

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСИС»

Кутжанов Магжан Кайыржанович

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ,
ДИСПЕРНО-УПРОЧНЕННЫХ КЕРАМИЧЕСКИМИ НАНОЧАСТИЦАМИ

2.6.5 – Порошковая металлургия и композиционные материалы

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор физико-математических наук,
профессор кафедры ПМиФП Штанский Д.В.

Москва – 2023

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы:

Актуальной задачей современного материаловедения является разработка эффективных технологий получения легких высокопрочных композиционных материалов, работающих в широком диапазоне температур. Сплавы алюминия находят широкое применение в качестве конструкционных материалов благодаря высокой удельной прочности, достигающей 900 МПа, что, практически, на порядок превышает прочность чистого алюминия. Такое повышение прочности достигается в результате дисперсионного упрочнения. Недостатком этих материалов является быстрая деградация их механических свойств при повышении температуры в результате растворения дисперсионных фаз. По этой причине, дисперсионно-упрочненные материалы на основе алюминия применяются в температурном диапазоне не выше 200-300 °С. Повысить теплостойкость алюминиевых сплавов можно путем создания металлокерамических композиционных материалов (КМ) с добавлением дисперсно-упрочняющей наноразмерной керамической фазы. При дисперсном упрочнении повышение прочности композита обусловлено несколькими механизмами: более эффективное торможение дислокаций, повышение энергии движения дислокаций в результате возникновения напряжений решетки на границе раздела металлической матрицы и керамической частицы, развитие мелкозернистой структуры металла и, как следствие, снижение концентрации дислокаций в металлических зернах, зернограницное упрочнение и др. Важно подчеркнуть, что эти механизмы работают и при существенном повышении температуры, поэтому работоспособность дисперсно-упрочненных сплавов сохраняется вплоть до 0,9-0,95 температуры плавления матрицы, что в случае алюминия составляет 590-620 °С. Это примерно на 300 °С выше, чем предельная температура эксплуатации современных дисперсионно-упрочненных сплавов на основе алюминия.

К настоящему времени синтезировано и исследовано большое количество дисперсно-упрочненных Al-КМ. В качестве дисперсной керамической микро- или нано-фазы были исследованы следующие материалы: SiC [1–4], Al₂O₃ [5–7], AlN [8, 9], AlB₂ [10], Si₃N₄ [11], УНТ [12], BN [13], и изучено их влияние на микроструктуру и механические свойства КМ.

Анализ литературных данных показывает, что всем методам получения алюминий-матричных композитов, как и всем изученным дисперсным фазам присущи общие проблемы, которые ограничивают повышение прочности КМ. К этим проблемам относится агломерация дисперсных наночастиц, приводящая к образованию в Al-матрице включений низкой прочности. Было предложено несколько методов, способствующих равномерной дисперсии упрочняющих частиц в матрице и предотвращающих образование агломератов, которые значительно ухудшают

механические и физические свойства. Основным методом гомогенизации порошковых смесей является шаровой размол, хотя также были опробованы электростатическая адсорбция и декорирование графеноподобных листов металлическими наночастицами. Проблемами также являются низкая адгезия алюминия к частицам дисперсной фазы и химическое взаимодействие дисперсных частиц с алюминием, приводящее, с одной стороны, к растворению наночастиц, используемых в качестве упрочняющей фазы, а с другой, - к появлению новых фаз, влияющих на прочностные характеристики КМ. Таким образом, повышение предела прочности КМ и достижение максимальных значений механических характеристик этих материалов возможно только при решении этих проблем.

В настоящей работе в качестве объектов исследования выбран субмикронный порошок алюминия, полученный методом взрыва проволоки электрическим током в кислородсодержащей атмосфере (без дополнительного фракционирования), и три дисперсные фазы, отличающиеся фракционным составом и реакционной способностью по отношению к алюминию: монодисперсная и инертная по отношению к алюминию наноразмерная SiC фаза; реакционная по отношению к алюминию аморфная α - SiN_xO_y фаза; полидисперсная и инертная по отношению к алюминию субмикронная Al_2O_3 фаза. Такой выбор дисперсных фаз позволил выделить вклад в упрочнение КМ различных факторов таких, как размер и фракционный состав первичной дисперсной фазы, образование вторичных дисперсных фаз при взаимодействии первичной дисперсной фазы и алюминиевой матрицы, взаимодействие на границе раздела нанодисперсных фаз и алюминиевой матрицы. Это позволило определить два основных фактора, обеспечивающих одновременное повышение прочности и пластичности КМ: образование бимодальной структуры алюминиевой матрицы и образование керамического каркаса в алюминиевой матрице.

Актуальность работы подтверждается тем, что работа выполнялась в рамках следующих проектов:

1. Программа повышения конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров исследований, грант НИТУ «МИСиС» № K2-2020–015 «Исследования механизмов консолидации и формирования структуры перспективных металлических сплавов и керметов в условиях электроискрового плазменного и импульсного флеш-спекания»;

2. Программа повышения конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров исследований, грант НИТУ «МИСиС» № K2-2018-013 от 20.04.2018 по теме «Получение новых металлических и керамико-металлических композитов с использованием перспективных методов консолидации материалов и исследование механизмов формирования их структуры».

3. Программа повышения конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров исследований, грант НИТУ «МИСиС» № K2A-2018-037 от 3 сентября 2018 г., по теме исследования «Синтез гетерогенных металлокерамических наноструктур на основе алюминия, алюминиевых сплавов и нитрида бора для получения конструкционных материалов»;

4. Государственного задания № H005 (FSME-2023-0004) от 18.01.2023 г. по теме «Разработка теоретических и экспериментальных основ получения металломатричных композиционных материалов, упрочненных наноструктурами»

Цель диссертационной работы:

Создание металло-матричных композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных керамическими наночастицами, с повышенной прочностью при комнатной и повышенной температуре и высокой пластичностью.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

- изучение стабильности субмикронных частиц алюминия, полученных методом взрыва проволоки электрическим током в кислородсодержащей атмосфере, и их поверхностного оксидного слоя в процессах высокоэнергетического шарового размола (ВЭШР) и искрового плазменного спекания (ИПС);

- повышение адгезии алюминия и SiC наночастиц за счет обработки порошковых смесей Al/SiC в микроволновой аргоновой плазме;

- определение технологических параметров плазменной обработки (мощность СВЧ-генератора, давление аргона в реакторе, время обработки) порошковых смесей Al/SiC в микроволновой аргоновой плазме, обеспечивающих максимальную прочность Al/SiC-композита;

- определение содержания SiC фазы, обеспечивающего максимальное повышение прочности композита Al/SiC на растяжение и сжатие при температурах 25, 300 и 500 °C;

- изучение образования вторичных наноразмерных фаз при импульсном плазменном спекании порошковых смесей Al и α -SiN_xO_y;

- определение содержания α -SiN_xO_y фазы, обеспечивающего максимальное повышение прочности композита Al/ α -SiN_xO_y на растяжение и сжатие при температурах 25, 300 и 500 °C;

- определение содержания Al₂O₃ фазы, обеспечивающего максимальное повышение прочности композита Al/Al₂O₃ на растяжение и сжатие при температурах 25, 300 и 500 °C;

- изучение микроструктуры и состава фаз, полученных композиционных материалов, методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового

анализа, энерго-дисперсионной спектроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.

- анализ влияние размера зерен металлической фазы, типа, размера, распределения и расположения упрочняющих керамических частиц, а также дислокационной структуры на пластичность композитов и их механизм упрочнения.

Научная новизна

- 1) Разработан метод обработки исходных порошковых смесей Al и SiC в аргоновой микроволновой плазме, позволивший получить сферические композитные частицы, состоящие из зерен алюминия и равномерно распределенных упрочняющих наночастиц SiC, которые являются структурным прекурсором для композиционных материалов Al/SiC, полученных методом искрового плазменного спекания, с улучшенными термомеханическими свойствами (предел прочности на растяжение 238 МПа при 500 °C).
- 2) Показано, что во время искрового плазменного спекания в результате термически-активированного диффузионного взаимодействия Al с добавками аморфного SiNO происходит образование наночастиц AlN, SiO₂ и Al₂O₃, а также наночастиц SiNO@AlNO типа ядро-оболочка, вносящие вклад в упрочнение композита Al/SiN_xO_y.
- 3) Показано, что высокие термомеханические свойства композита Al-3%(SiN_xO_y) (прочность на растяжение 316 МПа (300 °C) и 285 МПа (500 °C), прочность на сжатие 354 МПа (300 °C), и 307 МПа (500 °C)) объясняются комбинированным вкладом нескольких механизмов упрочнения: Холла-Петча, Орована, дисперсионного, дислокационного и зернограничного.
- 4) Решена проблема катастрофического снижения пластичности с ростом прочности композиционных материалов на основе алюминия, за счет создания бимодальной композитной микроструктуры, содержащей микронные и субмикронные зерна Al, обеспечивающие пластичность, окруженные металлокерамическим каркасом (состоящим из нанозерен Al и наночастиц Al₂O₃ и AlN), вносящих вклад в прочность.

Практическая значимость

1) Зарегистрировано ноу-хау в Депозитарии ноу-хау НИТУ «МИСИС» № 09-774-2023 ОИС от 18.05.2023 на «Способ получения композиционного материала на основе алюминия, упрочненного наночастицами карбида кремния»

2) Разработан композиционный материал Al/Al₂O₃, обладающий одновременно высокой механической прочностью и пластичностью: при 25 °С – предел прочности на растяжение (σ_p) 512 МПа, предел прочности на сжатие ($\sigma_{сж}$) 489 МПа, относительное удлинение (ϵ) 17,9 %; при 500 °С – σ_p =280 МПа, $\sigma_{сж}$ =344 МПа, ϵ =15,0 %.

3) В публичном акционерном обществе «Туполев» проведены механические испытания днищ поршня, изготовленного из композиционного материала Al-3вес.%Al₂O₃ при температурах 25 °С и 300 °С, которые показали, что прочность на разрыв при 25 °С и 300 °С соответственно на 60 % и 95 % выше, чем прочности сплава AlSi₁₂CuMgNi используемого для изготовления днищ поршней двигателей внутреннего сгорания.

4) Разработана и зарегистрирована технологическая инструкция на процесс получения заготовок для втулок из композиционного материала на основе алюминия упрочненного керамическими наночастицами (ТИ 60-11301236-2023).

Положения, выносимые на защиту

1) Установленные зависимости прочности на растяжение и сжатие от микроструктуры и содержания SiC в композитах Al/SiC.

2) Установленные зависимости твердости, прочности на растяжение и сжатие от микроструктуры и содержания аморфного SiN_xO_y в композитах Al/SiN_xO_y.

3) Установленные зависимости прочности на растяжение и сжатие от микроструктуры и содержания Al₂O₃ в композитах Al/Al₂O₃.

4) Установленные особенности микроструктуры и дислокационной структуры композитов до и после деформации, определяющие механизм упрочнения и повышенную пластичность.

Апробация работы:

Основные положения и результаты работы были представлены на следующих конференциях: Международная научная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Ломоносов-2020, 2021, 2022, 2023»., Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова; XI Конференции молодых специалистов. Перспективы развития металлургических технологий. 27 февраля 2020, ГНЦ ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»; Открытая международная студенческая научная конференция «СНК Московского Политеха-2020», 21-24 апреля 2020, Московский политех; 14-я Международная конференция «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка», 09-11 сентября 2020, Институт порошковой металлургии имени академика

О.В. Романа; 2-я Конференция Физика конденсированных состояний посвященная 90-летию со дня рождения академика Ю. А. Осипьяна, 31 мая – 04 июня 2021, Институт физики твердого тела РАН; XVIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», 30 ноября – 3 декабря 2021, институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук.

Публикации по теме диссертации:

По материалам диссертации имеется 3 публикаций в журналах, индексируемых в базах данных Scopus и Web of science, 8 докладов на конференциях и 1 ноу-хау.

Достоверность полученных результатов:

Обоснованность и достоверность полученных результатов диссертационной работы подтверждается использованием современного оборудования и аттестованных методик исследований, значительным количеством экспериментальных данных, сопоставлением результатов работы с результатами других авторов.

Личный вклад автора:

Диссертация является законченной научной работой, в которой обобщены результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Основная роль в получении и обработке экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов принадлежит автору работы. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объем диссертации:

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, общих выводов, списка использованных источников.

Во введении данной работы освещается актуальность проблемы, формулируются основные задачи и обосновывается научная новизна и практическая значимость исследования. Первая глава посвящена анализу научно-технической литературы, исследующей свойства

композитов на основе алюминия, упрочненных керамическими наночастицами. В этой главе также кратко описываются технологии получения таких композитов, включая высокоэнергетический шаровой размол (ВЭШР), плазмохимический синтез и метод искрового плазменного спекания (ИПС). Во второй главе представлено описание материалов, методик исследования и используемого оборудования. Это включает информацию о составе используемых материалов, а также методы исследования, такие как анализ микроструктуры, фазового анализа и определение механических свойств. Третья глава посвящена исследованию влияния наночастиц карбида кремния (SiC) на механические свойства и микроструктуру композита на основе алюминия при использовании плазменной обработки. В четвертой главе представлены результаты исследования нано- и микроструктуры, а также механических свойств композита, полученного из аморфных наночастиц SiN_xO_y с использованием методов ВЭШР и ИПС. Пятая глава содержит результаты исследования композитов, полученных из субмикронного порошка алюминия (Al) и нанопорошка оксида алюминия (Al_2O_3). Описаны их структура, фазовый состав, а также представлены данные о механических свойствах.

Диссертация имеет объем 108 страниц, включая 5 таблицы, 57 рисунков, список использованных источников из 157 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении описана актуальность проблемы, сформулированы основные задачи, обоснована научная новизна работы и практическая значимость.

В первой главе представлен аналитический обзор литературы. В первой части обзора проведен анализ научно-технической литературы, посвященной механическим свойствам композитов на основе Al и сплавов Al, полученных различными методами порошковой металлургии. Также показано, что использование керамических наночастиц SiC, SiN_xO_y и Al₂O₃ в качестве упрочняющих добавок приводит к высоким механическим свойствам композита.

Во второй части обзора рассматриваются методы обработки и консолидации порошковых материалов, включая высокoэнергетический шаровой размол (ВЭШР), плазмохимическую обработку и искровое плазменное спекание.

Метод ВЭШР, применяемый в области порошковой металлургии, является эффективным способом измельчения порошковых смесей за счет соударения шаров с высокой энергией. В ходе этого процесса происходит не только перемешивание и размол материалов, но также возникает высокая концентрация структурных дефектов, что сопровождается химическим взаимодействием и образованием новых фаз.

Плазмохимический синтез – это метод создания новых материалов путем химических реакций в газообразной плазме. Плазма создается путем пропускания высокочастотного электрического тока через газ. Этот метод позволяет получать материалы с уникальными свойствами, которые невозможно получить другими способами. Метод широко используется в промышленности для создания различных материалов, включая керамику, металлы и полупроводники.

Искровое плазменное спекание (ИПС) - способ спекания порошков, который основан на одновременном применении давления и импульсного тока большой величины. При прохождении тока через порошок происходит повышение температуры в местах контакта между частицами порошка. Это приводит к разрушению оксидной пленки на поверхности частиц алюминия и улучшению контакта между частицами.

Из первой главы следует, что при использовании комбинации ВЭШР, плазмохимического синтеза и искрового плазменного спекания возможно изготовление металломатричных композитов с высокими механическими свойствами. Это достигается за счет улучшения контакта между частицами и образования вторичных фаз в результате взаимодействия алюминия с первичными керамическими фазами.

Во второй главе дано описание используемых в работе материалов, методик исследования и оборудования.

Для изготовления металломатричных композиционных материалов изучался субмикронный порошок алюминия (Al), состоящий из сферических наночастиц со средним размером 25–500 нм с включениями микронных частиц Al (ООО «RSS нано», Россия).

В качестве упрочняющей дисперсной фазы в Al матрицу добавляли различные нанодисперсные системы, отличающиеся реакционной способностью по отношению к алюминию и фракционным составом: монодисперсные и инертные по отношению к алюминию наночастицы SiC с размером 35-60 нм (ООО «Плазмотерм», Россия); монодисперсные и реакционные по отношению к алюминию аморфные наночастицы SiN_xO_y с размером 20-30 нм (ООО «Плазмотерм», Россия); полидисперсные и инертные по отношению к алюминию наночастицы Al_2O_3 с размером 10-500 нм (ООО «Плазмотерм», Россия).

Изготовление композитов с упрочняющими частицами SiC и Al_2O_3 осуществлялось в три этапа: ВЭШР с использованием шаровой мельницы E_{max} (Retsch GmbH, Германия) с размольной гарнитурой из диоксида циркония, плазмохимический синтез на плазменной установке и ИПС, на установке LABOX 650 (SINTER LAND Inc., Япония) с использованием графитовых матриц. Для изготовления композитов с добавкой SiN_xO_y не применялось обработка в плазменной установке.

Микротвердость была определена методом Виккерса на автоматическом приборе для измерения микротвердости DuraScan 70 (EMCO-TEST Prüfmaschinen GmbH, Австрия). Механические свойства на растяжение и сжатие были исследованы в диапазоне температур от 25 до 500 °C с использованием универсальной испытательной машины Shimadzu AG-X Series (Shimadzu Corp., Япония), оснащенной высокотемпературной печью. Для проведения механических испытаний образцы соответствующей формы были вырезаны на электрической эрозионно-резцовой машине Chmer GX320 L (Chmer, Тайвань).

Морфологию образцов и их элементный состав изучали с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) и энергодисперсионного рентгеновского спектрометра (ЭДРС) на приборе JSM F7600 (JEOL Ltd., Япония), оборудованном детектором обратно рассеянных электронов (BSE) и ЭДРС X-max 80 mm² (Oxford Instruments, Великобритания). Для более подробного структурного и химического анализа с пространственным разрешением был использован просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEM-2100 (JEOL Ltd., Япония) с ЭДРС от Oxford (Instruments plc, Великобритания). Образцы для ПЭМ-анализа были приготовлены с использованием метода ионного травления на системах FIB/РЭМ Helios NanoLab 660 Dual Beam (FEI) или S8000X Xe Plasma FIB-РЭМ (TESCAN, Чехия). Фазовый анализ

проводился с использованием дифрактометра ДРОН-3 (Россия) с использованием источника излучения $\text{Cu K}\alpha 1$.

В третьей главе представлены результаты исследования взаимодействия наночастиц алюминия и карбида кремния. Изучено влияние этих фаз на механические свойства композита. Также изучено влияние плазмохимической обработки на формирование гибридных прекурсоров Al-SiC для ИПС. Представлены данные по механическим свойствам КМ при различных температурах, полученных методами ВЭШР, плазменного синтеза и искрового плазменного спекания.

Микроструктура порошковых смесей Al-10%SiC после ВЭШР и после последующей обработки плазмой с соответствующими картами ЭДРС показана на рис. 1а и б.

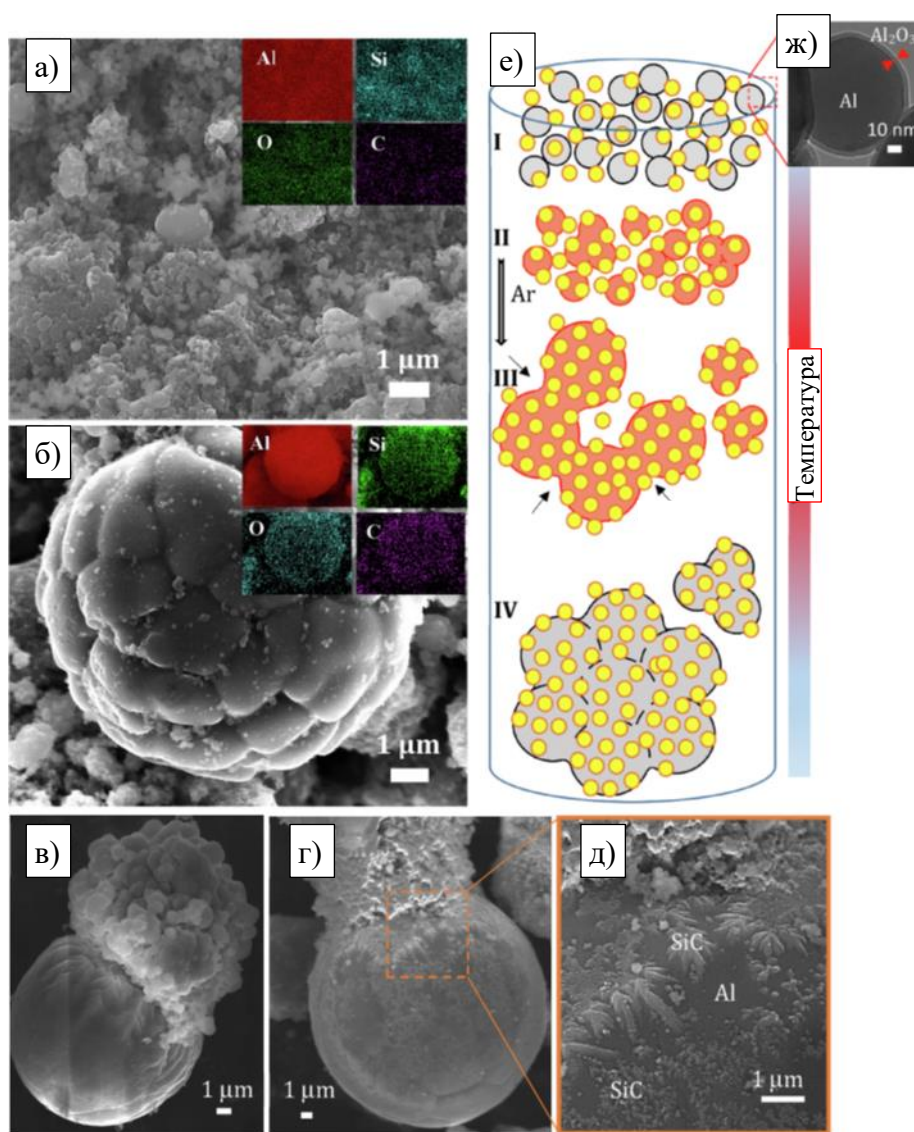


Рисунок 1 - РЭМ-изображения исходной наночастицы Al (а) и гибридов Al-SiC, сформированных в процессе обработки в плазме (б-д). Схемы формирования частиц Al-SiC в плазме (е). Тонкий оксидный слой на поверхности частиц алюминия (ж).

Видно, что микроструктуры значительно отличаются. После ВЭШМ средний размер частиц составляет от 150 до 300 нм, однако также видны отдельные агломераты размером до 1 мкм (рис. 1а). Учитывая, что размер исходных наночастиц Al варьируется от 40 до 200 нм, можно предположить, что некоторые частицы сохранили свой размер, в то время как другие могли агломерировать. Карты элементов ЭДРС показывают, что Al, Si, O и C однородно распределены в порошковой смеси (рис. 1а). После обработки плазмой наблюдаются крупные сферические композитные частицы (рис. 1б). Каждая композитная частица состоит из множества зерен Al покрытых наночастицами SiC. После ВЭШР, Al и SiC хорошо перемешаны и находятся в тесном контакте друг с другом (стадия I на рис. 1ж). Порошковая смесь подается в зону высокотемпературной плазмы потоком аргона. Поскольку температура плазмы (~3000 °C) намного выше температуры плавления оксида Al (2044 °C), то оксидный слой на поверхности Al разрушается, и капли расплава захватывают SiC (стадия II). Из-за поверхностного натяжения некоторые капли сливаются, образуя более крупные капли расплава (стадия III), поскольку оксидный слой больше не препятствует их коалесценции, как показано на рис. 1ж (вставка). Затем, попадая в холодную зону, капли Al застывают, образуя композитные частицы Al/SiC (стадия IV). Структурный анализ показал два характерных размера частиц: крупные сферические частицы размером примерно 15-20 мкм (рис. 1в и г) и более мелкие частицы, размер которых варьируется от 0,5 до 2 мкм (рис. 1в).

Кривые напряжение-деформация при растяжении и соответствующие значения прочности композитов Al/SiC при 25 °C (K_T) и 500 °C (B_T) представлены на рис. 2а и б. В качестве примера на рис. 2д показаны три кривые напряжение-деформация для композитов Al/SiC с 10 вес. % SiC, испытанных при K_T и B_T . Видно, что кривые практически совпадают, повторяя наклон друг друга, что указывает на хорошую воспроизводимость результатов. Горизонтальные пунктирные линии на рис. 2б показывают пределы прочности при растяжении при 25 °C (синяя линия) и 500 °C (оранжевая линия) образца Al без SiC, полученного в том же режиме ИПС. Значения предела прочности Al при растяжении без добавки SiC, полученного методом ИПС, составляют 186 (25 °C) и 122 МПа (500 °C), что в 2-3 раза выше, чем для чистого литого Al [40]. Мы полагаем, что это связано с вкладом исходного оксидного слоя на поверхности наночастиц Al в упрочнение.

При добавлении небольшого количества SiC (5 вес.%) предел прочности при растяжении при K_T увеличивается лишь незначительно - с 186 до 210 МПа (увеличение на 13%). Добавление 10 вес.% SiC приводит к увеличению предела прочности при растяжении до максимального значения 317 МПа (увеличение на 70%). При дальнейшем увеличении содержания SiC (30 вес. %) прочность при растяжении значительно снижается, становясь ниже, чем у образца Al (рис. 2б). Прочность на сжатие образца Al без SiC составляет 249 МПа. При добавлении наночастиц SiC прочность композита увеличивается до 442 (5 вес. % SiC) и 578 МПа (10 вес. % SiC), т.е.

максимальное увеличение прочности составляет 134%. При 30 вес. % SiC значение прочности при сжатии снижается до 340 МПа (рис. 2в, г).

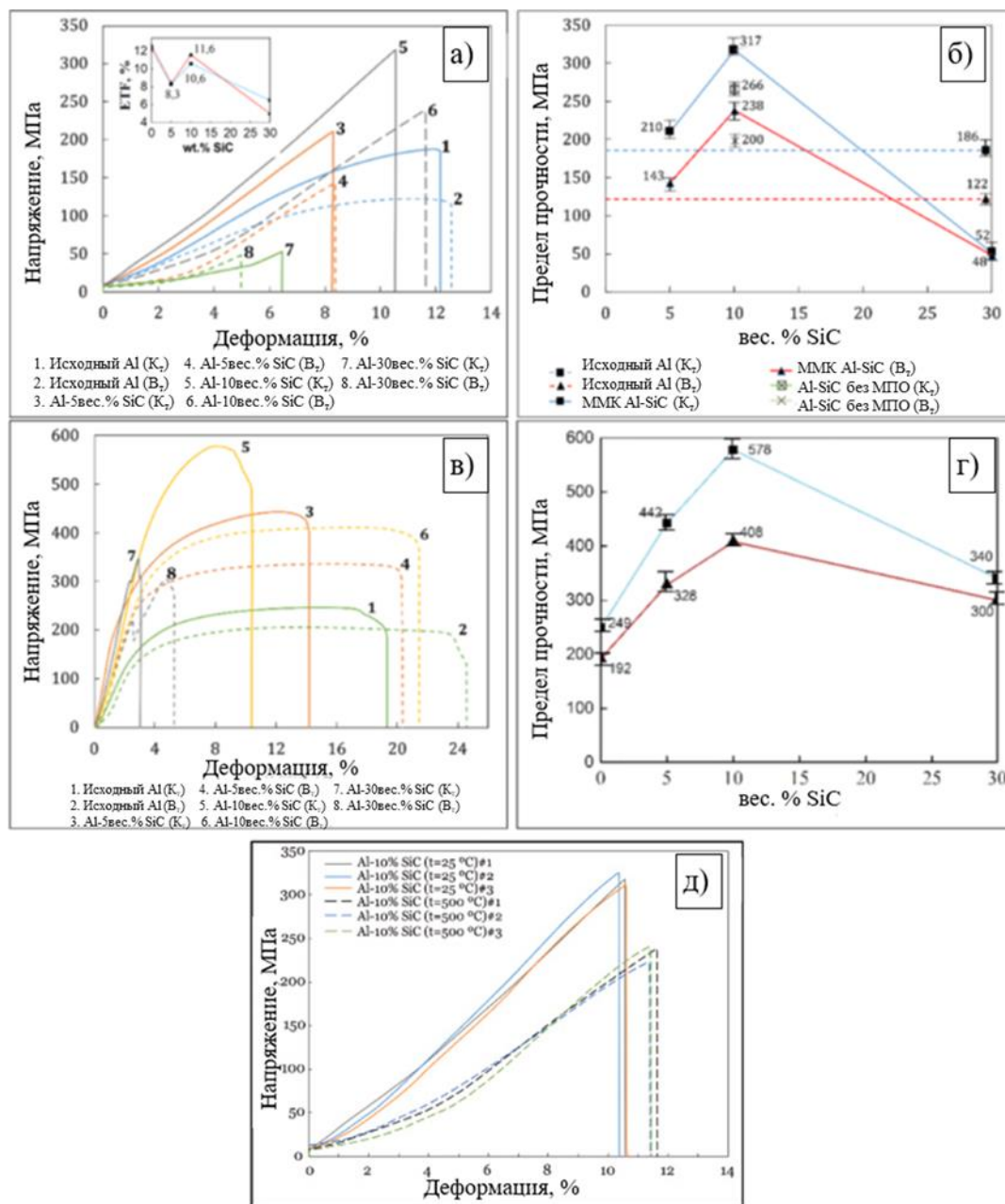


Рисунок 2 – Механические свойства композитов Al/SiC, полученных методом ИПС с использованием порошков Al-SiC после обработки плазмой. Кривые напряжения-деформации при растяжении (а, д) и сжатии (в), предел прочности при растяжении (б) и сжатии (г). Горизонтальные пунктирные линии в (б) представляют значения прочности при растяжении при 25 °C (синяя линия) и 500 °C (оранжевая линия) Al без SiC, полученные в том же режиме ИПС.

Для изучения влияния плазменной обработки исходной порошковой смеси Al/SiC на предел прочности при растяжении КМ был получен дополнительный образец Al/SiC с использованием порошковой смеси после ВЭШР, но без плазменной обработки. Образец, испытанный при 25 °С, показал прочность при растяжении около 266 МПа, что на 20% ниже, чем у КМ Al/SiC, полученного с использованием порошка, обработанного плазмой (см. рис. 2б). Это можно объяснить улучшением смачиваемости на наноуровне SiC расплавом Al после очистки поверхности SiC от адсорбированных газов в результате воздействия на порошковую смесь высоких температур и ультрафиолетового излучения, создаваемого плазмой.

На рис. 3 представлены поверхности разрушения композитов Al/SiC с 5, 10 и 30 вес. % SiC после испытаний на растяжение при комнатной температуре.

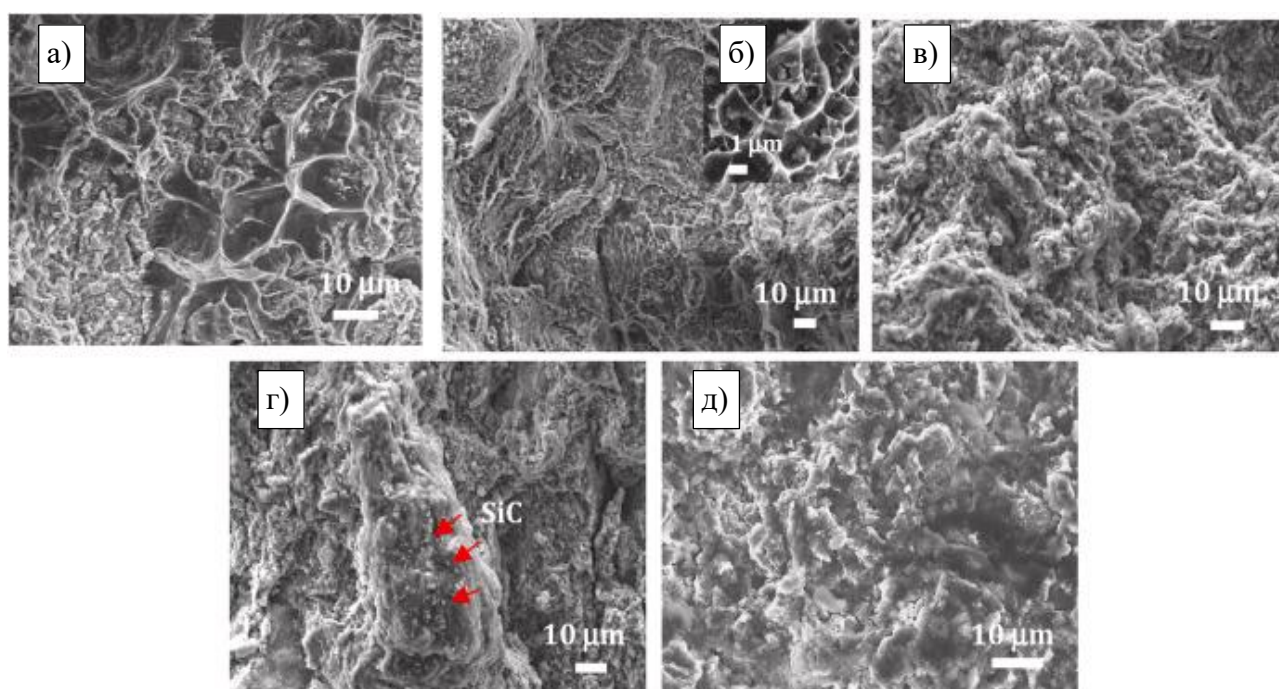


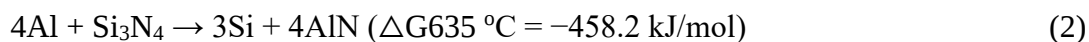
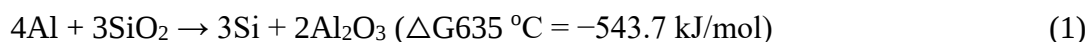
Рисунок 3 – РЭМ изображения разрушения образца Al (а) и КМ Al-SiC с 5 (б), 10 (в, г) и 30 вес. % SiC (д) после испытаний на растяжение.

Поверхность разрушения исходного Al демонстрирует крупноячеистую структуру с размерами ячеек в диапазоне 7-15 мкм (рис. 3а). Такая структура свидетельствует о локальной пластической деформации и преимущественном разрушении материала по границам зерен металла. Поверхность разрушения композита Al-5%SiC демонстрирует более гладкую и плотную морфологию поверхности, более характерную для хрупкого разрушения (рис. 3б). Деформация снизилась до 8,3% (рис. 2а) по сравнению с исходным Al (~12%). Размер наблюдаемых лунок варьируется в диапазоне 1-2 мкм (рис. 3б (вставка)).

Поверхность разрушения КМ Al–10 вес.% SiC, также характеризуется хрупким разрушением, сильно отличается от образца Al–5 вес.% %SiC и имеет структуру без ячеек с множеством вмятин. Можно заметить, что поверхность разрушения относительно однородна (рис. 3в). Это указывает на то, что разрушение материала произошло равномерно по всему поперечному сечению образца. На поверхности разрушения видны мелкие частицы SiC (рис. 3г). Поскольку не наблюдается агрегация наночастиц SiC, можно предположить, что упрочняющие включения, однородно распределенные в металлической матрице, приняли на себя часть нагрузки. Наблюдаемое однородное разрушение поверхности свидетельствует о том, что наночастицы SiC служат эффективными барьерами против движения дислокаций, способствуют укреплению зернограницных областей Al и повышают прочность материала.

В четвертой главе представлены результаты исследования нано- и микроструктуры и механических свойств композита из наночастиц Al и аморфного SiN_xO_y .

Фазовый состав КМ Al-z(SiN_xO_y) с $z = 1, 2, 3, 4, 5$ и 10 вес.% представлен на рис. 4. При взаимодействии Al с SiN_xO_y , обнаружены пики от фаз AlN, Al_2O_3 и Si. При высоком содержании SiN_xO_y пики от фазы Al_2O_3 становятся заметными. В аморфном состоянии состав оксинитрида кремния может постоянно изменяться от SiO_2 до Si_3N_4 . Al может восстанавливать SiO_2 и Si_3N_4 до металлического кремния в соответствии со следующими реакциями:



Высокореакционный аморфный нанопорошок SiN_xO_y легко взаимодействует с Al по следующей схеме:



Эта реакция протекает при достаточно низкой температуре синтеза (635°C) за короткий промежуток времени (10 мин). Алюминий также может восстанавливать SiN_xO_y до SiO_2 . Диоксид кремния имеет хорошую химическую совместимость с AlN, поскольку между этими фазами не происходит химических реакций вплоть до 1400°C , поэтому обе фазы могут сосуществовать вместе. Наблюдается увеличение интенсивности пиков AlN и Si с увеличением содержания SiN_xO_y , что также сопровождается появлением дополнительных пиков от фазы Al_2O_3 ($x = 10\%$). Это согласуется с реакциями (1)-(3).

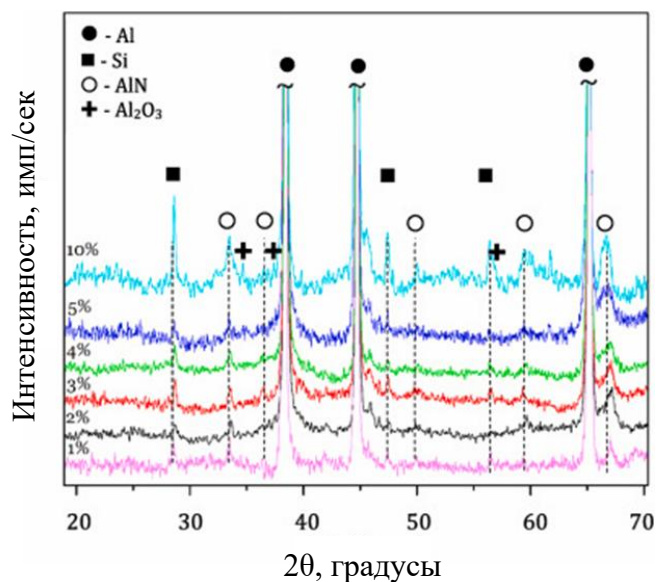


Рисунок 4 – РФА рентгенограммы композитов Al-z(SiN_xO_y) с z = 1, 2, 3, 4, 5 и 10 вес.%

Проведен микроструктурный анализ КМ Al-SiN_xO_y с помощью анализа ПЭМ с ЭДРС. Результаты анализа показали, что матрица Al состоит из несколько типов включений: сферический оксид алюминия (50-100 нм) и оксинитриды алюминия (30-70 нм), ограненные нитриды алюминия (~100 нм) и непрореагировавший SiN_xO_y. Микроструктура композита Al-5%(SiN_xO_y) показана на рис. 5.

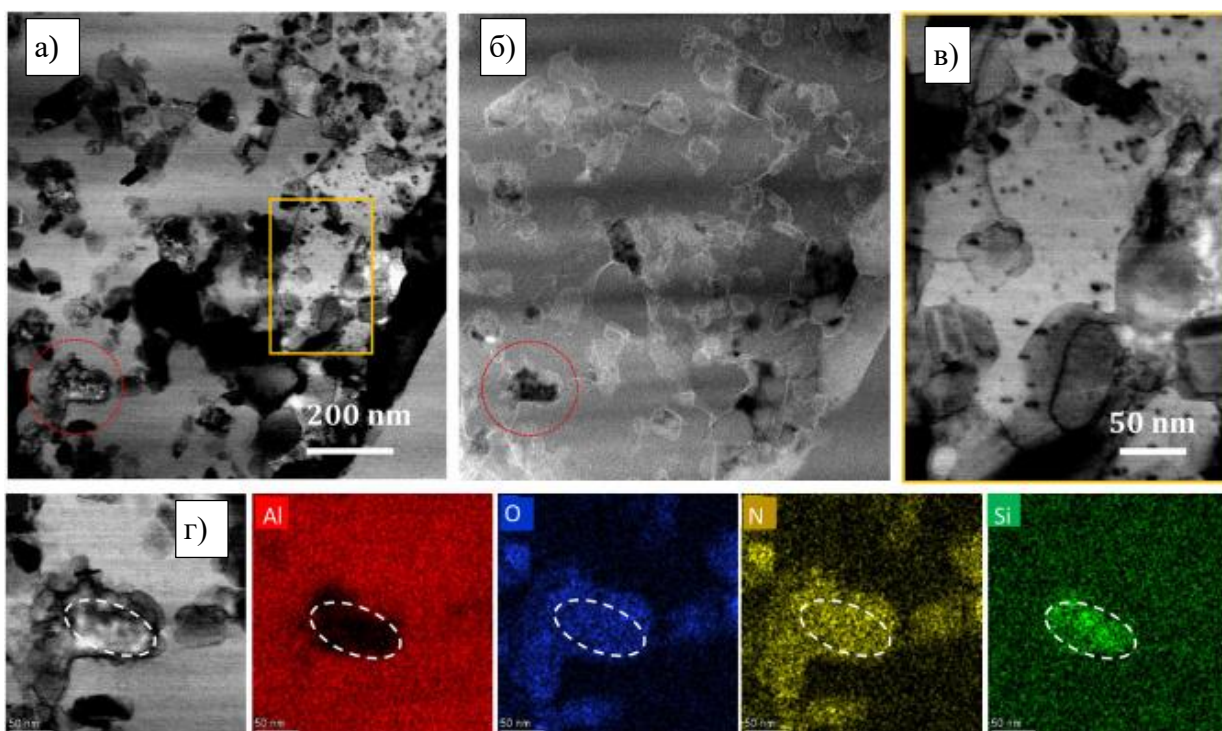


Рисунок 5 – ПЭМ изображения(а-г) композита Al-5%(SiN_xO_y) с соответствующими картами элементов ЭДРС.

Материал состоит из двух характерных областей с выделениями различных размеров: относительно крупные частицы, размером 50-150 нм (рис. 5а и б), и более мелкие наночастицы, размером примерно 3-10 нм (рис. 5с). Согласно элементным картам ЭДРС, кислород и азот присутствуют в одних и тех же областях и связаны либо с Al, либо с Si (рис. 5г). Изображение HAADF-ПЭМ и соответствующие элементные карты ЭДРС также показывают наличие наночастиц типа ядро-оболочка SiNO@AlNO в матрице Al. Это указывает на постепенное твердофазное диффузионное превращение $\text{SiNO} \rightarrow \text{AlNO}$, контролируемое температурой, во время ИПС. Фазы, идентифицированные с помощью ЭДРС анализа (рис. 5), хорошо согласуются с данными РФА, которые показали наличие фаз Al_2O_3 и AlN в композитах, полученных методом ИПС (рис. 4).

Результаты механических испытаний на растяжение и сжатие при различных температурах (25, 300 и 500 °C) показали, что при содержании 3 вес. % SiN_xO_y достигается максимальная прочность как при растяжении, так и при сжатии. При испытании на растяжение, прочность составляет 395 МПа при 25 °C и 285 МПа при 500 °C. В случае испытания на сжатие максимальная прочность составляет 486 МПа при 25 °C и 307 МПа при 500 °C (рис. 6в, г).

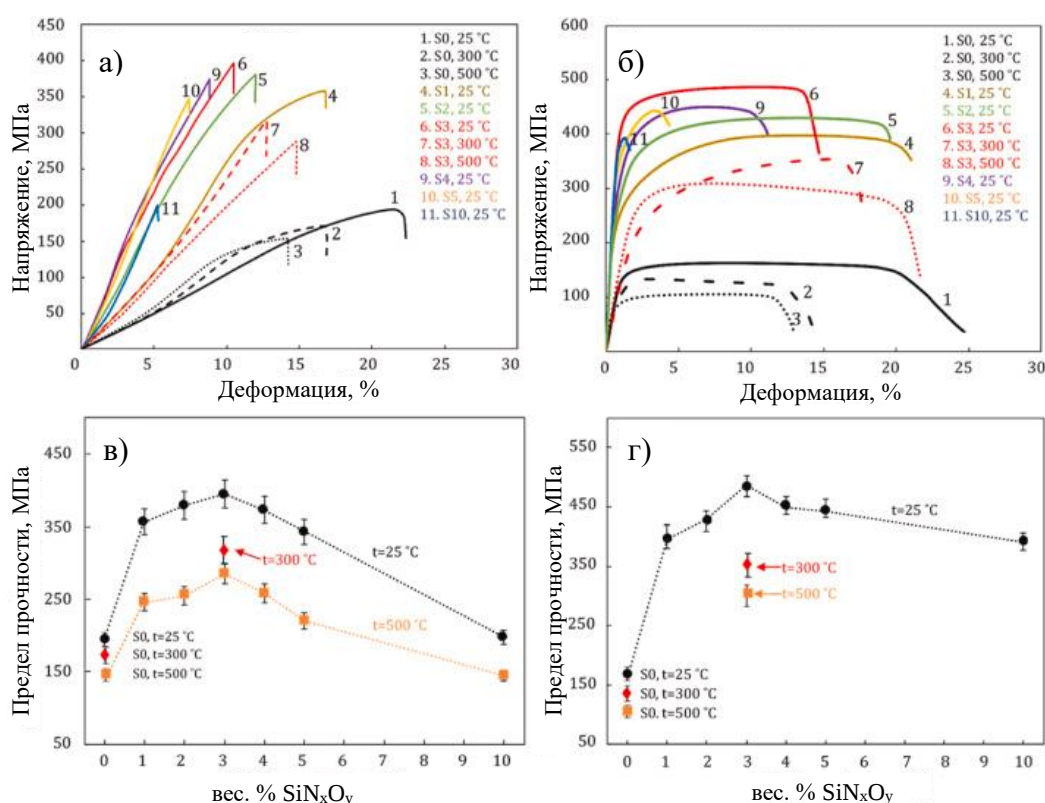


Рисунок 6 – Кривые напряжение-деформация материалов Al и Al-(SiN_xO_y) при растяжении (а) и сжатии (б) при 25, 300 и 500 °C. Зависимость предельной прочности при растяжении (в) и сжатии (г) от содержания SiN_xO_y . S0 - Al, S1 - Al-1%(SiN_xO_y), S2 - Al-2%(SiN_xO_y), S3 - Al-3%(SiN_xO_y), S4 - Al-4%(SiN_xO_y), S5 - Al-5%(SiN_xO_y), S10 - Al-10%(SiN_xO_y).

По сравнению с исходным Al прочность увеличилась на 83% (1%SiN_xO_y), 94% (2%SiN_xO_y) и 103% (3%SiN_xO_y). При дальнейшем увеличении количества SiN_xO_y прочность снижается и при 10% достигает значения для Al без добавок (194 МПа). При 25 °С кривые напряжение-деформация композитов Al-SiN_xO_y (рис. 6а, б) показывают области упругого и деформационного упрочнения, в то время как область пластической деформации постепенно уменьшается с увеличением содержания SiN_xO_y. Это указывает на то, что с увеличением содержания упрочняющих керамических фаз материал становится более хрупким.

Согласно кривым напряжения-деформации, показанным на рис. 6а, композиты Al-SiN_xO_y с содержанием SiN_xO_y 1, 2 и 3 вес. % имеют четко выраженную область деформационного упрочнения, в то время как материалы с содержанием SiN_xO_y ≥ 4 вес. % демонстрируют преимущественно хрупкое разрушение. На рис. 7 представлены микрофотографии разрушения композитов, упрочненных SiN_xO_y, после испытаний на растяжение при 25 и 500 °С. Материал Al-1%(SiN_xO_y) демонстрирует ячеистую структуру, указывающую на локальную пластическую деформацию. После испытаний на растяжение при комнатной температуре композиты Al-2%(SiN_xO_y) и Al-3%(SiN_xO_y) демонстрируют равномерные и хорошо развитые поверхности разрушения с лунками, что свидетельствует как о хрупком, так и о вязком разрушении

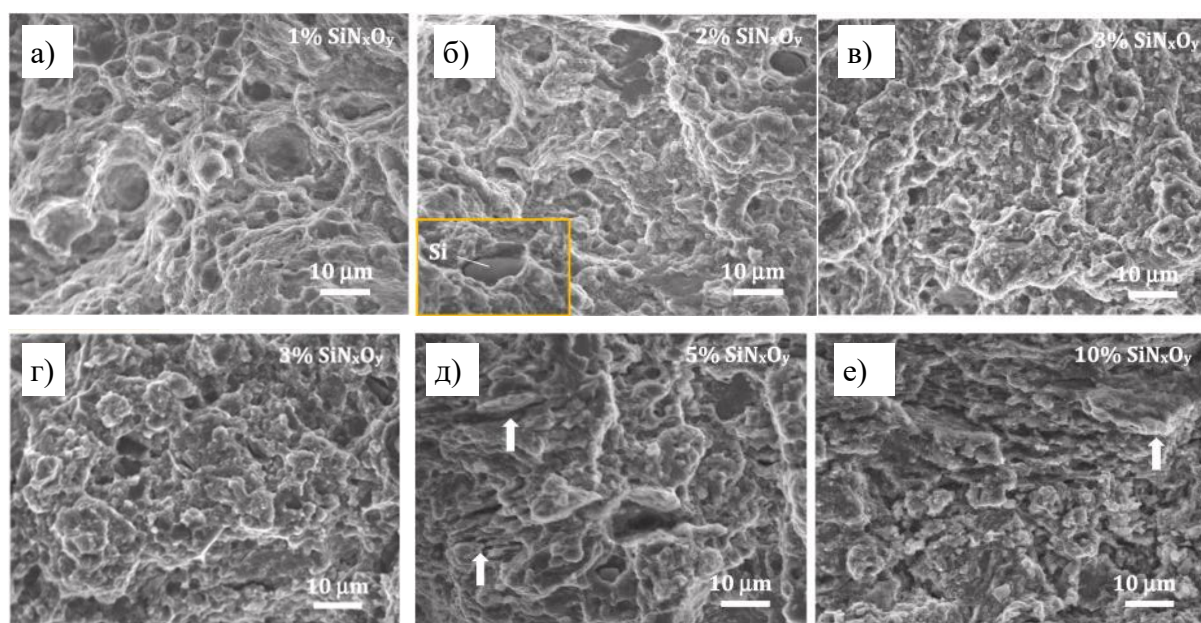


Рисунок 7 – РЭМ изображения разрушения композитов Al-SiN_xO_y после испытаний на растяжение при 25 °С (а-в, д,е) и 500 °С (г).

В пятой главе представлены результаты исследования микроструктуры КМ на основе субмикронного Al, упрочненных нано-Al₂O₃ полученных методом ВЭШР+ИПС. Также были изучены механические свойства этих КМ при различных температурах.

Результаты исследования показывают, что исходные порошки Al обладают сферической формой, с размерами в диапазоне от 25 до 500 нм, причем большинство частиц имеют размер порядка ~80 нм. Поверхность частиц покрыта тонким аморфным слоем оксида/гидроксида алюминия толщиной ~16 нм, независимо от размера частиц. Дисперсно-упрочняющие частицы Al_2O_3 также имеют сферическую форму с размером в диапазоне 10-500 нм, а большинство из них имеют размер ~40 нм. Анализ с помощью ПЭМ показал, что после ВЭШР наночастицы в основном сохраняют свой размер и сферическую морфологию. Микроструктура порошковой смеси Al-3 вес.% Al_2O_3 (Al-3) показана на рисунке 8. Наличие тонкого слоя оксида алюминия на поверхности Al предотвращает их агломерацию. Иногда две наночастицы Al сливались вместе, образуя агломерат в форме гантели (рис. 8б). Карта кислорода ЭДРС показывает, что граница раздела между Al обогащена кислородом, как показано пунктиром. Интересно отметить, что после ВЭШР внешний слой аморфной оксидной оболочки кристаллизуется в пределах 3-4 атомных слоев.

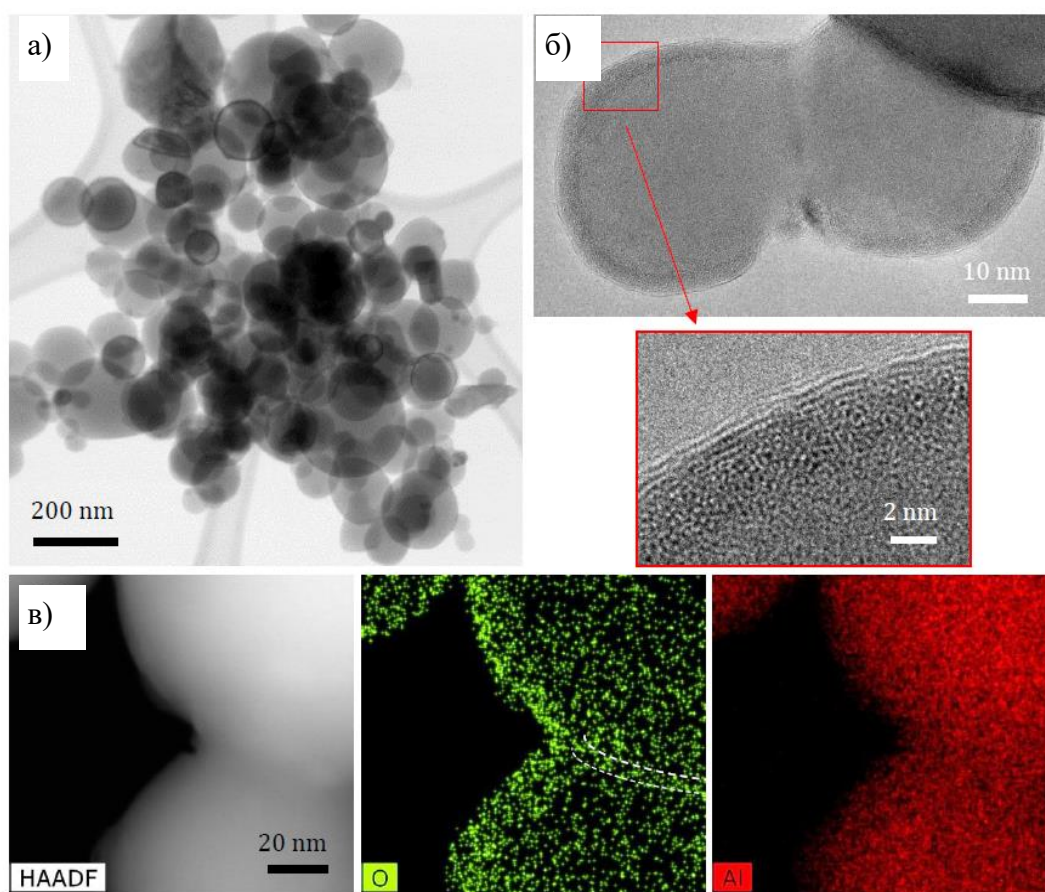


Рисунок 8 – РЭМ (а) и ПЭМ (б) изображения порошковой смеси Al-3 вес.% Al_2O_3 после ВЭШР.

Гантелеобразная наночастица Al с соответствующими картами элементов ЭДРС.

Результаты исследования микроструктуры после ИПС показали, что структура композита является бимодальной. Субмикронные зерна Al окружены мелкодисперсной композитной структурой, состоящей из наноразмерных зерен Al и большого количества включений (рис. 9). Видно, что субмикронные зерна Al (G1) окружены богатыми кислородом соединениями, которые образуют трехмерный оксидный каркас (рис. 9а, б). Высокое содержание кислорода и пониженное содержание Al в этих областях предполагает, что наночастицы Al_2O_3 , расположенные близко или рядом друг с другом, образуя эту сеть. Эти наночастицы Al_2O_3 не имеют характерной формы и образуются из аморфного поверхностного оксидного слоя, покрывающего исходные наночастицы Al во время ВЭШР и искрового пробоя во время ИПС. Помимо оксидного каркаса, внутри композитной структуры видны сферические наночастицы оксида алюминия, входившие в состав исходной порошковой смеси Al- Al_2O_3 (показаны стрелками) (рис. 9а, б). Согласно данным ЭДРС-анализа, в качестве упрочняющей фазы также присутствовали наночастицы AlN.

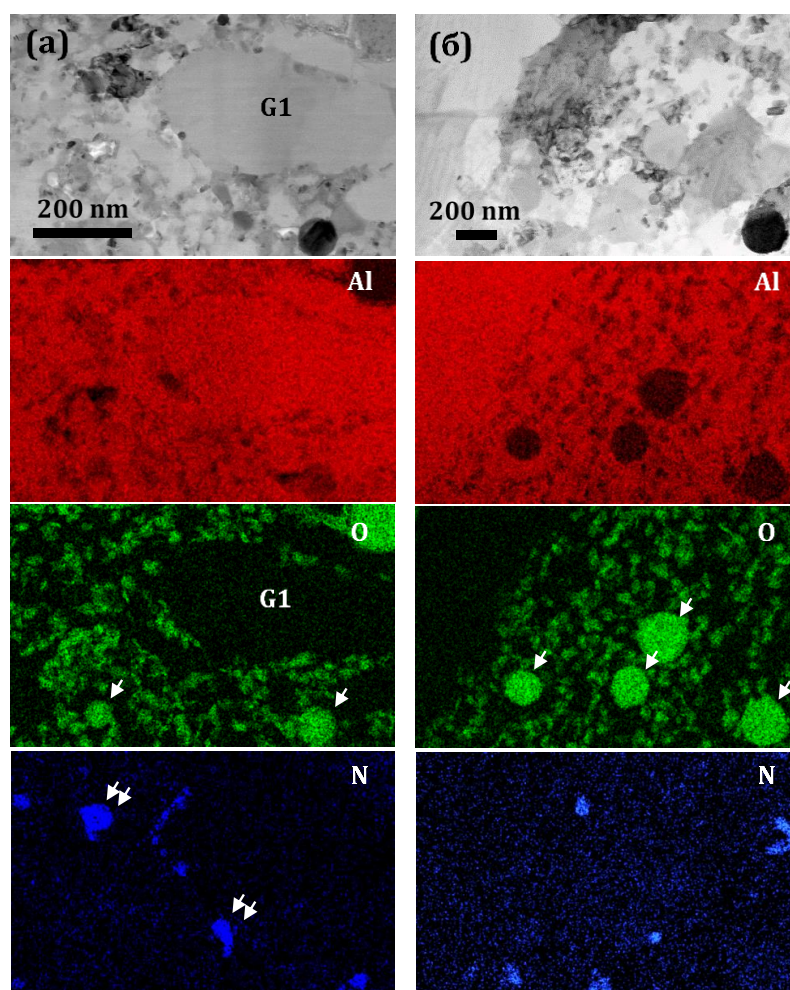


Рисунок 9 – ПЭМ-изображения (а, б) образца Al-3 вес.% Al_2O_3 и соответствующие карты распределения ЭДРС.

В ходе исследования были получены результаты по механическим свойствам КМ Al-Al₂O₃. Результаты показывают увеличение прочности на разрыв композита при введении 3 вес.% Al₂O₃, достигая пикового значения 512 МПа, с последующим снижением при увеличении содержания Al₂O₃ до 20 вес.%. Кривые напряжение-деформация для композитов Al и Al/Al₂O₃ демонстрируют упругое поведение, области деформационного упрочнения и зоны разрушения. По сравнению с исходным Al, образец Al-3 демонстрирует значительное увеличение предельной прочности на разрыв в 2,6 раза. Следует отметить, что при повышенной температуре 500 °C композит Al-3 сохраняет значительный предел прочности при растяжении до 280 МПа, превышая прочность исходного Al в 1,8 раза. Кроме того, композиты демонстрируют значительное удлинение при разрушении: 17,9% деформации при 25 °C и 15% деформации при 500 °C, что составляет всего 28% и 18,5%, соответственно, по сравнению с матрицей Al без добавок Al₂O₃. Эти результаты открывают путь к разработке высокоэффективных композитов на основе алюминия с высокими механическими свойствами, особенно при повышенных температурах.

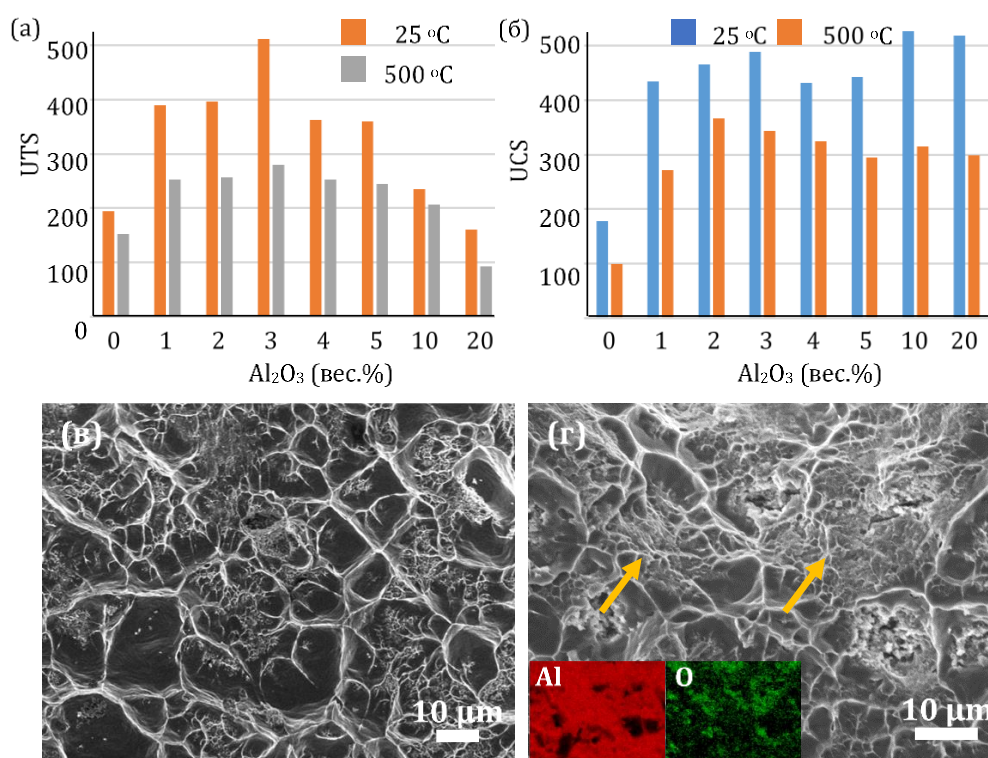


Рисунок 10 – Значения предела прочности на растяжение (а) и сжатие (б) композитов Al и Al/Al₂O₃. РЭМ изображения разрушения образца Al-3 после испытаний на растяжение при 25 °C (в) и 500 °C (г). Стрелками показаны обогащенные кислородом области, которые имеют более хрупкое разрушение.

Материал Al/Al₂O₃ одновременно демонстрирует высокую прочность на растяжение/сжатие и высокую пластичность. Это объясняется образованием бимодальной

структуры, в которой микронные и субмикронные зерна Al, отвечающие за пластичность, окружены металлокерамическим каркасом (состоящим из нанозерен Al и керамических наночастиц), способствующим прочности. На рисунке 10в сравниваются значения предела прочности различных композитов Al/Al₂O₃. По сочетанию прочности на растяжение и пластичности образец Al-3 превосходит многие другие композиты Al/Al₂O₃, полученные до настоящего времени. Прочность 512 МПа значительно выше, чем максимальная прочность, зарегистрированная для материалов Al-10SiC (317 МПа), Al-2%BN (405 МПа) и Al-3%SiN_xO_y (395 МПа). Прочность при растяжении и удлинение образца Al-3 сопоставимы с прочностью и удлинением сплава Al-7075, подвергнутого термообработке T6 [14], который широко используется в морской, автомобильной и авиационной промышленности. Прочность на разрыв и удлинение до разрушения материала Al/Al₂O₃ сравнимы с прочностью обычной высокопрочной стали (рис. 10г), при этом вес почти в 3 раза меньше (плотность 2,7 и 7,8 г/см³, соответственно) [15, 16]. Исследование показало, что добавление оптимального количества Al₂O₃ в исходный порошок субмикронного алюминия необходимо для получения высокой прочности.

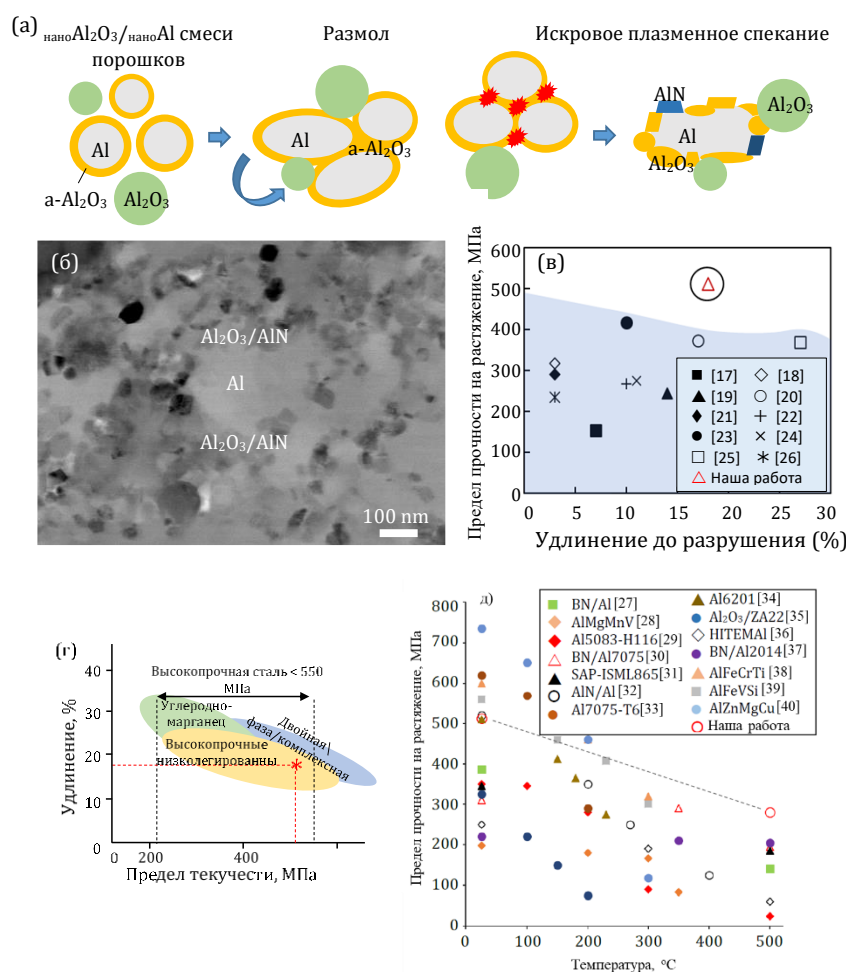


Рисунок 11 – Схема изготовления композита Al/Al₂O₃ (а), изображение ПЭМ, показывающее бимодальную микроструктуру (б), сравнение значений предела прочности на

растяжение и удлинения различных композитов Al/Al₂O₃ (в), сравнение прочности и удлинения композита Al-3 с обычными высокопрочными сталями [15] (г), сравнение значений предела прочности на растяжение композитов Al-3 при повышенной температуре с другими материалами (д).

Особенно важно отметить механические свойства композита Al-3 при температурах до 500 °С: 344 МПа (при сжатии) и 280 МПа (при растяжении). Например, предел прочности на растяжение сплава Al-7075 снижается до 40 МПа при 370 °С. Прочность при растяжении образца Al-3 при температуре 500 градусов превосходит многие другие металломатричные композиты (рис. 11д).

ВЫВОДЫ

1. Показано, что обработка исходных порошковых смесей в микроволновой аргоновой плазме является перспективным методом обеспечения равномерного распределения упрочняющей фазы в металлической матрице, достижения высокой прочности границы раздела металл/керамика, и улучшения термомеханических свойств композитов. Путем обработки в микроволновой плазме смеси порошков Al и SiC были получены композитные частицы Al/SiC с равномерно распределенными в них упрочняющими наночастицами SiC, которые были использованы в качестве готовых структурных блоков для получения композитов Al/SiC с 5, 10, и 30 вес.% SiC. Композиты Al/SiC, полученные методом импульсного плазменного спекания обработанных в микроволновой плазме порошковых смесей Al и SiC, показали прочность на растяжение на 20% выше, чем без плазменной обработки. По сравнению с алюминием без упрочняющих частиц, добавление 10 % SiC привело к повышению твердости на 480 % (145 HV10), предела прочности на растяжение на 70 % (317 МПа, 25 °С) и 95 % (238 МПа, 500 °С), предела прочности на сжатие на 135 % (578 МПа) и износостойкости на 35–50 %.

2. Комбинацией методов высокоэнергетического шарового размола и искрового плазменного спекания с использованием нанопорошков Al и аморфного a-SiN_xO_y (1, 2, 3, 4, 5 и 10 вес. %) получены композиты на основе Al с высокими термомеханическими свойствами. Композит с 3% SiN_xO_y показал превосходное сочетание твердости (116 HV5), ударной износостойкости ($2,9 \cdot 10^{-11} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ цикл}^{-1}$ при нагрузке 500 Н), прочности на растяжение 395 МПа (25 °С), 316 МПа (300 °С) и 285 МПа (500 °С), и сжатие 486 МПа (25 °С), 354 МПа (300 °С), и 307 МПа (500 °С) и относительного удлинения до разрушения (10,5–15,0 % (при растяжении) и 13,8–20,0 % (при сжатии)). Это объясняется образованием иерархической микроструктуры в результате химического взаимодействия между a-SiN_xO_y и Al, состоящей из наноразмерных фаз

AlN, Al₂O₃ и SiO₂, расположенных как по границам зерен Al, так и внутри металлической матрицы с бимодальным распределением частиц по размерам (примерно 50–150 и 3–10 нм).

3. Комбинацией методов высокоэнергетического шарового размола и искрового плазменного спекания с использованием нанопорошков Al и Al₂O₃ получены композиты Al/Al₂O₃, упрочненные двумя типами наночастиц Al₂O₃: входящими в состав исходной порошковой смеси и сформированными в процессе синтеза. Среди исследованных составов (0, 1, 2, 3, 4, 5, 10 и 20 вес.% Al₂O₃) материал Al-3%Al₂O₃ показал наилучшие термомеханические свойства: предел прочности на растяжение 512 МПа и 280 МПа (25 и 500 °С) и сжатие 489 МПа и 344 МПа (25 и 500 °С) при относительном удлинении 15-18%. Прочность композита на растяжение и относительное удлинение сравнимы с этими величинами у обычной высокопрочной стали при в 3 раза меньшем весе (плотности 2,7 и 7,8 г/см³ соответственно). Высокие значения прочности на растяжение и сжатие и превосходная пластичность композитов Al/Al₂O₃ при 25 и 500 °С объясняются формированием бимодальной микроструктуры, состоящей из микронных и субмикронных зерен Al (обеспечивающих пластичность), окруженных каркасом Al/Al₂O₃/AlN, с размером всех структурных составляющих в диапазоне 20-50 нм (обеспечивающих прочность).

Список основных публикаций по теме диссертации

Статьи, опубликованные в журналах, рекомендованных ВАК и входящие в базы данных Web of Science и Scopus:

1) Kvashnin, D.G., **Kutzhанov, M.K.**, Korte, Sh., Prikhod'ko, E.M., Matveev, A.T., Sorokin, P.B., Shtanskii, D.V.: Mechanical Properties of the Interface of Al/SiC Heteroparticles and Their Composites: a Theoretical and Experimental Study. Tech. Phys. Lett. 46, 342–345 (2020). <https://doi.org/10.1134/S1063785020040094>

2) **Kutzhанov, M.K.**, Matveev, A.T., Kvashnin, D.G., Corthay, S., Kvashnin, A.G., Konopatsky, A.S., Bondarev, A.V., Arkharova, N.A., Shtansky, D.V.: Al/SiC nanocomposites with enhanced thermomechanical properties obtained from microwave plasma-treated nanopowders. Mater. Sci. Eng. A. 824, 141817 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141817>

3) **Kutzhанov, M.K.**, Matveev, A.T., Bondarev, A.V., Polcar, T., Duchoň, J., Shtansky, D.V.: Al-based composites reinforced with ceramic particles formed by in situ reactions between Al and amorphous SiN_xO_y. Mater. Sci. Eng. A. 842, 143105 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143105>

Результаты интеллектуальной деятельности:

Ноу-хау НИТУ «МИСИС» № 09-774-2023 ОИС от 18.05.2023 на «Способ получения композиционного материала на основе алюминия, упрочненного наночастицами карбида кремния».

Публикации в материалах научно-технических конференций:

1) **Кутжанов М.К.**, КORTE Ш., Нарзуллоев У.У., Матвеев А.Т., Штанский Д.В. Получение композиционных материалов на основе алюминия, упрочненного наночастицами карбида кремния. Тезисы II Международной конференции ФКС-2021, посвященной 90-летию со дня рождения академика Ю. А. Осипьяна (1931-2008). Черноголовка, 2021. С. 146.

2) **Кутжанов М.К.**, Штанский Д.В., Матвеев А.Т. Изучение механических свойств композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных наночастицами карбида кремния. материалы 14-й Международной научно-технической конференции, посвященной 60-летию порошковой металлургии Беларуси. Минск, 2020. С. 229-330.

3) **Кутжанов М.К.** Получение композиционных материалов на основе алюминия, дисперсно-упрочненных керамическими наночастицами карбида кремния. материалы Юбилейной LXX открытой международной студенческой научной конференции Московского Политеха. Москва, 2020. С. 38-41.

4) **Кутжанов М.К.** Изучение возможности получения композиционных частиц Al/SiC плазмохимическим методом. Сборник научных статей по итогам пятой международной научной конференции. Том Часть 1. 2020. С. 122-123.

Список использованных литератур

1. Leszczyńska-Madej B., Garbiec D., Madej M. Effect of sintering temperature on microstructure and selected properties of spark plasma sintered Al-SiC composites // Vacuum. Elsevier, 2019. Vol. 164, № March 2019. P. 250–255.
2. Yaghobizadeh O. et al. Development of the Properties of Al/SiC Nano-Composite Fabricated by Stir Cast Method by Means of Coating SiC Particles with Al // Silicon. Silicon, 2019. Vol. 11, № 2. P. 643–649.
3. Liu Q. et al. Enhanced mechanical properties of SiC/Al composites at cryogenic temperatures // Ceram. Int. 2019. Vol. 45, № 3. P. 4099–4102.
4. Kvashnin D.G. et al. Mechanical Properties of the Interface of Al/SiC Heteroparticles and Their Composites: a Theoretical and Experimental Study // Tech. Phys. Lett. 2020. Vol. 46, № 4. P. 342–345
5. Saheb N., Khan M.S. Compressive strength and thermal properties of spark plasma sintered Al-Al₂O₃ nanocomposite // Sci. Sinter. 2018. Vol. 50, № 1. P. 1–14.
6. Casati R. et al. Mechanical and functional properties of ultrafine grained Al wires reinforced by nano-Al₂O₃ particles // Mater. Des. Elsevier Ltd, 2014. Vol. 64. P. 102–109.

7. Farahmand S., Monazzah A.H., Soorgee M.H. The fabrication of Al_2O_3 -Al FGM by SPS under different sintering temperatures: Microstructural evaluation and bending behavior // *Ceram. Int.* 2019. Vol. 45, № 17. P. 22775–22782.
8. Amosov A.P. et al. Fabrication of Al-AlN nanocomposites // *Key Eng. Mater.* 2016. Vol. 684. P. 302–309.
9. Jia L. et al. Nano-scale AlN powders and AlN/Al composites by full and partial direct nitridation of aluminum in solid-state // *J. Alloys Compd.* Elsevier B.V., 2015. Vol. 629. P. 184–187.
10. Koksai, S., et al., Experimental optimization of dry sliding wear behavior of in situ AlB₂/Al composite based on Taguchi's method. *Materials & Design*, 2012. 42: p. 124-130.
11. Zhang, C.X., et al., The improved mechanical properties of Al matrix composites reinforced with oriented beta-Si₃N₄ whisker. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019. 35(7): p. 1345-1353.
12. Liu, Z.Y., et al., Fabrication of CNT/Al composites with low damage to CNTs by a novel solution-assisted wet mixing combined with powder metallurgy processing. *Materials & Design*, 2016. 97: p. 424-430.
13. Xue Y., Jiang B., Bourgeois L., Dai P., Mitome M., Zhang C., Yamaguchi M., Matveev A., Tang C., Bando Y., Tsuchiya K., Golberg D. Aluminum matrix composites reinforced with multi-walled boron nitride nanotubes fabricated by a high-pressure torsion technique. *Mater. Des.* 2015. Vol. 88. P. 451–460.
14. M.-S. Baek, K. Euh, K.-A. Lee, Microstructure, tensile and fatigue properties of high strength Al 7075 alloy manufactured via twin-roll strip casting, *J. Mater. Res. Technol.* 9(5) (2020) 9941-9950. doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.097
15. T.B. Hilditch, T. de Souza, P.D. Hodgson, Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS), in *Welding and joining of advanced high strength steels (AHSS)*, ed. by M. Shome and M. Tumuluru (2015), pp. 9-28. doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3
16. J. Zhao, Z. Jiang, Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress Mater. Sci.* 94 (2018) 174-242. doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006
17. M.P. Reddy, F. Ubaid, R.A. Shakoor, G. Parande, V. Manakari, A.M.A. Mohamed, M. Gupta, Effect of reinforcement concentration on the properties of hot extruded Al-Al₂O₃ composites synthesized through microwave sintering process, *Mater. Sci. Eng. A.* 696 (2017) 60–69. doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.064
18. Y. Zhang, X. Li, Bioinspired, graphene/Al₂O₃ doubly reinforced aluminum composites with high strength and toughness, *Nano Lett.* 17 (2017) 6907–6915. doi.org/10.1021/acs.nanolett.7b03308
19. X. Liu, J. Li, E. Liu, Q. Li, C. He, C. Shi, N. Zhao, Synergistic strengthening effect of alumina anchored graphene nanosheets hybrid structure in aluminum matrix composites, *Fuller. Nanotub. Carbon Nanostructures* 27 (2019) 640–649. doi.org/10.1080/1536383X.2019.1627523
20. B. Sadeghi, P. Cavaliere, M. Balog, C.I. Pruncu, A. Shabani, Microstructure dependent dislocation density evolution in micro-macro rolled Al₂O₃/Al laminated composite, *Mater. Sci. Eng. A.* 830 (2022) 142317. doi.org/10.1016/j.msea.2021.142317
21. T. Singh, S.K. Tiwari, D.K. Shukla, Effects of Al₂O₃ nanoparticles volume fractions on microstructural and mechanical characteristics of friction stir welded nanocomposites, *Nanocomposites* 6 (2020) 76–84. doi.org/10.1080/20550324.2020.1776504
22. Zan, Y.-N., Zhou, Y.-T., Li, X.-N., Ma, G.-N., Liu, Z.-Y., Wang, Q.-Z., Wang, D., Xiao, B.-L., Ma, Z.-Y.: Enhancing High-Temperature Strength and Thermal Stability of Al₂O₃/Al Composites by High-Temperature Pre-treatment of Ultrafine Al Powders. *Acta Metall. Sin. Engl. Lett.* 33, 913–921 (2020). doi.org/10.1007/s40195-020-01038-8
23. M. Leparoux, L. Kollo, H. Kwon, K. Kallip, N.K. Babu, K. AlOgab, M.K. Talari, Solid state processing of aluminum matrix composites reinforced with nanoparticulate materials, *Adv. Eng. Mater.* 20 (2018) 1800401. doi.org/10.1002/adem.201800401
24. P. Krizik, M. Balog, S. Nagy, Small punch testing of heat resistant ultrafine-grained Al composites stabilized by nano-metric Al₂O₃ (HITEMAL©) in a broad temperature range, *J. Alloys Compd.* 887 (2021) 161332. doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161332
25. Z. Zaiemyekheh, G.H. Liaghat, H. Ahmadi, M.K. Khan, O. Razmkhah, Effect of strain rate on deformation behavior of aluminum matrix composites with Al₂O₃ nanoparticles, *Mater. Sci. Eng. A.* 753 (2019) 276–284. doi.org/10.1016/j.msea.2019.03.052
26. T. Vogel, S. Ma, Y. Liu, Q. Guo, D. Zhang, Impact of alumina content and morphology on the mechanical properties of bulk nanolaminated Al₂O₃-Al composites, *Compos. Commun.* 22 (2020) 100462. doi.org/10.1016/j.coco.2020.100462

27. K.L. Firestein, C. Shakti, A.E. Steinman, A.T. Matveev, A.M. Kovalskii, I.V. Sukhorukova, D. Golberg, D.V. Shtansky, High-strength aluminum-based composites reinforced with BN, AlB₂ and AlN particles fabricated via reactive spark plasma sintering of Al-BN powder mixtures, *Mater. Sci. Eng. A* 681 (2017) 1-9. doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.011
28. L. Pan, S. Zhang, Y. Yang, N. Gupta, C. Yang, Y. Zhao, Z. Hu, High-temperature mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Zr and Ni trialuminides synthesized by in situ reaction, *Metall. Mater. Trans. A* 51 (2020) 214–25. doi.org/10.1007/s11661-019-05511-7
29. P.T. Summers, Y. Chen, C.M. Rippe, B. Allen, A.P. Mouritz, S.W. Case, B.Y. Lattimer, Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires, *Fire Sci. Rev.* 4 (2015) 3. doi.org/10.1186/s40038-015-0007-5
30. S. Corthay, K.L. Firestein, D.G. Kvashnin, M.K. Kutzhannov, A.T. Matveev, A.M. Kovalskii, D.V. Leybo, D.V. Golberg, D.V. Shtansky, Elevated-temperature high-strength h-BN-doped Al2014 and Al7075 composites: experimental and theoretical insights, *Mater. Sci. Eng. A* 809 (2021) 140969. doi.org/10.1016/j.msea.2021.140969
31. M. Balog, P. Krizik, M. Yan, F. Simancik, G. B. Schaffer, M. Qian, SAP-like ultrafine-grained Al composites dispersion strengthened with nanometric AlN, *Mater. Sci. Eng. A* 588 (2013) 181–87. doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.027
32. X. Ma, Y.F. Zhao, W.J. Tian, Z. Qian, H.W. Chen, Y.Y. Wu, X.F. Liu, A novel Al matrix composite reinforced by nano-AlNp network, *Sci. Rep.* 6 (2016) 34919. doi.org/10.1038/srep34919
33. S.V. Senkova, O.N. Senkov, D.B. Miracle, Cryogenic and elevated temperature strengths of an Al–Zn–Mg–Cu alloy modified with Sc and Zr, *Metall. Mater. Trans. A* 37 (2006) 3569–3575. doi.org/10.1007/s11661-006-1051-5
34. R.Z. Valiev, M. Yu. Murashkin, I. Sabirov, A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity, *Scr. Mater.* 76 (2014) 13–16. doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.12.002
35. S. Yu, W. Li, Z. He, Study on tensile strengths of Al₂O₃ short fiber reinforced Zn–Al alloy composites at elevated temperatures, *J. Antimicrob. Chemother.* 431 (2007) L8–L11. doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.05.094
36. P. Krizik, M. Balog, S. Nagy, Small punch testing of heat resistant ultrafine-grained Al composites stabilized by nanometric Al₂O₃ (HITEMAL©) in a broad temperature range, *J. Alloys Compd.* 887 (2021) 161332. doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161332
37. S. Corthay, K.L. Firestein, D.G. Kvashnin, M.K. Kutzhannov, A.T. Matveev, A.M. Kovalskii, D.V. Leybo, D.V. Golberg, D.V. Shtansky, Elevated-temperature high-strength h-BN-doped Al2014 and Al7075 composites: experimental and theoretical insights, *Mater. Sci. Eng. A* 809 (2021) 140969. doi.org/10.1016/j.msea.2021.140969
38. A. Inoue, H. Kimura, High-strength aluminum alloys containing nanoquasicrystalline particles, *Mater. Sci. Eng. A* 286 (2000) 1–10. doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00656-0
39. J.R. Pickens, High-strength aluminum P/M alloys, *ASM Handbook Committee*. 2 (1990) 200-215. doi.org/10.1361/asmhba0001064
40. S.V. Senkova, O.N. Senkov, D.B. Miracle, Cryogenic and elevated temperature strengths of an Al–Zn–Mg–Cu alloy modified with Sc and Zr, *Metall. Mater. Trans. A* 37 (2006) 3569–3575. doi.org/10.1007/s11661-006-1051-5