. 3. – С. 257–269. – DOI. 10.1016/0040-6090(84)90123-8.

101. Ушаков, И. В. Физические закономерности деформирования и разрушения двухслойного композиционного соединения полимер - нанокристаллическая металлическая пленка в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса / И. В. Ушаков, А. Д. Ошоров // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. – 2021. – Т. 11, № 4. – С. 95-107. – DOI 10.21869/2223-1528-2021-11-4-95-107

102. Ошоров А. Д., Ушаков И. В. Механические Свойства Многослойных Композиционных Соединений Пленка - Полимер Армированный Углеродными Нанотрубками Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2021. – С. 126–128. – DOI. 10.17084/978-5-7765-1474-6-2021-126.

103. Ушаков И. В., Сафронов И. С., Ошоров А. Д. Физика залечивания нанопор в конденсированном веществе в условиях воздействия лазерного излучения и высокотемпературной плазмы // Доклады Академии Наук Высшей

Школы Российской Федерации. 2024. – №. 1 (62). – С. 7–18. – DOI. 10.17212/1727-2769-2024-1-7-18.

104. Лисицын, Н. В. Функциональные покрытия в энергосберегающих технологиях инновационного производства / Н. В. Лисицын // Известия Санкт-Петербургского государственного технологического института (технического университета). – 2012. – № 16(42). – С. 67-71.

105. Pogrebnyak A. D., Shpak A. P., Azarenkov N. A., Beresnev V. M. Structures and properties of hard and superhard nanocomposite coatings // Uspekhi Fizicheskikh Nauk. 2009. – Т. 179. – №. 1. – С. 35. – DOI. 10.3367/UFNr.0179.200901b.0035.

106. Стогней О. В., Валюхов С. Г., Трегубов И. М., Каширин М. А. Упрочняющие нанокмпозиционные покрытия $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ // Международный Научный Журнал Альтернативная Энергетика И Экология. 2011. – №. 9 (101). – С. 57–61.

107. Панин А. В., Шугуров А. Р., Оскомов К. В. Определение твердости и модуля упругости тонких пленок Ti и TiO_2 // Физическая Мезомеханика. 2006. – Т. 9. – №. S1. – С. 119–122.

108. Панин А. В., Шугуров А. Р., Оскомов К. В. Исследование механических свойств тонких пленок Ag на кремниевой подложке методом наноиндентирования // Физика твердого тела. 2005. – Т. 47. – №. 11. – С. 1973–1977.

109. Федоров В. А., Ушаков И. В., Пермякова И. Е. Особенности деформирования и разрушения лент термически обработанного металлического стекла системы Co-Fe-Cr-Si при микроиндентировании // Известия Российской Академии Наук. Серия Физическая. 2005. – Т. 69. – №. 9. – С. 1369–1373.

110. Ушаков И. В., Поликарпов В. М. Испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская Лаборатория. Диагностика Материалов. 2007. – Т. 73. – №. 2. – С. 68–71.

111. Ошоров, А. Д. Эксплуатационные характеристики поверхностного слоя металлических сплавов, подвергнутых селективной лазерной обработке / А. Д. Ошоров, И. В. Ушаков // Молодежь и наука: актуальные проблемы

фундаментальных и прикладных исследований : материалы II Всероссийской национальной научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Комсомольск-на-Амуре, 08–12 апреля 2019 года. Том Часть 1. – Комсомольск-на-Амуре: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 2019. – С. 128-130.

112. Головин Ю. И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикробиообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор) // Физика твердого тела. 2008. – Т. 50. – №. 12. – С. 2113–2142.

113. Коновалов, Д. А. Определение прочностных свойств отдельных слоев деформированных слоистых композитов методом кинетического индентирования / Д. А. Коновалов, И. А. Голубкова, С. В. Смирнов // Дефектоскопия. – 2011. – № 12. – С. 91-98.

114. Особенности применения наноиндентирования для изучения механических свойств поверхности металлов, модифицированных пучками водорода и гелия / Ю. П. Черданцев, А. М. Лидер, А. К. Ган, Н. С. Томина // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2008. – № 3. – С. 78-81.

115. Орешко Е. И., Ерасов В. С., Яковлев Н. О., Уткин Д. А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные Материалы И Технологии. 2021. – №. 1 (62). – С. 104–118. – DOI. 10.18577/2713-0193-2021-0-1-104-118.

116. Zhang X., Zou L., Chen J., Dai P., Pan J. Design and Preparation of CNTs/Mg Layered Composites // Materials. 2022. – Т. 15. – №. 3. – С. 864. – DOI. 10.3390/ma15030864.

117. Vorozhtsov S., Kvetinskaya A., Khurstalyov A., Promakhov V. Influence the carbon nanotubes on the structure and mechanical properties of aluminum-based metal matrix composites // Tomsk, Russia:, 2016. – С. 030021. – DOI. 10.1063/1.4964559.

118. Ушаков И. В., Ошоров А. Д. Микроразрушение многослойного композита на основе аморфно-нанокристаллического металлического сплава //

Вестник Московского Авиационного Института. 2022. – Т. 29. – №. 3. – С. 246–252. – DOI. 10.34759/vst-2022-3-246-252.

119. Патент № 2561788 С1 Российская Федерация, МПК В82У 35/00, G01N 3/42. Способ определения коэффициента вязкости микроразрушения тонких пленок из многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов (варианты) : № 2014124459/28 : заявл. 17.06.2014 : опубл. 10.09.2015 / И. В. Ушаков, А. Ю. Батомункуев ; заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС".

120. Ушаков И. В., Ошоров А. Д. Viscosity of microdestruction of multilayer composite and method of its revealing // Materials Science Forum. 2022. – Т. 1052 MSF. – С. 110–115. – DOI. 10.4028/p-5q4060.

121. Физические закономерности деформирования и разрушения двухслойного композиционного соединения полимер - нанокристаллическая металлическая пленка в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса – С. 95–107. – DOI. 10.21869/2223-1528-2021-11-4-95-107.

122. Ошоров, А. Д. Многослойный композитный материал на основе аморфного сплава марки 82К3ХСР / А. Д. Ошоров, И. В. Ушаков // XVI международный семинар структурные основы модифицирования материалов МНТ-XVI : ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ, Обнинск, 15–17 июня 2021 года. – Обнинск: Обнинский институт атомной энергетики - филиал федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования "Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", 2021. – С. 72-74.

123. Ошоров, А. Д. Механические испытания многослойного композита полимер-плёнки / А. Д. Ошоров // Новые материалы XXI века: разработка, диагностика, использование: материалы I Международной молодёжной научной конференции, Москва, 21–24 апреля 2020 года. – Москва: Международный Информационный Нобелевский Центр "Нобелистика", 2020. – С. 192-196.

124. Qiao J., Ushakov I. V., Сафронов И. С., Ошоров А. Д., Wang Zh., Андрухова О. В., Rychkova O. V. Physical Mechanism of Nanocrystalline Composite Deformation Responsible for Fracture Plastic Nature at Cryogenic Temperatures // *Nanomaterials*. 2024. – Т. 14. – №. 8. – С. 723. – DOI. 10.3390/nano14080723.

125. Ушаков И. В., Ошоров А. Д., Сафронов И. С. Физика деформирования и разрушения на границе аморфного и кристаллического металлического сплава // *Доклады Академии Наук Высшей Школы Российской Федерации*. 2023. – №. 2 (59). – С. 7–15. – DOI. 10.17212/1727-2769-2023-2-7-15.

126. Лобанов Д. С., Бабушкин А. В. Методика испытаний на одноосное растяжение однонаправленных композиционных материалов при пониженных температурах // *Вестник Пермского Национального Исследовательского Политехнического Университета. Механика*. 2012. – №. 4. – С. 33–41.

127. Вилимок Я. А., Назаров К. А., Евдокимов А. К. Напряженное состояние плоских образцов при одноосном и двухосном растяжении // *Известия Тульского Государственного Университета. Технические Науки*. 2013. – №. 11. – С. 388–393.

128. Milman Yu. V., Kozyrev D. V. On the deformation mechanisms in metallic glasses // *Steel in Translation*. 2014. – Т. 44. – №. 8. – С. 578–582. – DOI. 10.3103/S0967091214080099.

129. Magomedov M. N. On the calculation of the debye temperature and crystal–liquid phase transition temperature of a binary substitution alloy // *Physics of the Solid State*. 2018. – Т. 60. – №. 5. – С. 981–988. – DOI. 10.1134/S1063783418050190.

130. Probert M. *Electronic Structure: Basic Theory and Practical Methods*, by Richard M. Martin: Scope: graduate level textbook. Level: theoretical materials scientists/condensed matter physicists/computational chemists // *Contemporary Physics*. 2011. – Т. 52. – №. 1. – С. 77–77. – DOI. 10.1080/00107514.2010.509989.

131. Slyadnikov E.E., Turchanovsky I.Y. On the possible mechanism of external infrasonic mechanical stimulating the process of formation of nanocrystals in an amorphous metal film // *Technical Physics*. 2022. – Т. 67. – №. 14. – С. 2201. – DOI. 10.21883/TP.2022.14.55219.35-21.

132. Landau L. D., Lifshitz E. M. Course of Theoretical Physics / L. D. Landau, E. M. Lifshitz, Elsevier, 2013. – С. 563.

133. Slutsker A. I., Mihailin A. I., Slutsker I. A. Microscopics of fluctuations of the energy of atoms in solids // Physics-Uspekhi. 1994. – Т. 37. – №. 4. – С. 335–344. – DOI. 10.1070/PU1994v037n04ABEH000017.

134. Lienhard J. H. A heat transfer textbook / J. H. Lienhard, Phlogistron, 2005.

135. Ushakov I. V., Safronov I. S., Oshorov A. D., Zhiqiang W., Muromtsev D. Yu. Physics of the Effect of High-Temperature Pulse Heating On Defects in the Surface Layer of a Metal Alloy // Metallurgist. 2023. – Т. 67. – №. 7–8. – С. 986–994. – DOI. 10.1007/s11015-023-01588-z.

136. Gladkov S. O., Bogdanova S. B. On the theory of nonlinear thermal conductivity // Technical Physics. 2016. – Т. 61. – №. 2. – С. 157–164. – DOI. 10.1134/S1063784216020110.

137. Wang Z., Ushakov I. V., Safronov I. S., Zuo J. Physical Mechanism of Selective Healing of Nanopores in Condensed Matter under the Influence of Laser Irradiation and Plasma // Nanomaterials. 2024. – Т. 14. – №. 2. – С. 139. – DOI. 10.3390/nano14020139.

138. Логунова О. С., Мацко И. И., Сафонов Д. С. Моделирование Теплового Состояния Бесконечно Протяженного Тела С Учетом Динамически Изменяющихся Граничных Условий Третьего Рода // Вестник Южно-Уральского Государственного Университета. Серия: Математическое Моделирование И Программирование. 2012. – №. 27 (286). – С. 74–85.

139. Haff G. How open source ate software // Berkeley, CA: Apress. – 2018.

140. Polyakov S. V., Churbanov A. G. Free and open source software for mathematical modeling // Keldysh Institute Preprints. 2019. – №. 145. – С. 1–32. – DOI. 10.20948/prepr-2019-145.

141. Орешко, Е. И. Математическое моделирование деформирования конструкционного углепластика при изгибе / Е. И. Орешко, В. С. Ерасов, А. Н.

Луценко // Авиационные материалы и технологии. – 2016. – № 2(41). – С. 50-59. – DOI 10.18577/2071-9140-2016-0-2-50-59.

142. Максимус Д. А. Комплексный Анализ Основных Терминов И Понятий Свободного Программного Обеспечения Как Ресурса Процесса Информатизации // Новое В Экономической Кибернетике. 2019. – №. 4. – С. 114–129.

143. Мартыненко, С. И. Последовательное программное обеспечение для универсальной многосеточной технологии / С. И. Мартыненко. – Москва : ООО "Издательство ТРИУМФ", 2020. – С. 210. – DOI 10.32986/978-5-93673-290-4-210-09-2020.

144. Артамонов И. В. Свободное Программное Обеспечение: Преимущества И Недостатки // Известия Иркутской Государственной Экономической Академии. 2012. – №. 6. – С. 122–125.

145. Клунникова Ю., Малюков С., Аникеев М. Метод конечных элементов для моделирования устройств и систем / Ю. Клунникова, С. Малюков, М. Аникеев, Litres, 2022. – С. 87.

146. Морозов, Е. М. Метод конечных элементов в механике разрушения / Е. М. Морозов, Г. П. Никишков ; Е. М. Морозов, Г. П. Никишков. – Изд. 2-е, испр.. – Москва : URSS, 2008. – С. 254.

147. Репецкий, О. В. Применение математического моделирования на основе метода конечных элементов для создания турбомашин повышенного ресурса / О. В. Репецкий // Актуальные вопросы аграрной науки. – 2023. – № 46. – С. 62-73.

148. Старостин, Н. П. Моделирование теплового процесса в фторопластовых уплотнениях вращающего вала для определения предельных нагрузочно-скоростных режимов / Н. П. Старостин, М. А. Васильева // Фундаментальные и прикладные вопросы горных наук. – 2020. – Т. 7, № 2. – С. 183-188. – DOI 10.15372/FPVGN2020070231.

149. Aksenov A. A., Alexandrova N. A., Budnikov A. V., Zhestkov M. N., Sazonova M. L., Kochetkov M. A. Simulation of multi-temperature flows turbulent mixing in a T-junctions by the LES approach in FlowVision software package //

Computer Research and Modeling. 2023. – Т. 15. – №. 4. – С. 827–843. – DOI. 10.20537/2076-7633-2023-15-4-827-843.

150. Шаповалов В. А., Аджиева А. А., Бачиев Б. А., Машуков И. Х. Модель визуализации для данных численного моделирования конвективного облака // Инженерный Вестник Дона. 2023. – №. 4 (100). – С. 187–198.

151. Сафронов С. Д., Перепадин К. К., Алехожина А. А. Основные Тенденции Современного Компьютерного Инжиниринга На Примере Cad-Систем // Modern Science. 2020. – №. 6–1. – С. 197–201.

152. Попов, А. А. Программное обеспечение для решения задач механики деформируемого твердого тела / А. А. Попов // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2019. – Т. 19, № 5. – С. 939-946. – DOI 10.17586/2226-1494-2019-19-5-939-946.

153. Hong S.-H., Park H.-J., Song G.-A., Kim K.-B. Recent Developments in Ultrafine Shape Memory Alloys Using Amorphous Precursors // Materials. 2023. – Т. 16. – №. 23. – С. 7327. – DOI. 10.3390/ma16237327.

154. Valiev, R. Z. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications / R. Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon. – Hoboken, New Jersey: Wiley, 2013. – 440 p. – ISBN 978-1-118-09540-9. – DOI 10.1002/9781118742679..

155. Yang G., Park S.-J. Deformation of Single Crystals, Polycrystalline Materials, and Thin Films: A Review // Materials. 2019. – Т. 12. – №. 12. – С. 2003. – DOI. 10.3390/ma12122003.

156. Li W., Wang X., Gao L., Lu Y., Wang W. Atomic Study on Tension Behaviors of Sub-10 nm NanoPolycrystalline Cu–Ta Alloy // Materials. 2019. – Т. 12. – №. 23. – С. 3913. – DOI. 10.3390/ma12233913.

157. Prokoshkin S., Brailovski V., Inaekyan K., Demers V., Kreitchberg A. Nanostructured Ti–Ni Shape Memory Alloys Produced by Thermomechanical Processing // Shape Memory and Superelasticity. 2015. – Т. 1. – №. 2. – С. 191–203. – DOI. 10.1007/s40830-015-0026-z.

158. Zhang G., Zhao J., Wang P., Li X., Liu Y., Fu X. Molecular Dynamics Study on Mechanical Properties of Nanopolycrystalline Cu–Sn Alloy // *Materials*. 2021. – T. 14. – №. 24. – C. 7782. – DOI. 10.3390/ma14247782.

159. Feng K., Wang J., Hao S., Xie J. Molecular Dynamics Study of Interfacial Micromechanical Behaviors of 6H-SiC/Al Composites under Uniaxial Tensile Deformation // *Nanomaterials*. 2023. – T. 13. – №. 3. – C. 404. – DOI. 10.3390/nano13030404.

160. Li Z., Shen T., Hu X., Zhang L., Jia X., Li J., Zhang C. The Plastic Deformation Mechanism in Nano-Polycrystalline Al/Mg Layered Composites: A Molecular Dynamics Study // *Nanomaterials*. 2024. – T. 14. – №. 1. – C. 114. – DOI. 10.3390/nano14010114.

161. Jiang H., Watanabe T., Watanabe C., Koga N., Miura H. Deformation behavior of heterogeneous nanostructured austenitic stainless steel at cryogenic temperature // *Materials Science and Engineering: A*. 2022. – T. 840. – C. 142871. – DOI. 10.1016/j.msea.2022.142871.

162. Zhou Y. H. [и др.]. A strong-yet-ductile high-entropy alloy in a broad temperature range from cryogenic to elevated temperatures // *Acta Materialia*. 2024. – T. 268. – C. 119770. – DOI. 10.1016/j.actamat.2024.119770.

163. Chen J., Dong F., Liu Z., Wang G. Grain size dependence of twinning behaviors and resultant cryogenic impact toughness in high manganese austenitic steel // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. – T. 10. – C. 175–187. – DOI. 10.1016/j.jmrt.2020.12.030.

164. Walker I. R. Considerations on the selection of alloys for use in pressure cells at low temperatures // *Cryogenics*. 2005. – T. 45. – №. 2. – C. 87–108. – DOI. 10.1016/j.cryogenics.2004.05.002.

165. Yıldızlı K. Investigation on the microstructure and toughness properties of austenitic and duplex stainless steels weldments under cryogenic conditions // *Materials & Design*. 2015. – T. 77. – C. 83–94. – DOI. 10.1016/j.matdes.2015.04.008.

166. Chen C., Zhai Z., Sun C., Wang Z., Li D. Mechanical Properties of Ti₃AlC₂/Cu Composites Reinforced by MAX Phase Chemical Copper Plating // *Nanomaterials*. 2024. – T. 14. – №. 5. – C. 418. – DOI. 10.3390/nano14050418.

167. Liu Y., Zheng G. The Design of Aluminum-Matrix Composites Reinforced with AlCoCrFeNi High-Entropy Alloy Nanoparticles by First-Principles Studies on the Properties of Interfaces // *Nanomaterials*. 2022. – T. 12. – №. 13. – C. 2157. – DOI. 10.3390/nano12132157.

168. Nyafkin A. N., Shavnev A. A., Serpova V. M., Kosolapov D. V., Zhabin A. N. Study of the Effect of the Fractional Composition of a SiC Reinforcing Phase on Mechanical and Thermophysical Characteristics of a Metallic Composite Material Based on an Aluminum Al–Si Alloy // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2023. – T. 14. – №. 1. – C. 37–41. – DOI. 10.1134/S2075113323010252.

169. Gladkovsky S. V., Kamantsev I. S., Kuteneva S. V., Dvoynikov D. A., Kuznetsov A. V. Layered metal composites with high resistance to brittle fracture at low temperatures Ekaterinburg, Russia; 2018. – C. 020003. – DOI. 10.1063/1.5084349.

170. Dudina D. V., Kvashnin V. I., Bokhonov B. B., Legan M. A., Novoselov A. N., Bepalko Y. N., Jorge A. M., Koga G. Y., Ukhina A. V., Shtertser A. A., Anisimov A. G., Georgarakis K. Metallic Iron or a Fe-Based Glassy Alloy to Reinforce Aluminum: Reactions at the Interface during Spark Plasma Sintering and Mechanical Properties of the Composites // *Journal of Composites Science*. 2023. – T. 7. – №. 7. – C. 302. – DOI. 10.3390/jcs7070302.

171. Mousavi S. S., Askarian Khoob A. Effect of Ultra-Lightweight High-Ductility Cementitious Composite in Steel–Concrete–Steel (SCS) Plate to Mitigate Ship Slamming Loads // *Journal of Composites Science*. 2023. – T. 7. – №. 8. – C. 331. – DOI. 10.3390/jcs7080331.

172. Hofmann D. C., Suh J.-Y., Wiest A., Duan G., Lind M.-L., Demetriou M. D., Johnson W. L. Designing metallic glass matrix composites with high toughness and tensile ductility // *Nature*. 2008. – T. 451. – №. 7182. – C. 1085–1089. – DOI. 10.1038/nature06598.

173. Bobylev S. V., Ovid'ko I. A., Romanov A. E., Sheinerman A. G. Nanoscale defect structures at crystal–glass interfaces // *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2005. – T. 17. – №. 4. – С. 619–634. – DOI. 10.1088/0953-8984/17/4/005.

174. Ovid'ko I. A., Sheinerman A. G. Nucleation of cracks near the free surface in deformed metallic nanomaterials with a bimodal structure // *Physics of the Solid State*. 2016. – T. 58. – №. 6. – С. 1179–1183. – DOI. 10.1134/S1063783416060305.

175. Peng D., Jin N., Leng E., Liu Y., Ye J., Li P. Could an amorphous binder Co phase improve the mechanical properties of WC–Co? A study of molecular dynamics simulation // *RSC Advances*. 2023. – T. 13. – №. 23. – С. 15737–15746. – DOI. 10.1039/D3RA01484C.

176. Peng Y., Wang H., Zhao C., Hu H., Liu X., Song X. Nanocrystalline WC-Co composite with ultrahigh hardness and toughness // *Composites Part B: Engineering*. 2020. – T. 197. – С. 108161. – DOI. 10.1016/j.compositesb.2020.108161.

177. Kalabushkin A. E., Ushakov I. V., Polikarpov V. M., Titovets Y. F. Revealing of qualitative correlation between mechanical properties and structure of amorphous-nanocrystalline metallic alloy 82K3XCP by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction под ред. А. И. Melker, Т. Breczko, 2006. – С. 65970P-65970P–6. – DOI. 10.1117/12.726763.

178. Поздняков В. А. Механизмы Пластической Деформации И Аномалии Зависимости Холла-Петча Металлических Нанокристаллических Материалов // *Физика Металлов И Металловедение*. 2003. – Т. 96. – №. 1. – С. 114–128.

179. Andrievski R. A., Glezer A. M. Strength of nanostructures // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*. 2009. – Т. 179. – №. 4. – С. 337. – DOI. 10.3367/UFNr.0179.200904a.0337.

180. Бобылев С. В., Морозов Н. Ф., Овидько И. А. Микромеханика Пластической Деформации Посредством Миграции Границ Зерен В Нанокompозитах Металл–Графен // *Доклады Академии Наук*. 2017. – Т. 473. – №. 1. – С. 37–40. – DOI. 10.7868/S0869565217070076.

181. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2022662069 Российская Федерация. Расплав 1.0 : № 2022660610 : заявл. 10.06.2022 : опубл. 29.06.2022 / И. В. Ушаков, И. А. Дьяков, А. Д. Ошоров ; заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС».

182. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2023660086 Российская Федерация. Программа для моделирования механических характеристик трехслойного композиционного соединения в условиях растяжения : № 2023617679 : заявл. 24.04.2023 : опубл. 17.05.2023 / И. В. Ушаков, А. Д. Ошоров; заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС».

183. Spaepen F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses // *Acta Metallurgica*. 1977. – Т. 25. – №. 4. – С. 407–415. – DOI. 10.1016/0001-6160(77)90232-2.

**Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ
«Программа для моделирования механических характеристик трехслойного
композиционного соединения в условиях растяжения»**

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2023660086

**Программа для моделирования механических
характеристик трехслойного композиционного
соединения в условиях растяжения**

Правообладатель: *Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический
университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС) (RU)*

Авторы: *Ушаков Иван Владимирович (RU), Ошоров Аюр
Дашеевич (RU)*



Заявка № 2023617679

Дата поступления 24 апреля 2023 г.

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ 17 мая 2023 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов

**Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ
«Расплав 1.0»**

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



СВИДЕТЕЛЬСТВО

о государственной регистрации программы для ЭВМ

№ 2022662069

Расплав 1.0

Правообладатель: *Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (RU)*

Авторы: *Ушаков Иван Владимирович (RU), Дьяков Игорь Алексеевич (RU), Ошоров Аюр Дашеевич (RU)*



Заявка № 2022660610

Дата поступления 10 июня 2022 г.

Дата государственной регистрации

в Реестре программ для ЭВМ 29 июня 2022 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов