

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королева»



На правах рукописи

Махан Хамид Мохаммед Махан
**Исследование структуры и свойств алюмоматричных композитов,
армированных частицами TiO₂**

Специальность 2.6.17 Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени кандидата
технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Самара – 2024

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1 АНАЛИЗ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ, МОДИФИКАЦИИ, СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	11
1.1 Алюмоматричные композиционные материалы, способы их получения и применение	11
1.2 Методы изготовления алюмоматричных композиционных материалов	12
1.3 Анализ свойств и структуры алюмоматричных композиционных материалов	16
1.3.1 <i>Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов</i>	17
1.3.2 <i>Микроструктура алюмоматричных композиционных материалов</i>	25
1.3.3 <i>Усталостные испытания алюмоматричных композиционных материалов</i>	26
1.4 Выводы и постановка цели исследования.....	32
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	34
2.1 Свойства материалов, используемых в работе	34
2.2 Методы изготовления композита алюминиевого сплава АА2024 с наночастицами	35
2.3 Термическая обработка композитов АА2024/TiO ₂	38
2.4 Оборудование и методики для изучения механических свойств, структуры и состава композиционных материалов АА2024/TiO ₂	40
2.4.1 <i>Определение микротвердости</i>	40
2.4.2 <i>Определение твердости по Бринеллю</i>	41
2.4.3 <i>Определение механических свойств на растяжение</i>	42
2.4.4 <i>Испытания на ударную вязкость</i>	43
2.4.5 <i>Исследование образцов с использованием оптической микроскопии</i>	44

2.4.6	<i>Исследование образцов с использованием сканирующей электронной микроскопии</i>	44
2.4.7	<i>Рентгенофазовый анализ</i>	45
2.4.8	<i>Испытания на износостойкость</i>	46
2.4.9	<i>Испытание на усталость</i>	48
	Выводы	50
3	ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА AA2024/TiO₂	51
3.1	Анализ микроструктуры композиционных материалов методами оптической микроскопии	51
3.2	Анализ микроструктуры композиционных материалов методами сканирующей электронной микроскопии	52
3.3	Анализ свойств и состава образцов композита AA2024/TiO₂, полученных с помощью литья с перемешиванием	56
3.3.1	<i>Микротвердость образцов композитов AA2024/TiO₂</i>	56
3.3.2	<i>Твердость по Бринеллю образцов композитов AA2024/TiO₂</i>	57
3.3.3	<i>Предел прочности на растяжение алюминиевых сплавов с наночастицами</i>	58
3.3.4	<i>Рентгенофазовый анализ</i>	60
3.3.5	<i>Предел прочности на изгиб алюминиевых сплавов системы AA2024 с наночастицами</i>	61
3.4	Проведение исследования усталости композитов AA2024/TiO₂	65
3.5	Исследование износостойкости композитов AA2024/TiO₂	69
3.5.1	<i>Влияние наночастиц TiO₂ на износостойкость</i>	69
3.5.2	<i>Влияние нагрузки и процента армирования на потерю массы</i>	72
3.5.3	<i>Влияние пути скольжения и нагрузки на потерю массы</i>	75
3.5.4	<i>СЭМ микрофотографии изношенной поверхности материала</i> ...	76
3.6	Выводы	78
4	ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, СОСТАВА И СВОЙСТВ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	80

4.1 Эволюция структуры литых сплавов в процессе термообработки.....	80
4.1.1 Оптическая микроскопия для композитов AA2024/TiO ₂ после термической обработки	81
4.1.2 Сканирующая электронная микроскопия композитов AA2024/TiO ₂ , после термической обработки.....	82
4.2 Анализ свойств образцов композитов AA2024/TiO ₂ , полученных с помощью литья с перемешиванием.....	87
4.2.1 Микротвердость образцов композитов AA2024/TiO ₂	87
4.2.2 Твердость по Бринеллю образцов композитов AA2024/TiO ₂	89
4.2.3 Предел прочности на растяжение алюминиевых сплавов с наночастицами.....	90
4.2.4 Рентгенофазовый анализ.....	92
4.2.5 Предел прочности на изгиб алюмоматричных композитов AA2024/TiO ₂	94
4.3 Влияние термической обработки на усталостные испытания алюминиевых сплавов, содержащих наночастицы.....	98
4.4 Влияние термической обработки и армирования на износостойкость композитов AA2024/TiO ₂	103
4.4.1 Скорость износа композитов AA2024/TiO ₂	103
4.4.2 Влияние термической обработки и армирования на потерю массы композитов AA2024/TiO ₂	107
4.4.3 Особенности микроструктуры поверхностного износа.....	109
4.5 Выводы.....	111
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	113
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	115
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	132

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Алюминиевые сплавы серии 2xxx обладают высокой прочностью, отличной коррозионной стойкостью, низкой плотностью и хорошей формуемостью. Благодаря этим преимуществам они являются наиболее подходящими для изготовления элементов конструкций транспортных средств. В последние десятилетия в области разработки функциональных материалов приоритет сместился от простых материалов к композиционным. Композиционные материалы (КМ) обладают низкой плотностью, высокой прочностью и демонстрируют превосходную стойкость к нагрузкам. Кроме того, они производятся сравнительно недорого и позволяют использовать изделия из них при повышенных температурах.

Композиты с металлической матрицей, разработанные в последние годы, обладают рядом уникальных механических свойств, таких как: низкая плотность, высокая прочность, высокая жесткость и высокая износостойкость. Важнейшей целью последних разработок в данной области является создание металлических особо легких КМ и КМ со сбалансированной комбинацией прочности и жесткости, что уменьшит образование трещин и дефектов, но в то же время увеличит статические и динамические механические свойства.

Сплавы на основе алюминия занимают особое место в развитии авиакосмической, автомобильной, судостроительной и других отраслей промышленности. Для того, чтобы соответствовать возрастающим эксплуатационным требованиям, алюминиевые сплавы должны обладать большей удельной прочностью, износостойкостью и твердостью.

Учитывая вышесказанное, представляется актуальным комплексное изучение эволюции фазового состава, структуры и свойств сплавов системы AA2024 при их использовании в качестве матричных при создании КМ вследствие их совместного и отдельного легирования эвтектикообразующими элементами группы Al, Cu, Mg, а также Fe и Si, и армирования наноразмерными частицами TiO₂.

Такое исследование позволит создать научную базу для разработки новых

перспективных экономнолегированных литейных и деформируемых сплавов и КМ и совершенствования процессов легирования, модифицирования и армирования алюминиевых сплавов, имеющее научное и прикладное значение. При этом важно установить закономерности влияния, как известных прутковых лигатур на основе систем AA2024/TiO₂, так и синтезированных лигатур на основе алюминия с ультрадисперсными наноразмерными частицами TiO₂ на процесс кристаллизации сплавов на основе сплава AA2024.

Цель и задачи. Улучшение механических и эксплуатационных свойств литых композиционных материалов на основе алюминиевого сплава AA2024 за счёт его армирования наночастицами TiO₂ и последующей термической обработки. Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1) Изучение влияния добавления наночастиц TiO₂ на процесс кристаллизации расплава, микроструктуру и фазовый состав литых слитков из алюминиевого сплава AA2024.

2) Изучение влияния добавления наночастиц TiO₂ на механические свойства (микротвердость, твердость, свойства при растяжении, ударную вязкость, усталость), а также на такое эксплуатационное свойство как износостойкость алюмокомпозитов системы AA2024/TiO₂.

3) Исследование влияния термической обработки на микроструктуру и фазовый состав алюмокомпозитов AA2024 с керамическими наночастицами TiO₂.

4) Исследование влияния термической обработки на механические свойства и износостойкость алюмокомпозитов AA2024 с керамическими наночастицами TiO₂.

5) Повышение эффективности процесса получения слитков алюмокомпозитов с интегрированными наночастицами, полученных методом литья с перемешиванием.

Научная новизна

1) Впервые проведены комплексные экспериментальные исследования фазового состава, структуры и механических свойств сплава AA2024 с

интегрированными наночастицами TiO_2 , изготовленного литьем в металлические формы.

2) Выявлено влияние добавления армирующих материалов (наночастиц) на процесс кристаллизации расплава и зеренную структуру литых слитков из многокомпонентных алюминиевых сплавов.

3) Впервые установлено, что армирующие керамические наночастицы находятся как внутри зерна, так и по границам зерен алюмокомпозитов системы AA2024/ TiO_2 .

4) Впервые установлена эффективность процесса литья с перемешиванием для получения композитов AA2024/ TiO_2 . Наночастицы равномерно диспергированы в матрице сплава, обеспечивая хорошую межфазную связь и улучшая механические и служебные свойства материала.

5) Впервые показано улучшение усталостных свойств и износостойкости при сочетании термической обработки и добавлении наночастиц TiO_2 за счет уменьшения степени повреждения, вызванного износом, и минимизации потерь материала. Выявлена оптимальная концентрация наночастиц 5 масс. % TiO_2 , при которой композит показал повышенную усталостную долговечность и износостойкость.

6) Впервые показана целесообразность введения армирующих наноразмерных керамических частиц диоксида титана TiO_2 в количестве 5 масс.%, их введение увеличивает прочность алюминиевых композитов на 30-50 %, а также повышает другие механические свойства с хорошим высокодисперсным распределением частиц в конечной структуре алюминиевых композитов. Наночастицы TiO_2 могут служить препятствием для распространения трещин, что в итоге повышает механические свойства композитов.

Теоретическая и практическая значимость работы

Исследование алюминиевых композитов с армированием наночастицами TiO_2 может привести к созданию новых материалов с улучшенными свойствами. Рассмотрено влияние термической обработки на их механические свойства. Практическая значимость заключается в оптимизации свойств алюминиевых

композитов AA2024/TiO₂, что позволяет создавать материалы с повышенной прочностью, легкостью и другими характеристиками. Такие улучшения могут найти применение в различных отраслях промышленности, где требуются легкие, прочные и стойкие к разрушению материалы.

Результаты диссертации апробированы при проведении научных исследований в Самарском национальном исследовательском университете имени академика С.П. Королева и в учебном процессе при подготовке бакалавров и магистров по направлению «Материаловедение и технологии материалов», режимы получения алюмоматричных композитов и их состав рекомендованы к практическому внедрению ООО «Вест 2002».

Методология и методы исследования

При выполнении работы были использованы современные методики и оборудование для получения алюминиевых композитов, армированных частицами TiO₂. Экспериментальные исследования проводились с использованием аналитического и испытательного оборудования кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского университета и ЦКП «Материаловедение» при Сибирском государственном индустриальном университете. Использовались оптический микроскоп METAM PB-34, растровые электронные микроскопы Phillips SEM 515 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа EDAX ECON IV, Tesla BS-301, SUPRA 55, TESCAN VEGA с энергодисперсионным детектором INCAx-act. Фазовый состав и состояние дефектной субструктуры материала были проанализированы методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (JEM-2100F) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-7). Для анализа микротвердости использовался микротвердомер HV-1000. Трибологические свойства (износостойкость и коэффициент трения) изучались в геометрии диск-штифт с помощью трибометра (Pin-On-Disc, Oscillating TRIBO tester) при комнатной температуре и влажности. Испытания на растяжение осуществлялись на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток на установке Instron 3369.

Положения, выносимые на защиту:

1. Закономерности влияния добавления армирующих наночастиц TiO_2 на микроструктуру и фазовый состав образцов сплава АА2024.
2. Закономерности изменения совокупности механических свойств (микротвердости, твердости, свойств при растяжении, ударной вязкости, усталости) вследствие воздействия наночастиц TiO_2 в сплаве АА2024.
3. Результаты влияния наночастиц на изменение трибологического свойства – износостойкости сплава АА2024.
4. Совокупность экспериментальных данных исследования влияния термической обработки на механические и трибологические свойства алюминиевого сплава АА2024, армированного наночастицами TiO_2 .

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов работы определяется корректностью поставленных задач, использованием апробированных методов и методик исследования, применяемых в современном материаловедении, большим объемом экспериментальных данных, их сопоставлением между собой и с результатами, полученными другими исследователями.

Результаты исследования докладывались и обсуждались на конференциях: международная научно-техническая конференция молодых ученых БГТУ им. В.Г. Шухова, посвященная 170-летию со дня рождения В.Г. Шухова (2023 г.), международная научно-техническая конференция имени Н.Д. Кузнецова «Перспективы развития двигателестроения» (2023 г.), V международная научно-практическая конференция «Наука и технологии: Перспективы развития и применения» (2023 г.).

Публикации. Результаты работы представлены в 11 публикациях, включая печатные работы в сборниках трудов конференций и семинаров. Из них 2 статьи опубликованы в ведущих рецензируемых научных журналах, рекомендованных ВАК РФ, и 5 статей опубликованы в изданиях, входящих в библиографические базы Scopus и Web of Science. Список основных работ приведен в конце автореферата.

Личный вклад. Автор принимал непосредственное участие в обсуждении и постановке задач исследования, анализе результатов и литературных данных. Все экспериментальные результаты и исследовательские работы, включенные в диссертационную работу, получены либо самим автором, либо при его непосредственном участии. Анализ полученных результатов и подготовка публикаций были выполнены при участии соавторов. Формулирование основных выводов и положений, выносимых на защиту, осуществлялось автором.

Соответствие диссертации паспорту специальности.

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту специальности 2.6.17 Материаловедение (отрасль науки – технические, химические) по п.1 «Разработка новых металлических, неметаллических и композиционных материалов, в том числе капиллярно-пористых, с заданным комплексом свойств путем установления фундаментальных закономерностей влияния дисперсности, состава, структуры, технологии, а также эксплуатационных и иных факторов на функциональные свойства материалов. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры металлических, неметаллических материалов и композитов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности деталей, изделий, машин и конструкций (химической, нефтехимической, энергетической, машиностроительной, легкой, текстильной, строительной)», п.2 «Установление закономерностей физико-химических и физико-механических процессов, происходящих в гетерогенных и композиционных структурах»

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, 4 глав, основных выводов и списка литературы, включающего 147 источников. Общий объем диссертации составляет 133 страницы, в том числе 51 рисунок и 10 таблиц.

1 АНАЛИЗ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ, МОДИФИКАЦИИ, СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1 Алюмоматричные композиционные материалы, способы их получения и применение

Алюминий и его сплавы считаются одними из наиболее важных конструкционных материалов, поскольку они широко используются во многих областях [1]. Было обнаружено улучшение различных свойств алюминия и сплавов на его основе при добавлении легирующих элементов магния, меди и цинка [2].

Алюминий, несмотря на его мягкость, может применяться в крупногабаритных конструкциях благодаря высокой коррозионной стойкости [3]. Наличие на поверхности алюминия оксидного слоя способствует увеличению коррозионной стойкости в различных средах [4, 5]. Важно исследовать и измерять скорость коррозии, чтобы избежать ее [6].

В сплавах серии 2xxx медь выступает в качестве главного легирующего элемента и часто дополняется магнием в качестве вторичной добавки. Для получения наилучших характеристик эти сплавы нуждаются в упрочняющей термообработке [7]. В некоторых сплавах для улучшения механических свойств используется старение. При такой обработке при снижении относительного удлинения предел текучести увеличивается; его влияние на прочность на растяжение не столь значительно.

Сплавы серии 2xxx не обладают высокой коррозионной стойкостью, как другие алюминиевые сплавы, и в некоторых условиях они будут подвержены межкристаллитной коррозии. Поэтому эти сплавы обычно покрывают тонким слоем алюминия особой чистоты, сплавом магния и кремния серии bxxx или сплавом, содержащим 1% Zn [8]. Покрытие обеспечивает гальваническую защиту основного материала, обычно от 2% до 5% всей толщины, и, таким образом, значительно повышает коррозионную стойкость [9].

Исследование коррозионного поведения веществ также необходимо для

прогнозирования срока их службы в различных условиях. Потеря формы может быть предотвращена с помощью знаний об общих характеристиках материала в условиях коррозии. Несмотря на то, что алюминий обладает значительной коррозионной стойкостью, он не может бесконечно сопротивляться коррозии, особенно в очень агрессивных средах [10].

Алюминий, как реакционный металл, может быть анодом и подвергаться коррозии при контакте с другими металлами. В определенных средах скорость коррозии алюминия и его сплавов может увеличиваться, особенно в присутствии хлорида, который усиливает процесс коррозии алюминия и его сплавов [11].

В таких условиях может возникнуть локальное разрушение металлов в виде отдельных точечных поражений или питтинговая коррозия. Морская вода считается одной из самых агрессивных сред из-за высокой концентрации хлоридов. Экстремальная коррозия алюминия может быть вызвана прямым излучением солнечных лучей, органическими частицами в воде, абразивными частицами и морской водой [12].

1.2 Методы изготовления алюмоматричных композиционных материалов

Композитные материалы с металлической матрицей образуются путем объединения отдельного элемента или металла с другим органическим или керамическим материалом, со связующим, для получения улучшенных механических свойств по сравнению с обычными материалами. Матрица является материалом (Al, Mg, Fe, Ti и Cu), который придает форму композитам и передает нагрузку между металлом и арматурой. Более прочный материал в композите называется арматурой [13].

В производстве алюмоматричных композитов (АМК) в отдельных случаях также используется связующее для создания сцепления между матрицей и арматурой как механическим, так и химическим путем. Свойства композита могут варьироваться в зависимости от размера, формы, распределения, морфологии и состава матрицы [14]. Эти композиты имеют небольшой вес и высокую прочность.

Подбирая правильную комбинацию металлической матрицы и армирующего материала, мы сможем достичь желаемых свойств для конкретного применения. Металлическая матрица придает необходимые свойства, включая удельную прочность, высокий модуль Юнга, удельную жесткость, износостойкость, коррозионную стойкость, модуль упругости, высокую тепло- и электропроводность. В статье [15] были рассмотрены производственный процесс и современное применение композитов с алюминиевой матрицей.

Гибридные армированные АМК обычно производятся твердым и жидким способами. Твердый способ включает в себя методы порошковой металлургии, а жидкий способ включает в себя композитное литье, литье под давлением и, в основном, методы литья с перемешиванием [16]. Методы порошковой металлургии стали наиболее используемыми в производстве гибридных АМК, поскольку, с помощью этого метода можно производить композиты с большей объемной долей армирующих частиц.

Кроме того, с использованием этой технологии были успешно изготовлены гибридные армированные АМК, армированные наноразмерными частицами. Изделия круглой формы, не требующие механической обработки после изготовления, легко изготавливаются с использованием методов порошковой металлургии. Этот метод привлекает большое внимание, потому что кластеризации частиц, смачиваемость и образование нежелательных фаз являются некоторыми из проблем, связанных с методом жидкой металлургии [17].

Метод литья с перемешиванием остается наиболее изученным методом изготовления АМК благодаря его простоте, гибкости и коммерческой жизнеспособности [18]. Хотя широко сообщалось о проблемах однородного распределения армирующих частиц, пористости, смачиваемости, кластеризации частиц, сегрегации, межфазных реакциях и образовании вредных вторичных фаз, хорошо известно и о методах решения этих проблем [19]. Сегрегации и скопления частиц можно избежать, оптимизировав параметры перемешивания, такие как скорость вращения мешалки, угол наклона лопастей к оси мешалки, а также приняв двухэтапный метод литья с перемешиванием [20].

Контроль за обработкой и химическим составом оказывает влияние на микроструктурные характеристики, такие как степень рекристаллизации, размер зерен, форма и количество интерметаллических частиц и кристаллографическая текстура. Эти особенности, в свою очередь, воздействуют на механические, коррозионные и физические характеристики алюминиевых сплавов. Следовательно, производители, сотрудничающие с авиаконструкторами, разработали множество металлических сплавов, адаптированных к конкретным требованиям [21]. Оптимизация механических свойств материалов позволяет увеличить интервалы технического обслуживания и снизить затраты на ремонт. Для сокращения расходов производители оборудования и материалов уделяют приоритет разработке новых материалов, отвечающих требованиям клиентов [22].

В настоящее время композиты с алюминиевой металлической матрицей используются в инженерных отраслях, таких как автомобильная промышленность, авиастроение и аэрокосмическая область. Композиты с алюминиевой матрицей обладают улучшенными свойствами, такими как высокая прочность, повышенная жесткость, низкая плотность, высокие термические свойства, контролируемое тепловое расширение и повышенная износостойкость, которые нельзя получить при использовании существующего обычного материала [23].

В алюминиевых металломатричных композитах (АММК) основным компонентом являются алюминий / алюминиевые сплавы, такие как Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Mg. Для процесса АММК армирование, такое как SiC, Al₂O₃, C, B, B₄C, AlN, SiO₂ и BN, используется для легирования алюминия / алюминиевых сплавов. АММК обладают улучшенными свойствами, такими как более высокая прочность, высокий удельный модуль упругости, хорошая износостойкость и меньшее тепловое расширение [24]. Когда армирующий элемент SiC используется в АММК, это приводит к более высокой прочности при растяжении, твердости, плотности и износостойкости алюминиевого сплава. Армирование Al₂O₃ обеспечивает прочность при сжатии и износостойкость. Для увеличения твердости добавлен карбид бора (B₄C) в АММК [25].

Вопрос низкой износостойкости порошкового алюминия рассматривается в

работе [26], авторами разработан материал, легированный кремнием и армированный твердыми керамическими частицами. Исследована износостойкость во время скольжения по твердой стали при разных температурах. Выявлено, что керамические включения приводят к увеличению износостойкости композита, но одновременно, приводят и к износу деталей, находящихся в контакте. В качестве заменителя можно использовать включение гибридного композита двух керамических материалов, что также увеличивает износостойкость материала и уменьшает износ детали в контакте, чем у неармированного материала [27].

Основной причиной этого является плохая взаимосвязь частиц керамического порошка с алюминиевой матрицей. Установлено, что сплав Alumix 231 с высоким содержанием кремния (14-15 %) является лучшим для трибологического применения [28].

Смачиваемость между алюминиевой матрицей и армирующими материалами была улучшена за счет армирующих покрытий и смачивающих агентов, таких как K_2TiF_6 , бура и магний. Взаимосвязь реакции и образования вторичных фаз, отрицательно влияющих на характеристики композитов, можно избежать, выбирая армирующие материалы, не вступающие в межфазную реакцию, такие как оксид алюминия и карбид бора. Для уменьшения количества пористости в литых заготовках применяли горячее изостатическое прессование или метод холодной деформации [29].

Основные требования, которые должны быть выполнены алюминиевым композитом для его рентабельности, — это достаточная твердость и прочность, хорошая адгезия к матрице, низкая цена и плотность частиц. Кроме того, должна учитываться износостойкость алюминиевого композита [30].

Выяснилось, что упрочнение алюминиевых сплавов небольшими количествами твердых частиц Al_2O_3 (до 2 масс. %) приводит к значительному повышению износостойкости по сравнению с базовым сплавом без заметной деградации механических свойств. Мазахери и др. [31] описал обработку трением с перемешиванием как новый метод разработки композитов с поверхностной

металлической матрицей. Это стало необходимым, потому что композиты с металлической матрицей, полученные с помощью литья с перемешиванием и порошковой металлургии, часто имеют повышенную прочность и жесткость за счет пластичности и ударной вязкости.

Обработка трением с перемешиванием дает возможность разработать материал с более высокой поверхностной твердостью и улучшенным сопротивлением ползучести при сохранении пластичности и ударной вязкости металлических подложек [32].

Первый результат по получению АММК трением с перемешиванием был опубликован в 2003 г. Mishra et al. [33]. Этот метод улучшает распределение армирующих частиц и уменьшает пористость композитов. Он был принят в качестве процесса постобработки для улучшения свойств АМК, изготовленных методом порошковой металлургии. Нанокompозитные поверхности также были разработаны на металлических подложках с использованием сварки трением с перемешиванием (СТП). Были предприняты успешные попытки разработать массовые ММК с использованием СТП, но в этой области необходимо провести дальнейшие исследования, чтобы получить достаточную информацию для коммерциализации процесса [34].

1.3 Анализ свойств и структуры алюмоматричных композиционных материалов

В последнее время исследователи в области материаловедения уделяют внимание разработке и созданию прочных, легких и менее затратных инженерных материалов. Одной из основных областей разработки этих материалов является высокое отношение прочности к весу, подходящее для авионики и автомобилей и требующее рассмотрения критических вопросов. Эти требования обычно сложно выполнить при использовании монолитных материалов [35]. Нанокompозиты с металлической матрицей (НКММ) с матрицей из легкого сплава, армированные наночастицами или нановолокнами, являются одним из наиболее перспективных

материалов для удовлетворения этих требований.

Сплавы на основе цинка являются одним из сплавов, используемых для ММК, и для различных технических применений эти сплавы получили широкое признание как экономичная альтернатива сплавам черных и цветных металлов [36].

Эти сплавы обладают замечательными свойствами, например, высокой прочностью, отличными литейными и трибологическими свойствами, легкой механической обработкой, коррозионной стойкостью, низкой температурой плавления, очень хорошими свойствами подшипника и износостойкости и, наконец, низкой себестоимостью производства [37].

Эти композиционные сплавы в различных областях применения могут превосходить популярные конструкционные материалы, такие как чугун, сталь, магний, алюминий и любой другой армированный металл или сплав [38]. Лишь некоторые детали машин подвергаются статической нагрузке, а большинство из них подвергается переменной нагрузке. Экспериментально этот вид разрушения называется усталостью, когда материал подвергается динамическим нагрузкам, он разрушается при напряжении ниже предела текучести [39].

Усталость металла возникает при постоянных или переменных циклических нагрузках [40]. Из-за различий в механизмах распространения трещин коррозионную усталость следует отличать от простой механической усталости. При коррозионной усталости деталь остается погруженной в агрессивную среду, что обеспечивает наличие коррозионно-активных веществ в кромке усталостной трещины. Механизмы коррозии в вершине трещины вызывают явления удаления материала и охрупчивания, которые не наблюдаются при простой механической усталости, что приводит к более быстрому образованию трещины [41].

1.3.1 Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов

Композит, армированный частицами, показывает высокую способность к пластическому деформированию по сравнению с композитами, армированными вискерами или волокнами. Благодаря высокой твердости они обладают отличной

термостойкостью и износостойкостью.

На механические характеристики производимых АММК влияют несколько факторов, в том числе объемная доля и распределение армирующих материалов, агломерация и размер частиц. Происходит повышение предела прочности при растяжении, сопротивления ползучести, твердости, модуля Юнга и сопротивления усталости. Уменьшение размера армирующего материала также способствует повышению прочности АММК [42].

Высокое механическое сопротивление металломатричных нанокомпозитов (ММНК) является результатом влияния нескольких механизмов упрочнения, а именно: эффекта переноса нагрузки, упрочнения Холла-Петча, упрочнения Орована, несоответствия коэффициента теплового расширения (КТР) и модуля упругости (ЭМ) [43]. Далее каждый метод упрочнения будет обсуждаться отдельно.

- Эффект переноса нагрузки: передача нагрузки от мягкой и податливой матрицы к жестким и твердым частицам под действием внешней нагрузки способствует упрочнению основного материала.

Модифицированная модель сдвиговой задержки, предложенная Нардоне и Прево, обычно используется для прогнозирования вклада в упрочнение за счет передачи нагрузки в композитах, армированных частицами.

$$\Delta\sigma_{LT} = v_p \sigma_m \left[\frac{(1+t)A}{41} \right] \quad (1.1)$$

Где V_p - объемная доля частиц, σ_m - предел текучести неармированной матрицы, L и t - размер частиц, параллельный и перпендикулярный направлению нагрузки соответственно. В случае равноосных частиц уравнение (1.1) сводится к [43]:

$$\Delta\sigma_{LT} = \frac{1}{2} V_p \sigma_m \quad (1.2)$$

V_p - объемная доля частиц, σ_m - предел текучести.

- Упрочнение Холла-Петча: размер зерна оказывает сильное влияние на

прочность металла, поскольку границы зерен могут препятствовать движению дислокаций. Это связано с различной ориентацией соседних зерен и характерным для этих областей высоким разупорядочением решетки, препятствующим движению дислокаций в непрерывной плоскости скольжения [43]. Уравнение Холла-Петча связывает прочность со средним размером зерна (d):

$$\Delta\sigma_{H-P} = \frac{K_y}{\sqrt{d}} \quad (1.3)$$

K_y – коэффициент упрочнения, d – средний размер зерна.

Частицы играют фундаментальную роль в определении конечного размера зерна в металлических матрицах композитов, поскольку они могут взаимодействовать с границами зерен, действуя как точки закрепления, замедляя или останавливая их рост. Увеличение V_p (объемной доли) и уменьшение d_p (диаметра частиц) приводит к более тонкой структуре, что теоретически моделируется уравнением Зинера.

$$d_m = \frac{4\alpha d_p}{3v_p} \quad (1.4)$$

где α - пропорциональная константа.

- Упрочнение Орована: так называемый механизм Орована заключается во взаимодействии наночастиц с дислокациями. Неподдающиеся сдвигу керамические армирующие частицы закрепляют пересекающие дислокации и способствуют огибанию дислокаций вокруг частиц (петли Орована) под действием внешней нагрузки [43]. Эффект Орована можно выразить следующим образом:

$$\Delta\sigma_{OR} = \frac{0.13bG}{d_p \left(\sqrt[3]{\frac{1}{2}v_p - 1}\right)} \ln\left(\frac{d_p}{2b}\right) \quad (1.5)$$

b – вектор Бюргера, G – модуль сдвига

- Несоответствие КТР и ЭМ: несоответствие коэффициента термического расширения (КТР) и модуля упругости (ЭМ) между армирующим материалом и металлической матрицей компенсируется при охлаждении и деформации

материала за счет образования геометрически необходимых дислокаций. Плотность заземления из-за несоответствия КТР и ЭМ можно оценить по следующему образом:

$$\rho^{СТЕ} = \frac{A\Delta\alpha\Delta T v_p}{b d_p (1 - v_p)} \quad (1.6)$$

$$\rho^{EM} = \frac{6v_p}{\pi v_p} \quad (1.7)$$

где A - геометрическая константа, $\Delta\alpha$ - разность КТР, а $\Delta\alpha$ - разность температур испытания и обработки или термообработки. Совокупное усиление из-за несоответствия КТР и ЭМ можно рассчитать с помощью уравнения Тейлора [44]:

$$\Delta\sigma_{КТМ+МУ} = \sqrt{3} \beta G b (\sqrt{\rho^{EM}} + \sqrt{\rho^{EM}}) \quad (1.8)$$

где β – константа.

- Сумма вкладов: окончательную прочность композита σ_c можно оценить путем суммирования вышеуказанных вкладов, связанных с эффектами одиночного упрочнения, $\Delta\sigma_i$, с исходным пределом текучести неармированной матрицы σ_m , поэтому

$$\sigma_c = \sigma_m + \sum_i \Delta\sigma_i \quad (1.9)$$

В ряде исследований были предложены альтернативные методы расчета σ_c , учитывающие суперпозицию эффектов [44]. Простой подход предлагает рассчитывать окончательную прочность композита путем суммирования корня квадратов всех отдельных вкладов упрочнения, как:

$$\sigma_c - \text{Сумма взносов} = \sigma_m + \sqrt{\sum_i \Delta\sigma_i^2} \quad (1.10)$$

В литературе имеется мало статей по этой теме. Это не позволяет провести комплексную оценку и сравнение предлагаемых методов. По этой причине

подходы просто сообщаются, а не сравниваются и глубоко обсуждаются. На рисунке 1.1 [43] показано влияние каждого вклада в упрочнение и общее приращение упрочнения, рассчитанное в соответствии с уравнением (1.10) для алюминиевой матрицы, армированной 2 мас.% Al_2O_3 , обработанной при 400 °С.

Наиболее важный вклад достигается главным образом за счет несоответствия КТР и эффекта Орована, особенно когда диаметр частиц меньше 50 нм. Поскольку в ММНК очень небольшое количество керамических частиц используется для армирования матрицы без ухудшения ударной вязкости и других свойств (например, электро- и теплопроводности), ожидается очень небольшой вклад от передачи нагрузки. На этом же графике видно, что для системы Al/2мас.% Al_2O_3 предложенная модель согласуется с экспериментальными данными.

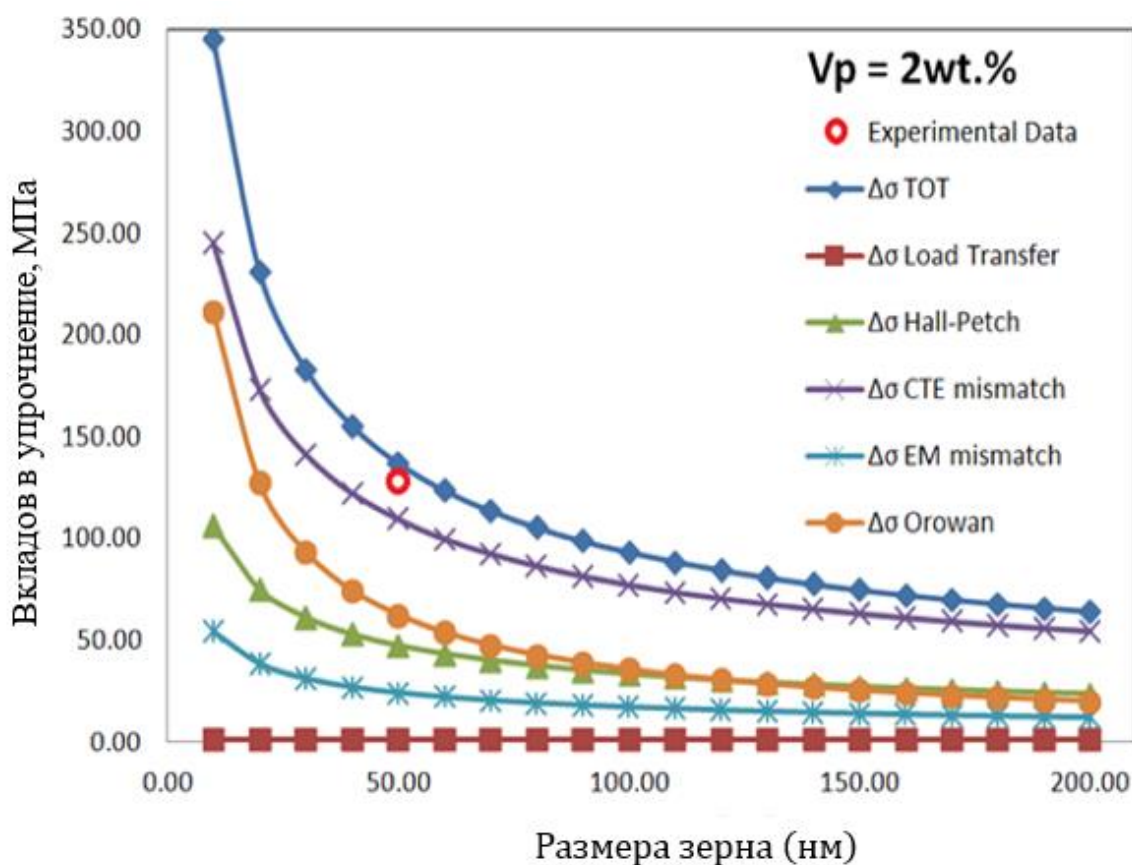


Рисунок 1.1 – Влияние вкладов в упрочнение и общее результирующее приращение упрочнения, рассчитанное по уравнению (1.10) для композита с матрицей Al, армированного 2 % Al_2O_3 [43]

Установлено, что увеличение твердости происходит из-за увеличения доли объема частиц. Уменьшенный размер частиц связан с этим повышением твердости.

На прочность и твердость влияет также тип и количество содержания упрочняющих частиц, как свидетельствует рисунок 1.2 [46].

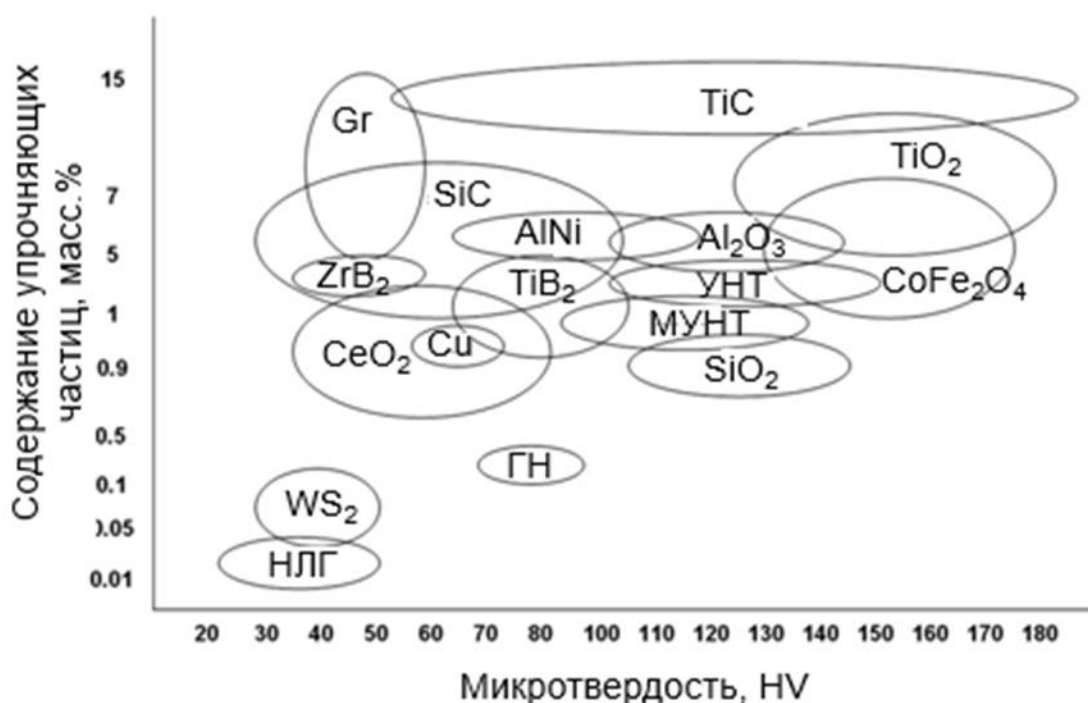


Рисунок 1.2 – Влияние зависимости микротвердости алюминия от типа и содержания упрочняющих частиц [46]

Композиты с металлической матрицей играют важную роль благодаря своему легкому весу. Если добавляется более одного армирующего материала, то они называются полиармированными композитными материалами. Они считаются лучшей альтернативой композиту с одинарным армированием из-за дополнительного эффекта другого армирующего материала. Композиты с алюминиевой металлической матрицей (АММК) предпочтительнее из-за их высокой удельной прочности [47].

Сплав Al-6061 широко используется в строительстве и автомобилестроении благодаря его умеренной прочности, доступности, высокой стойкости к коррозии и хорошей свариваемости. Путем введения карбида бора (B_4C) он приобретает

такие свойства, как высокая жесткость, выгодное сочетание прочности и массы, а также исключительная износостойкость. Увеличение содержания частиц карбида бора приводит к повышению износостойкости материала. [48].

Ранее было проведено множество экспериментальных работ, чтобы узнать поведение алюминия при его армировании другим материалом. Баладжи и др. изготовили образец композита с алюминиевой матрицей и армированием MgO, с массовым составом 1 %, 1,5 %, 2 %, 2,5 % методом литья с перемешиванием для изучения его механических свойств. Наблюдалось увеличение таких свойств, как прочность на растяжение, прочность на сжатие, а также твердость с увеличением весовой доли, в то время как пластичность уменьшалась с увеличением весовой доли [49].

Ананд Кумар [50] изготовил сплав Al-4,5 % Cu/10TiC методом литья с перемешиванием и изучил его механические свойства. Было обнаружено, что свойства материала улучшаются при использовании TiC в качестве армирующего материала. На поверхности излома видны небольшие ямки, указывающие на вязкие изломы. Джонни Джеймс и др. [51] изучили механическую обработку и механические свойства гибридного алюминиевого ММС путем армирования TiB₂ и SiC методом механического перемешивания и гравитационного литья. Установлено, что максимальный предел прочности для TiB₂ составляет 2,5 %, а для SiC – 10 %, выше которого в матрице образуется кластер. Свойства материала улучшились, но при избытке TiB₂ наблюдалось их снижение.

Из-за высокого адгезионного и абразивного действия отмечена высокая скорость износа. Были проведены исследования трибологических и механических свойств алюминиевой матрицы с одинарным и множественным армированием, полученной методом литья с перемешиванием [52]. Карунеш Г. и соавт. исследуют механические свойства композита AA7075/Al₂O₃. Изготовление композитов было проведено с использованием технологии литья с перемешиванием при 0, 1, 3, 5 и 7 вес.%. Испытания на твердость проводились с помощью анализатора твердости Бринелля. Дополнительно проверялись механические свойства. Анализ микроструктуры показали, что частицы Al₂O₃ последовательно рассеиваются в

композитах AA7075/Al₂O₃. Результаты показали, что предел упругости и предел текучести начинают уменьшаться с увеличением содержания Al₂O₃ в вес. % в композите AA 7075 [53].

В диссертационной работе [54] показана возможность упрочнения алюминиевых композиционных материалов добавлением (0,01-0,15% масс.) оксидных наночастиц (Al₂O₃, ZrO₂, MgO, SiO₂). В работе исследовалось влияние малых добавок наночастиц Al₂O₃, ZrO₂, MgO, SiO₂ на механические свойства порошковых композитов на основе алюминия, в том числе с добавками меди. Было установлено, что зависимости пределов прочности на растяжение и изгиб имеют экстремальный характер, что выражается в повышении механических свойств на 20-80 % об., например, при добавлении 0,01-0,15 % об. наночастиц Al₂O₃ [55].

В работе [56] сплав AA5052 был армирован 5 % частиц SiC с размером 63 мкм с использованием метода литья жидкости с перемешиванием, и было обнаружено, что оптические и СЭМ-микрофотографии ММК AA5052/SiC-р показывают равномерное распределение частиц SiC, а рентгеноструктурный анализ подтверждает присутствие SiC в матрице AA5052. Также в ходе исследования установлено, что при добавлении 5 масс. % частиц SiC, плотность AA5052 повышается на 0,8 %. Разработанные композиции имеют очень низкий процент пористости (0,5 %) с 0,37 % и 0,26 % для литой AA5052 и AA5052/SiC ММС соответственно. Микротвердость и прочность на сжатие матрицы AA5052 увеличиваются на 39,72 % и 8,5 % соответственно при добавлении в матрицу частиц SiC.

В работе [57] разработан способ упрочнения наноразмерными добавками сталей общемашиностроительного назначения. Разрабатывался состав и технологические режимы получения порошковых сталей с увеличенными механическими и эксплуатационными свойствами за счет применения наноразмерных добавок в порошковой шихте, а еще улучшения имеющихся процессов порошковой металлургии. В работе было установлено, что для повышения твердости порошковых сталей и механических свойств, таких как предел прочности на изгиб и растяжение, перспективно модифицирование шихты

порошковых сталей наноразмерными добавками, такими как нано- Al_2O_3 или нано- Si_3N_4 их вводят в количестве 0,1-0,3 масс. %, углеродные нано-волокна «Таунит» вводят в количестве 0,2 %, что ведет к повышению предела прочности при растяжении и твердости порошковых сталей на 30-50 % в сопоставлении с порошковой конструкционной сталью общемашиностроительного назначения.

1.3.2 Микроструктура алюмоматричных композиционных материалов

Композиты с металлической матрицей, армированные наночастицами, также известные как нанокompозиты с металлической матрицей (НКММ), в последние годы активно исследуются во всем мире благодаря их многообещающим свойствам, подходящим для широкого спектра функциональных и структурных применений. Уменьшенный размер упрочняющей фазы до наномасштаба придает важность взаимодействию частиц с дислокациями, а в сочетании с другими эффектами упрочнения, обычно наблюдаемыми в обычных ММК, приводит к значительному улучшению механических свойств [58].

Сплав AA2024 относится к системе сплавов, характеризующихся высокой прочностью. Сплав алюминия серии 2xxx обладает высокой прочностью в котором выделения интерметаллидов S (Al_2CuMg) и θ (Al_2Cu) играют ключевую роль в процессе упрочнения. [59]. Сплав AA2024 широко используется в автомобилях и в авиации, благодаря сопутствующим качествам, таким как сопротивление усталости и коррозионному растрескиванию под напряжением [60].

Состав сплавов серии 2xxx состоит из основного алюминия с медью в качестве основного легирующего элемента и магнием (и марганцем) в качестве второстепенного элемента, улучшающего свойства после закалки [61].

Тщательно подбирая состав, устойчивость к повреждениям может быть улучшена, как указано в [62], в которой поперечно ориентированные образцы в виде листов толщиной 2 мм демонстрируют повышенную вязкость разрушения при снижении Cu, снижении Mn и увеличении Mg, когда эти вариации выставляются отдельно. Микроструктура серии 2xxx показывает, что рядом с

основной α -фазой (Al) образуются выделения, такие как θ' -фаза (Al_2Cu) и S-фаза (Al_2CuMg), которые распределяются повсюду в виде вторичных упрочняющих фаз [63]. Исследование листа алюминиевого сплава состава 2024-T3 показало, что наличие в микроструктуре зерен сравнительно меньшего размера, чем у других сложных составов, способствует повышению прочности на растяжение [64].

Кроме того, упрочнение сплава происходит за счет блокировки движения дислокаций, обеспечиваемой частицами вышеупомянутой фазы, что приписывается дисперсионному твердению. Алюминиевый сплав AA2024 поддается термообработке с превосходным соотношением прочности и веса. Помимо прочности, вызывающей образование метастабильных выделений, сплав приобретает твердость в процессе старения [65].

При термообработке этот сплав был нагрет до температуры 500 °С, достаточной для диффузии атомов растворенного вещества в матрицу сплава, охлаждён до температуры 25 °С, чтобы высвободить элементы легирования, попавшие в раствор [66]. На протяжении всего процесса старения элементы сплава задерживаются в растворе, образуя равномерное распределение высокодисперсных частиц. Одни алюминиевые сплавы закаляют, другие искусственно состаривают, нагревая до промежуточных температур [67].

1.3.3 Усталостные испытания алюмоматричных композиционных материалов

Усталость является одним из наиболее серьезных видов отказа морских конструкций, которые в основном состоят из металлов. Точное прогнозирование усталостной долговечности металлических конструкций под эксплуатационной нагрузкой очень важно, как для безопасного, так и для экономичного проектирования и эксплуатации [68]. Эффективное проектирование узлов конструкций, подвергающихся действию переменных нагрузок различной природы: магистральных трубопроводов, судов и морских сооружений, самолетов, деталей машин, мостов предполагает использование надежных инструментов оценки ресурса. В правилах проектирования элементов конструкций с учетом

усталости обычно формулируются требования, не допускающие появления трещин при эксплуатации. Однако медленное развитие трещин для некоторых видов конструкций позволяет увеличить полный ресурс включением в него стадии развития трещины [69].

Три фундаментальных фактора важны для возникновения усталостных трещин. Во-первых, в схеме нагрузки должны присутствовать минимальные и максимальные пиковые значения с достаточными колебаниями или отклонениями. Величины пика могут быть напряжениями растяжения или сжатия, и со временем они могут изменяться, однако для образования трещин усталостного характера время обратного нагружения должно быть достаточно большим. Во-вторых, самые высокие уровни напряжений должны иметь достаточно большое значение [70]. Зарождение трещины невозможно, если пиковые напряжения слишком малы. В-третьих, материал должен выдержать достаточное количество циклов приложенного напряжения.

Эти факторы во многом зависят от количества циклов процессов, необходимых для запуска и расширения трещины. В дополнение к этим трем фундаментальным факторам существует множество других факторов, которые могут влиять на потенциал усталости, таких как, например, концентрация напряжения, коррозия, температура, металлургический состав и остаточные напряжения. Поскольку усталостные трещины обычно начинаются на поверхности, их усталостная долговечность будет зависеть от состояния поверхности нагруженной детали [71].

Шероховатость поверхности важна, поскольку от нее напрямую зависят степень и величина концентрации напряжений на поверхности. Чем больше концентрация напряжения, тем больше вероятность зарождения трещины, время зарождения увеличивается на гладких поверхностях. Усталостная долговечность уменьшается из-за царапин, зазубрин и других источников напряжения. Остаточное поверхностное натяжение также может иметь большое влияние на срок службы усталости [72]. Растягивающая нагрузка будет противопоставляться остаточным сжимающим напряжениям от механической обработки, обработки

холодом, термической обработкой, и при этом амплитуда циклического нагружения уменьшается. На рисунке 1.3 показаны различные способы нагружения, которые могут вызвать усталостную трещину [73].

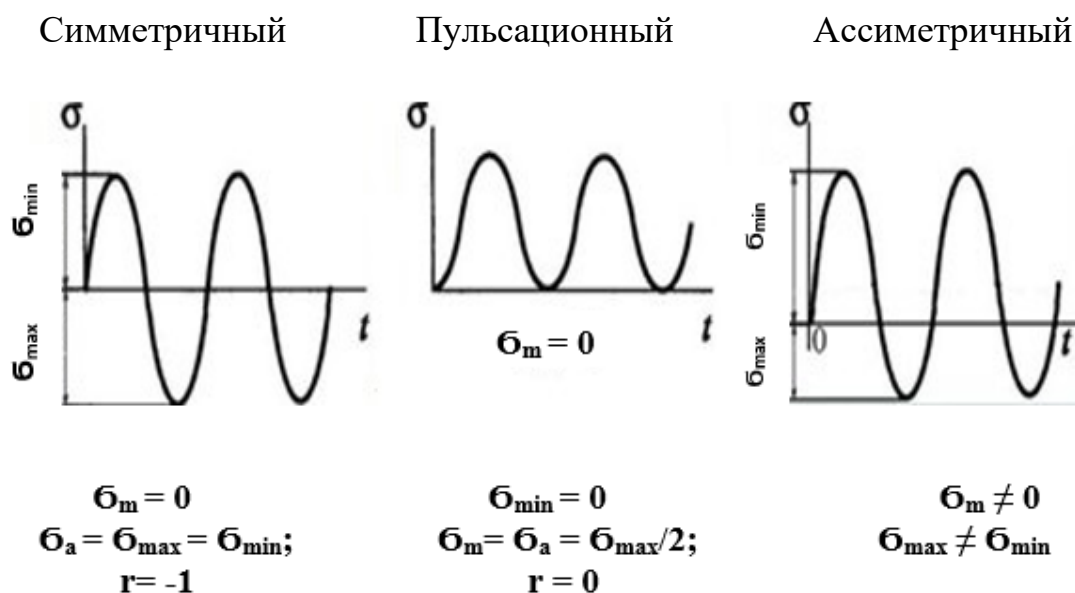


Рисунок 1.3 – Несколько видов кривых усталостного нагружения [74]

Синусоидальное нагружение от напряжения растяжения до напряжения сжатия показано на верхнем левом рисунке 1.3. Максимальные и минимальные напряжения для этого типа цикла напряжений аналогичны.

Напряжение растяжения считается положительным, а напряжение сжатия отрицательным. Правый рисунок 1.3 показывает синусоидальную нагрузку в области растяжения с самыми низкими и самыми высокими напряжениями. Циклическая нагрузка сжатия для также может вызвать увеличение концентрации напряжений. Показано нагружение переменной амплитуды, с которым может столкнуться крыло или мостик самолета, или какой-либо другой участок, изменяющий характер нагружения [74]. Только те циклы, которые превышают определенный пиковый порог, приведут к усталостному растрескиванию при нагружении с переменной амплитудой.

Усталостная прочность определяется приложением различных уровней циклического напряжения к отдельным испытательным образцам и измерением

количества циклов до разрушения.

В стандартных лабораторных испытаниях используются различные методы приложения циклической нагрузки, например, поворотный изгиб, консольный изгиб, осевой двухтактный и кручение. Данные представлены в виде кривой «напряжение-количество циклов до отказа» (S-N). Данные теста S-N обычно отображаются на логарифмическом графике, где линия S-N представляет собой среднее значение данных из нескольких тестов [75].

Из-за статистического характера разрушения необходимо испытывать несколько образцов при каждом уровне нагрузки. Некоторые материалы, особенно низкоуглеродистые стали, демонстрируют сплющивание при определенном уровне напряжения, как показано в (а) на рисунке 1.4, что называется пределом выносливости.

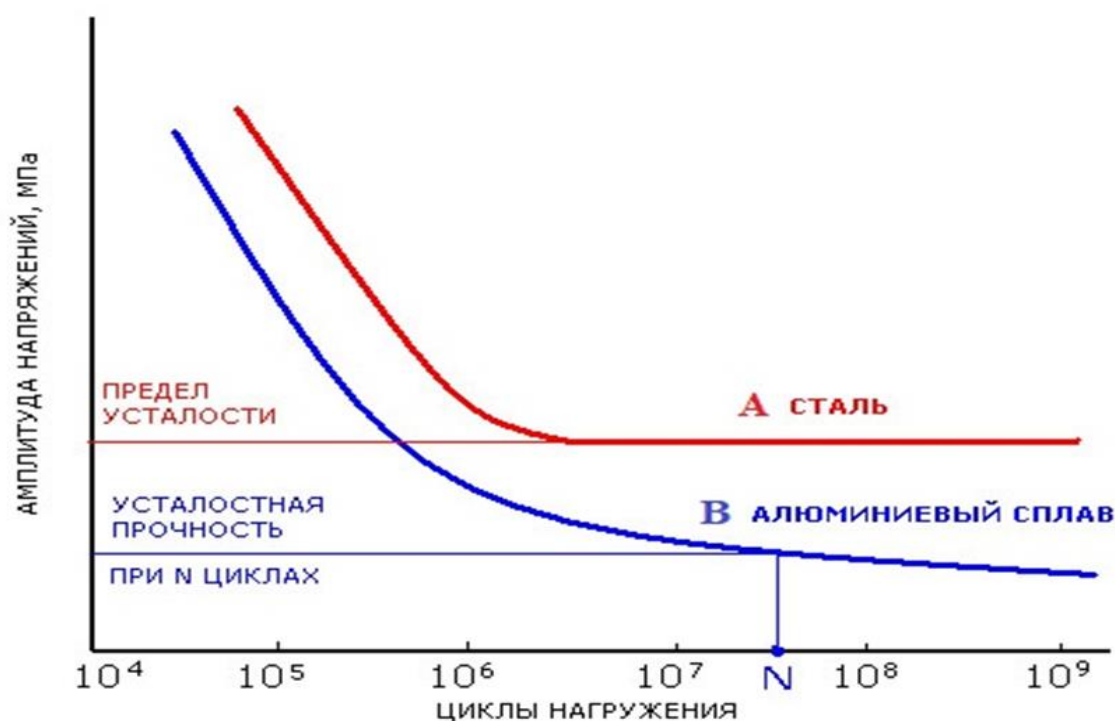


Рисунок 1.4 – Типичные кривые усталостного разрушения S-N [76]

В качестве приблизительного ориентира предел выносливости обычно составляет около 40 % от предела прочности на растяжение. В принципе, компоненты, спроектированные таким образом, чтобы приложенные напряжения не превышали этого уровня, не должны выходить из строя в процессе эксплуатации

[76].

Трудность заключается в том, что во время эксплуатации может присутствовать или возникать локальная концентрация напряжения, что приводит к инициированию разрушения несмотря на то, что расчетное напряжение обычно ниже «безопасного» предела. Однако большинство материалов демонстрируют постоянно падающую кривую, как в (b), и обычным показателем усталостной прочности является указание напряжения, ниже которого разрушение не ожидается менее чем за заданное количество циклов, которое называется пределом выносливости [77].

В исследовании Alalkawi [78] улучшение механических свойств и усталости алюминиевого сплава 7049 достигнуто с помощью технологии литья с перемешиванием, где авторы использовали AA7049 в качестве матрицы и (2, 4, 6 и 7 масс %) наночастиц циркония ZrO_2 в качестве армирующих материалов. Исследование показало, что усталостная прочность нанокompозита AA7049 с 4 вес. % ZrO_2 выше, чем у неармированной лигатуры при постоянной нагрузке на 9,86 %, а улучшение показателей усталостной долговечности составляет 33,7% и 15,8 % при переменной нагрузке при том же проценте ZrO_2 для обоих случаев, последовательность загрузки от низкой к высокой и от высокой к низкой соответственно.

Представленное исследование по изготовлению композитов с алюминиевой матрицей, армированных Al_2O_3 размером 35 нм и (4, 6 и 8) масс % с использованием мокрого измельчения с последующим горячим прессованием, показывает, что увеличение массовой доли Al_2O_3 до 6 масс % увеличивает усталостную долговечность композитов при 8 % масс. и вызывает более высокую относительную плотность при 6% масс. Однако дальнейшее увеличение массовой доли наночастиц до 8 % Al_2O_3 не приводит к увеличению усталостной долговечности композитов алюминиевой матрицей [79].

С помощью метода литья с перемешиванием были исследованы усталостные и механические характеристики композитов с алюминиевой матрицей AA6063-T4, армированных (3, 5 и 7) масс. % (TiO_2). Исследование показало, что σ_b и $\sigma_{0,2}$

улучшались по мере увеличения % масс. TiO_2 , при этом оптимальное улучшение этих механических характеристик происходило при 7 масс. % (TiO_2), где повышение составило приблизительно 9 и 18 % соответственно по сравнению с исходным сплавом. Исследование также показало, что при содержании TiO_2 7 масс. % усталостные характеристики (срок службы и прочность) улучшаются по сравнению с усталостными характеристиками базовой матрицы.

Улучшение усталостных характеристик можно объяснить наличием твердых частиц TiO_2 , которые передают прочность мягкой матрице, что приводит к увеличению прочности композита [80, 81]. В работе [81] разработан способ упрочнения наноразмерными добавками сплава с алюминиевой матрицей AA6063.

В работах [82, 83] разработан способ упрочнения наноразмерными добавками с алюминиевой матрицей AA6061. С помощью метода литья с перемешиванием были изучены усталостные свойства AA6061 в качестве основного алюминиевого сплава, армированного (0,5; 1,0; 1,5; 2,0 и 2,5) масс. % и размером 10 нм карбида кремния (SiC). Исследование показало, что самая высокая усталостная прочность и срок службы достигаются при 2,0 вес. % наночастиц SiC при 10^7 циклах, около 11,48 % по сравнению с литым сплавом AA6061. Кроме того, исследование показало, что улучшение нанокompозита может происходить из-за: меньшей пористости, равномерного распределения и высокой связи между SiC и матрицей AA6061 и высоких механических свойств плотности дислокаций SiC [84].

Алюминиевый сплав AA2024 был исследован, поскольку он широко используется в многочисленных механических приложениях, цилиндрах и головках цилиндров двигателей, лопастях винтов, обшивке несущего винта вертолета, которые являются примерами компонентов, которые подвергаются эрозии. Превосходное соотношение прочности и веса этого сплава делает его идеальным для вышеупомянутых применений [85]. В результате дисперсионного твердения сплав становится очень прочным. Кроме того, деформация до старения увеличивает плотность дислокаций, что приводит к повышению прочности. Сплав AA2024 имеет хорошо известные микроструктуру и механические характеристики,

однако влияние их изменения на скорость изнашивания изучено недостаточно. Поэтому была исследована износостойкость этого сплава в состаренном и перестаренном состояниях. Микроструктура и механические характеристики оказывают влияние на поведение при износе [86].

Некоторыми важными эволюциями в истории материалов были создание, строительство и производство композитных материалов. Отметим, что композиты – это многоцелевые материалы с уникальными механическими и физическими характеристиками, которые можно адаптировать к конкретным потребностям.

Порошок матричного сплава соединяется с армирующими частицами, создавая тем самым однородную матрицу [87]. На механические свойства композитов с металлической матрицей (ММК) влияют размер и объем арматуры, а также тип контакта матрицы с арматурой. Согласно Арагчи и соавт. (2017), для укрепления материала необходимы небольшие устойчивые армирующие элементы с прочными межфазными связями, которые равномерно распределены в матрице [88].

Некоторыми преимуществами, связанными с ММК, армированными частицами, являются более высокая прочность и модуль упругости. Важно учитывать износ в отношении контакта между ММК и твердыми частицами. Добавление матричного материала, такого как SiC, Al₂O₃, TiB₂, B₄C или TiC к сплаву на основе алюминия, такому как Al₂O₃, TiB₂, B₄C или TiC, оказывает большое влияние на износ композитов [89].

1.4 Выводы и постановка цели исследования

Композитные материалы с металлической матрицей имеют много преимуществ по сравнению с монолитными металлами, поэтому их применение растет день ото дня в различных областях. Для изготовления описанных ММК используются различные процессы. Хотя было получено большое количество экспериментального материала для определения влияния разных режимов изготовления сплавов, вызывающих изменения механических свойств

изготовленных сплавов на микроструктуру, характер изменения свойств сплавов AA2024, важно исследовать микроструктуру и износостойкость свойства поверхностей изготовленного сплава AA2024.

В связи с этим сформулирована цель настоящей работы: улучшение механических и эксплуатационных свойств литых композиционных материалов на основе алюминиевого сплава AA2024 за счёт его армирования наночастицами TiO_2 и последующей термической обработки. Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1. Изучение влияния добавления наночастиц TiO_2 на процесс кристаллизации расплава, микроструктуру и фазовый состав литых слитков из алюминиевого сплава AA2024.
2. Изучение влияния добавления наночастиц TiO_2 на механические свойства (микротвердость, твердость, свойства при растяжении, ударную вязкость, усталость), а также на такое эксплуатационное свойство как износостойкость алюмокомпозитов системы AA2024/ TiO_2 .
3. Исследование влияния термической обработки на микроструктуру и фазовый состав алюмокомпозитов AA2024 с керамическими наночастицами TiO_2 .
4. Исследование влияния термической обработки на механические свойства и износостойкость алюмокомпозитов AA2024 с керамическими наночастицами TiO_2 .
5. Повышение эффективности процесса получения слитков алюмокомпозитов с интегрированными наночастицами, полученных методом литья с перемешиванием.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Свойства материалов, используемых в работе

В работе выбран алюминиевый сплав серии 2xxx, в котором медь является основным легирующим элементом. Сплав AA2024 занимает особое место в развитии авиакосмической, автомобильной судостроительной и других отраслей промышленности [90]. Широкое распространение этого сплава обусловлено его свойствами: [91] Химический состав базового сплава AA2024 сплава представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав алюминиевого сплава AA2024 [92]

Содержание легирующих элементов, масс. %								
Al	Fe	Zn	Cr	Ti	Mn	Cu	Si	Mg
Баланс	0,25	0,11	0,008	0,03	0,62	4,5	0,098	1,04

Наночастицы оксида титана TiO_2 выбраны для данной работы, поскольку он обладает большей химической совместимостью с алюминиевой матрицей, что обеспечивает хорошее смачивание и более равномерное распределение упрочняющей фазы в матрице, обладает высокой термической стабильностью, что позволяет алюмоматричным композитам сохранять свои свойства при высоких температурах и, по сравнению с другими упрочняющими фазами, такими как карбиды и нитриды, диоксид титана может быть более доступным и экономически выгодным материалом для использования в алюмоматричных композитах [93]. В таблице 2.2 перечислены химический состав и физические свойства наночастиц TiO_2 . На рисунке 2.1 представлено СЭМ-изображение порошка с наночастицами.

Таблица 2.2 – Химический состав и физические свойства наночастиц [93]

Свойства	TiO ₂
Плотность, г/см ³	4,23
Химический состав, %	Титан (Ti) 59,93 и Оксид (O ₂) 40,07
Структура кристалла	Тетрагональный
Температура плавления, °С	1843
Размер частиц, нм	30 – 50
Точка кипения, °С	2972
Чистота, %	99,9
Молярная масса, г/моль	79,9378

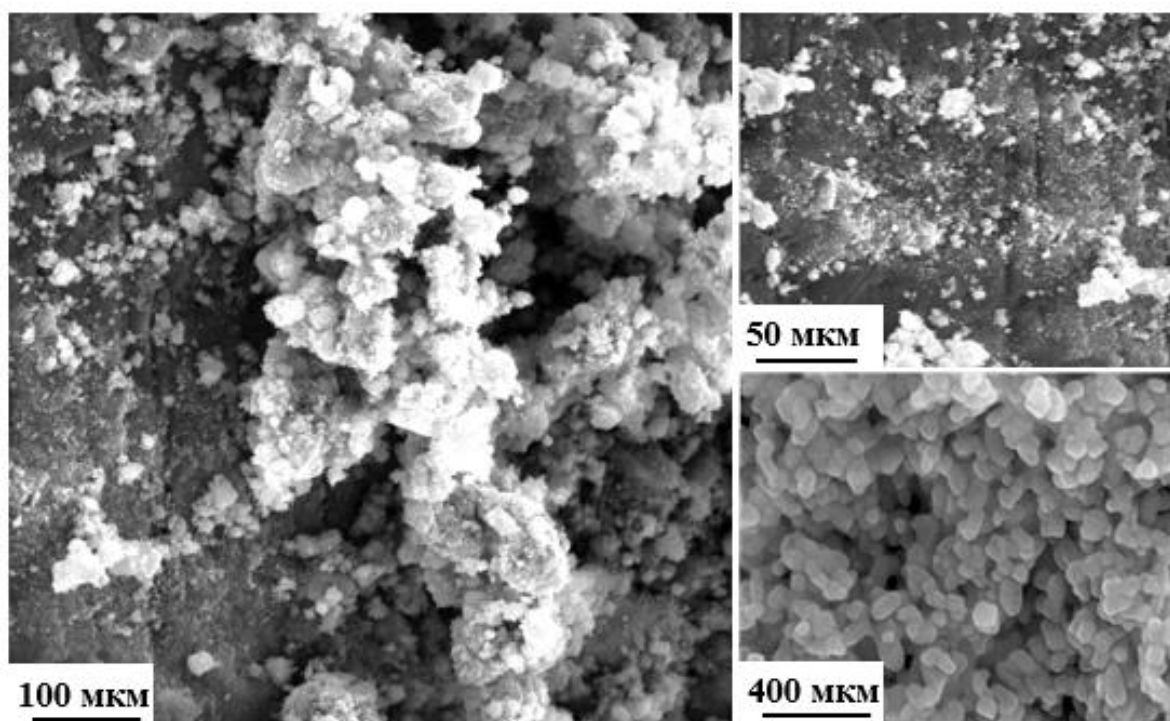


Рисунок 2.1 – СЭМ-изображение структуры порошка оксида титана

2.2 Методы изготовления композита алюминиевого сплава АА2024 с наночастицами

В связи с тем, что технологии литья на сегодняшний день являются наиболее производительными и экономически выгодными способами изготовления композиционных материалов с добавками неметаллических наночастиц в качестве метода изготовления алюмоматричных композитов был использовано литье с

перемешиванием:

Алюминиевый сплав AA2024, подвергался процессу плавления при температуре 700°C в графитовом тигле с использованием электропечи. Затем добавлялся порошок TiO_2 с размером частиц от 30-50 нм в количестве от 2,5 % до 7,5 % от массы алюминиевого сплава. Каждый из расплавленных образцов подвергался механическому перемешиванию в течение 4 минут при скорости вращения 200 оборотов в минуту [94].

Следующим этапом было заливание расплавленного металла в стальную форму. Этот процесс обеспечивал равномерное распределение частиц TiO_2 внутри алюминиевой матрицы, что далее позволяло получить окончательные образцы композитного материала. Для сравнения свойств был также изготовлен образец без добавления порошка оксида титана. Из этих заготовок были изготовлены образцы для испытаний [95].

В таблице 2.3 указан состав наночастиц и основных металлов в весовых процентах, после охлаждения расплава, как показано на рисунке 2.3, из литого стержня был также изготовлены образцы для испытаний на растяжение, ударную вязкость, усталость и износ.

Поскольку наночастицы склонны к флотации и агломерации из-за высокого энергетического потенциала, образцы вырезались из средней и верхней частей заготовок, где наблюдается их однородное распределение.

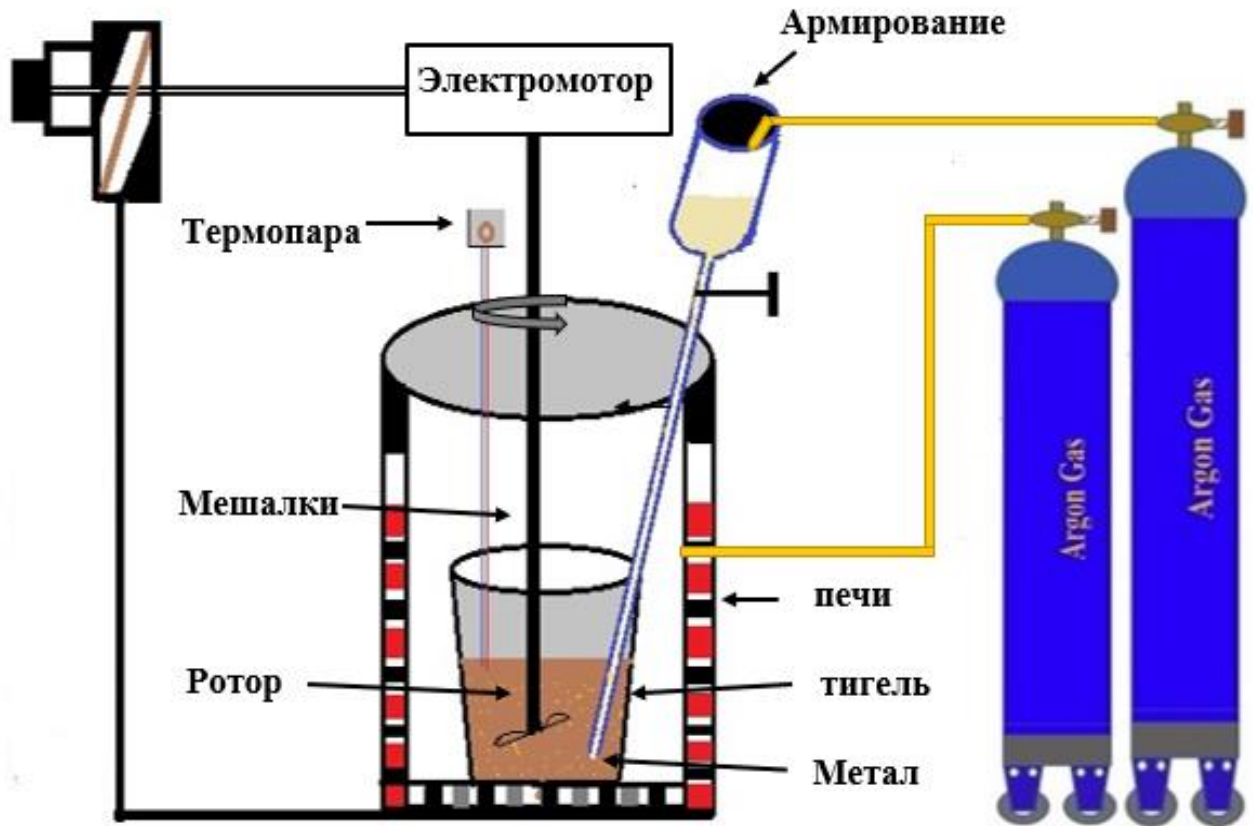


Рисунок 2.2 – Схематическое изображение процедуры литья с перемешиванием при получении композита

Таблица 2.3 – Состав нанокompозитов AA2024/TiO₂

AA2024, гр.	TiO ₂ , масс. %	TiO ₂ , гр	Общий вес, гр
600	0	0	600
585	2,5	15	600
570	5	30	600
555	7,5	45	600

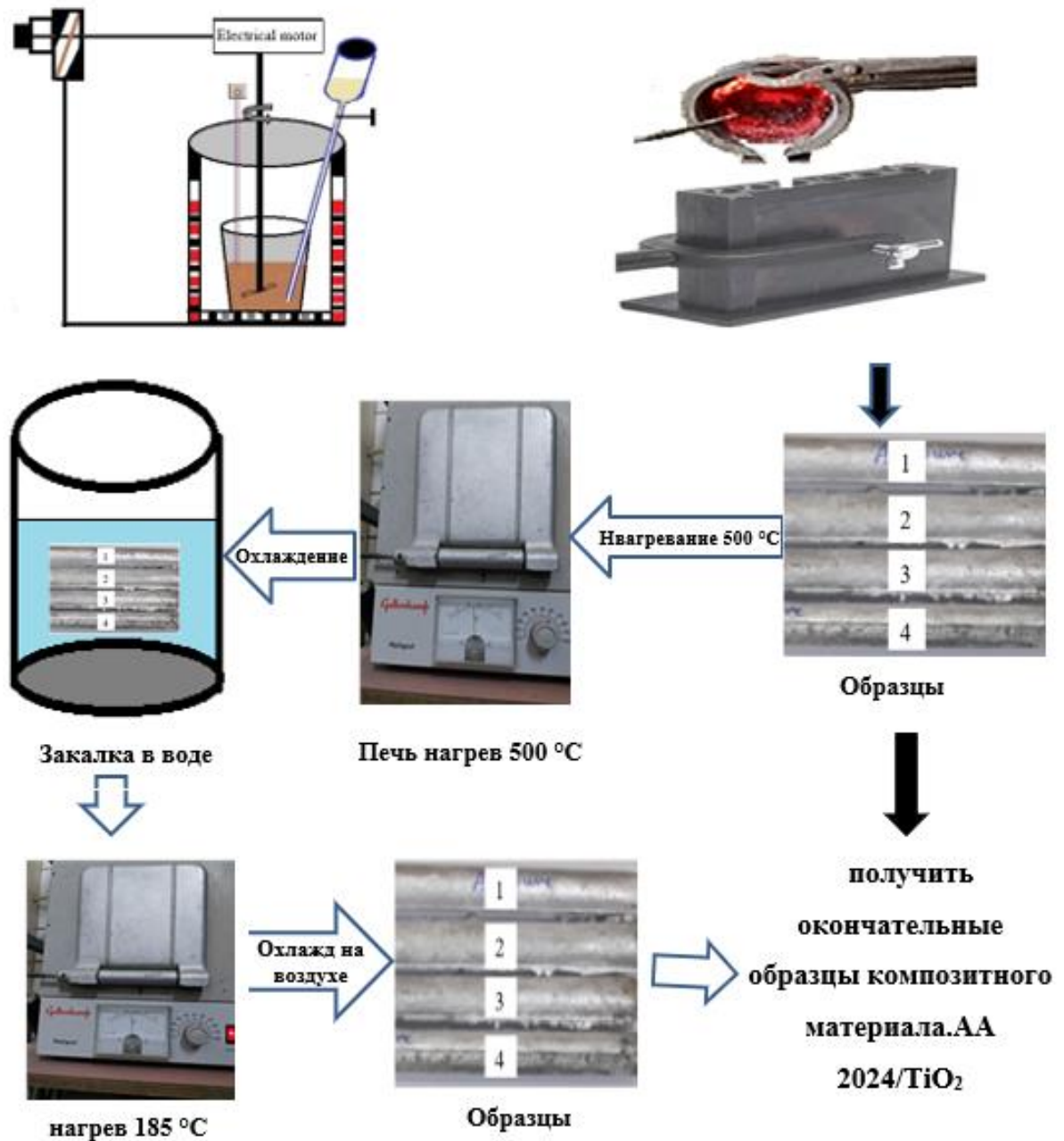


Рисунок 2.3 – Технологический процесс изготовления и термообработки образцов композита из сплава AA2024 литьем с перемешиванием

2.3 Термическая обработка композитов AA2024/TiO₂

Чтобы сохранить высокую прочность алюминиевого сплава серии 2xxx и одновременно повысить его коррозионную стойкость, термическая обработка является ключевой процедурой для улучшения механических свойств после процедуры формования [96]. Режимы термической обработки показаны на рисунке 2.4.

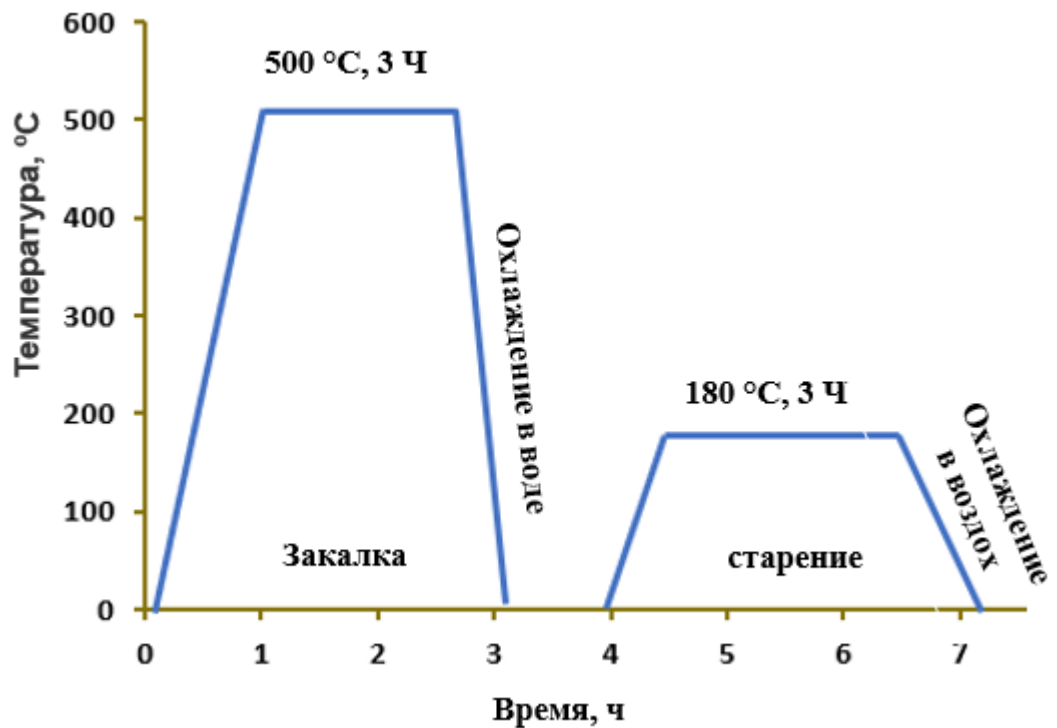


Рисунок 2.4 – Схема проводимой термической обработки

На первом этапе осуществлялась закалка, которая предполагает нагрев сплава до температуры 500 °C (рисунок 2.5). При этой температуре сплав выдерживается течение 3 ч, чтобы произошло растворение легирующих элементов.

Затем сплав был быстро охлажден в воде до температуры 25 °C. После закалки образцы подвергались старению. На этом этапе они нагревались до 180 °C, выдерживались в течение 3 ч печи с циркуляцией воздуха и выдерживались при этой температуре в течение 3 ч. Затем образцы охлаждались на воздухе.



Рисунок 2.5 – Электропечь, используемая для термообработки и старения

2.4 Оборудование и методики для изучения механических свойств, структуры и состава композиционных материалов AA2024/TiO₂

Исследования структуры, субструктуры и состава поверхности образцов из сплава AA2024 до и после термической обработки проводились методами рентгеноструктурного анализа, оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Проводилась подготовка поверхности образцов для исследований. Сначала образцы были вырезаны на отрезном станке с использованием алмазного круга. Затем образцы шлифовались, полировались и подвергались химическому травлению. Шлифование проводилось с использованием наждачной бумаги с уменьшающейся дисперсностью абразива [97]. После этого образцы подвергались полировке на алмазных пастах мелкой зернистости. Для выявления микроструктуры образцы готовили согласно стандартной металлографической методике и травили в течение 15 с с использованием реактива Кролла ($H_2O: HNO_3: HF = 92: 6: 2$).

2.4.1 Определение микротвердости

Микротвердомер HV-1000 представлен на рисунке 2.6. Измерение проводилось с использованием инденторов Виккерса и Кнупа при нагрузке в диапазоне от 1 до 2000 гр. Для численной обработки измерений использовалась

программа Маг Эксперт [98].



Рисунок 2.6 – Микротвердомер HV-1000

Для исследования микроструктуры образцов использовался металлографический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT, а также использовался растровый электронный микроскоп FEI Quanta 600 FEG с системой микроанализа EDAX Trident XM 4.

2.4.2 Определение твердости по Бринеллю

Согласно ГОСТ 25698-98 [99], измерения твердости производились по методу Бринелля, описанному в ГОСТ 9012-59 [100].



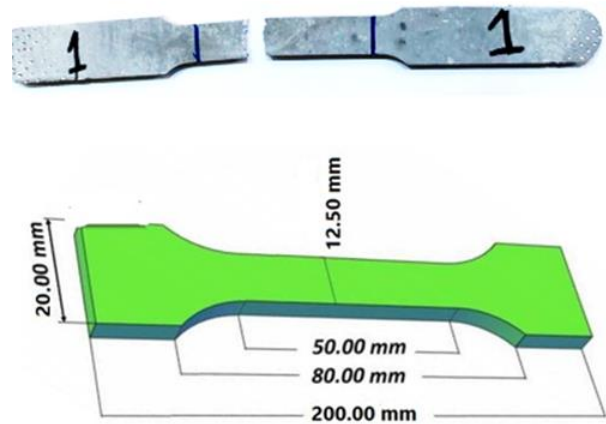
Рисунок 2.7– Определение твердости по Бринеллю

2.4.3 Определение механических свойств на растяжение

Перед проведением испытаний на одноосное растяжение образцы были подготовлены в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 [101]. После отделения прибыльной части полученные прутки были обработаны на токарном станке для получения стандартных образцов. Испытания на растяжение осуществлялись на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток на установке Instron 3369. Общий вид образцов после растяжения представлен на рисунке 2.8. В качестве выходных показателей измеряли временное сопротивление (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ).



а



б

а – испытательная машина; б – чертеж образца для разрушения (для отливок)

Рисунок 2.8 – Испытания на одноосное растяжение согласно ASTM E8 / E8M

2.4.4 Испытания на ударную вязкость

Для оценки ударной вязкости разработанных композитов испытание на удар по Шарпи проводили в соответствии с ASTM-E23 и ГОСТ 9454-78 [102]. Для этого использовалась машина для испытаний на ударную вязкость маятникового типа МК-30. Полученные результаты испытаний позволяли оценить пластические свойства материала, определить долю хрупкой и вязкой составляющих при разрушении. Присутствие V-образного концентратора напряжений позволяло сделать вывод о необходимом уровне напряжения для инициирования трещины в изделии. Чертеж испытательного образца на ударную вязкость представлен на рисунке 2.9.

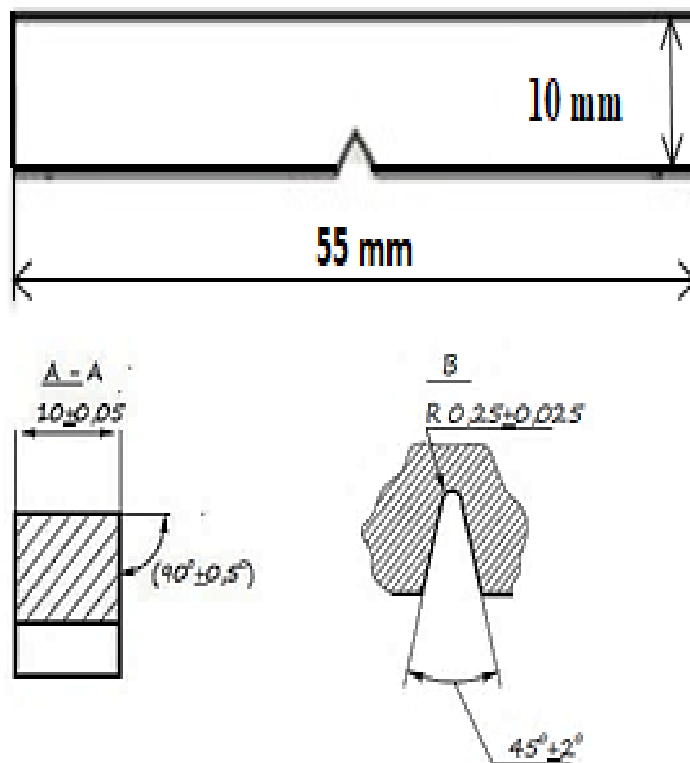


Рисунок 2.9 – Стандартный образец для испытаний на ударную вязкость

2.4.5 Исследование образцов с использованием оптической микроскопии

Для металлографических исследований использовался оптический микроскоп МЕТАМ РВ-34, оснащенный камерой DP70, который позволяет получать изображения с увеличением до 1000 крат. Работа с микроскопом осуществлялась с использованием программного обеспечения ImageScoreM.

2.4.6 Исследование образцов с использованием сканирующей электронной микроскопии

Растровые электронные микроскопы Phillips SEM 515 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа EDAX ECON IV, Tesla BS-301, SUPRA 55, TESCAN VEGA с энергодисперсионным детектором INCAx-act были использованы для исследования структуры материала методами сканирующей электронной микроскопии (рисунок 2.10).



Рисунок 2.10 – Сканирующий электронный микроскоп (TESCAN VEGA) с энергодисперсионным детектором INCAx-act

2.4.7 Рентгенофазовый анализ

Фазовый состав и состояние дефектной субструктуры материала были проанализированы методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100F) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-7, рисунок 2.11). Прибор работал при напряжении 40 кВ и силе тока 30 мА. Углы Брэгга были в диапазоне от 20° до 100° с шагом $0,02^\circ$, а время шага сканирования составляло 5 с.

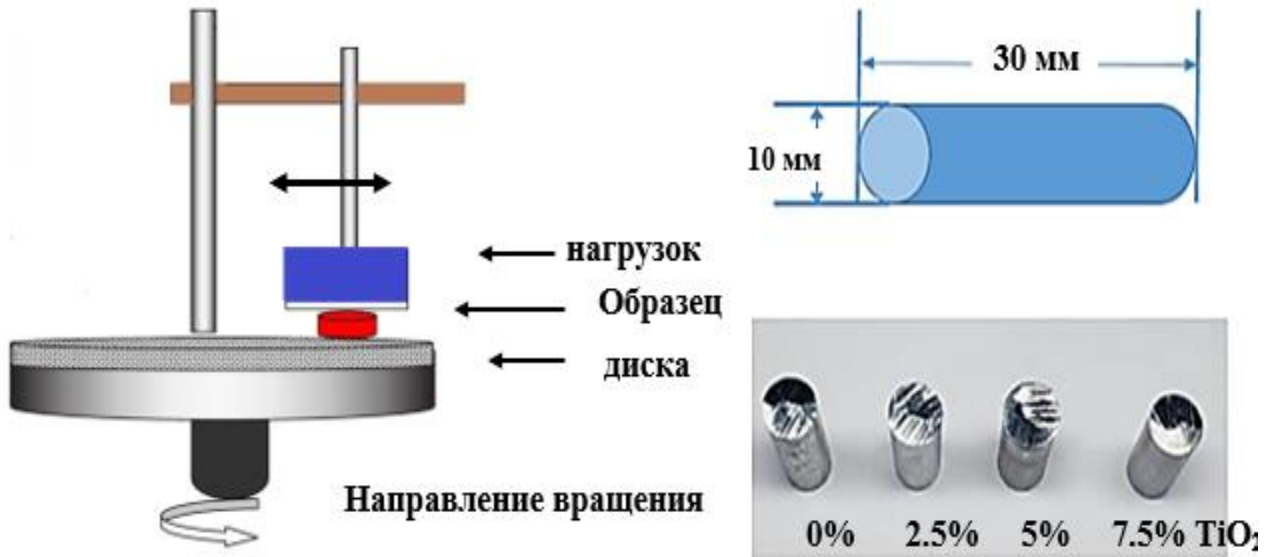


Рисунок 2.11 – Дифрактометр рентгеновский общего назначения ДРОН-7

2.4.8 Испытания на износостойкость

Трибологические свойства (износостойкость и коэффициент трения) изучались в геометрии диск-штифт с помощью трибометра (Pin-On-Disc, Oscillating TRIBO tester) при комнатной температуре и влажности, образец имел размеры 30 x 10 мм. Потенциальная скорость диска составляла 277,4 об/мин, скорость скольжения составляла 6 м/с, а наложенная нагрузка варьировалась от 5 до 20 Н и применялась в течение 10 мин.

Диск имел твердость 385 HV и был изготовлен из нержавеющей стали. Размеры используемых образцов показаны на рисунке 2.12.



Рисунке 2.12 – Схема для теста на определение коэффициента трения и износостойкости

Скорость изнашивания определяли весовым методом путем расчета потери массы образцов. Каждый образец взвешивали до и после каждого испытания с использованием чувствительных цифровых сенсорных весов с точностью до 0,0001 г. В частности, оценивалось влияние различных приложенных нагрузок 5, 10, 15 и 20 Н на скорость износа при сохранении фиксированного времени скольжения 10 минут и скорости скольжения 6 м/с на протяжении всего эксперимента.

Для расчета скорости износа используется уравнение 2.1.

$$\Delta W = W_1 - W_2 \dots\dots\dots (2.1)$$

Где ΔW : изменение потери массы (г), W_1 : вес образца до испытания (г) и W_2 : вес образца после испытания (г).

$$W.R = \Delta w / \pi D N t \dots\dots\dots (2.2)$$

W.R: скорость износа, г/см

Δw : $W_0 - W_1$

W_0 : масса образца перед испытанием, г

W_1 : масса образца после испытания, г

D: расстояние скольжения, см

T: время, мин

N: скорость, об/мин

2.4.9 Испытание на усталость

Машина для испытаний на усталость с вращением и изгибом HI-TECH была использована для обеспечения того, чтобы все образцы на усталость подвергались нагрузкам с постоянной и переменной амплитудой.

Испытание на усталость проводилось при комнатной температуре и относительной влажности около 25-30 %. Частота циклов составляла 50 Гц, а скорость вращения составляла 3000 циклов в минуту. Общий вид испытания представлен на рисунке 2.13.



Рисунок 2.13 – Вращательно-изгибная машина для испытаний на усталость типа HI-TECH

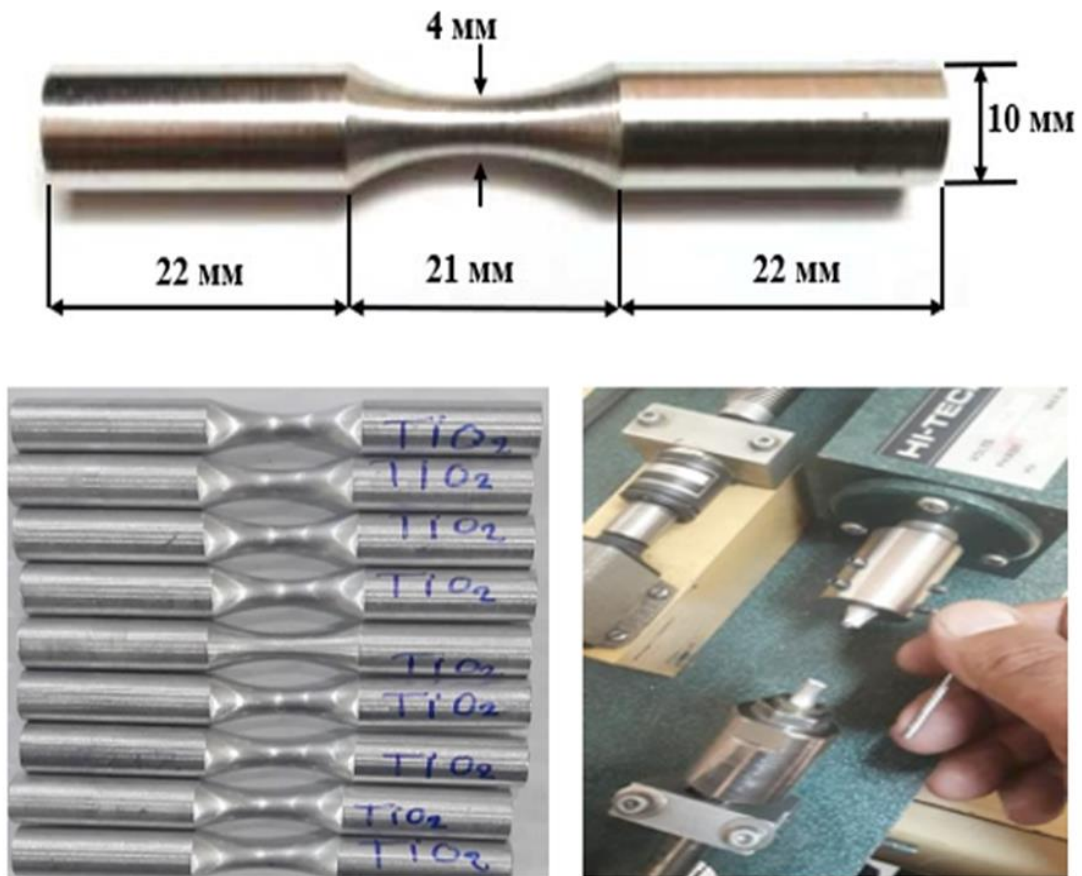
Образцы были испытаны в условиях постоянного напряжения при комнатной температуре с коэффициентом $R = -1$. Прикладываемые к образцам напряжения составляли 120, 100, 80, 70 и 60 МПа. Напряжение изгиба (σ_b), приложенное к образцам, рассчитывается на основе приложенной нагрузки согласно уравнению (2.3) [104].

$$\sigma_b = (32 \times P \times L) / (\pi \times d^3) \quad (2.3)$$

Для испытаний на усталостной машине была использована формула (2.4):

$$\sigma_b = (32 \times P \times 125,7) / (\pi \times 64) \quad (2.4)$$

Образцы для испытаний на усталость были изготовлены в соответствии с DIN 50113. Изготовление образцов осуществлялось с использованием фрезерного станка с ЧПУ при помощи компьютерной программы (С-тест). Все образцы прошли механическую обработку с тщательным контролем для достижения высокого качества поверхности и снижения остаточных напряжений с целью получения образцов усталости, соответствующих стандартным спецификациям. Для каждого испытания на усталость были изготовлены образцы из выбранного сплава. Размеры образцов для испытаний на усталость представлены на рисунке 2.14.



Рисунке 2.14 – Образец для испытания на усталость с размерами в (мм)

Выводы

- 1) Представлено оборудование и методы, которые использовались при выполнении работы. Приведены свойства материалов: основы (матрицы) – сплава AA2024 и упрочнителя – диоксида титана.
- 2) Выбраны методика и оборудование для изготовления литых композиционных материалов на основе сплава AA2024, упрочненных дисперсной фазой наночастиц титанового оксида, полученных путем проведения процесса литья с перемешиванием.
- 3) На основе широко применяемых методик выбраны методы исследования макро- и микроструктуры полученных образцов композиционных материалов, а также исследования механических свойств (микротвердость, твердость, свойства при растяжении, ударная вязкость, усталость), а также износостойкости алюмокомпозитов системы AA2024/TiO₂.

3 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА AA2024/TiO₂

3.1 Анализ микроструктуры композиционных материалов методами оптической микроскопии

На рисунке 3.1 показаны изображения микроструктуры четырех образцов с различным массовым содержанием TiO₂. Микроструктура состоит из однофазных интерметаллических соединений (Al₃TiCu и Al₉TiFe) и мелких включений, рассеянных по всей структуре. Можно отметить, что наиболее однородные выделения наблюдаются при 2,5 и 5 % масс. TiO₂. Равномерное распределение этих частиц и меньшая пористость привели к улучшению механических свойств алюминиевого композитного материала по сравнению с литой матрицей (см. п.3.3).

Размер зерна рассчитывали с использованием программного обеспечения J micro vision software. Расчеты показали, что исходный образец композита AA2024/TiO₂ имеет средний размер зерна около 55 мкм. Добавление 2,5 масс.% наночастиц TiO₂ приводит к существенному уменьшению среднего размера зерна до 37 мкм, а увеличение содержания TiO₂ до 5 масс.% приводит к дальнейшему уменьшению размера зерна до 24 мкм. Но при 7,5 масс.% наночастиц TiO₂ размер зерна уже возрастает до 31 мкм.

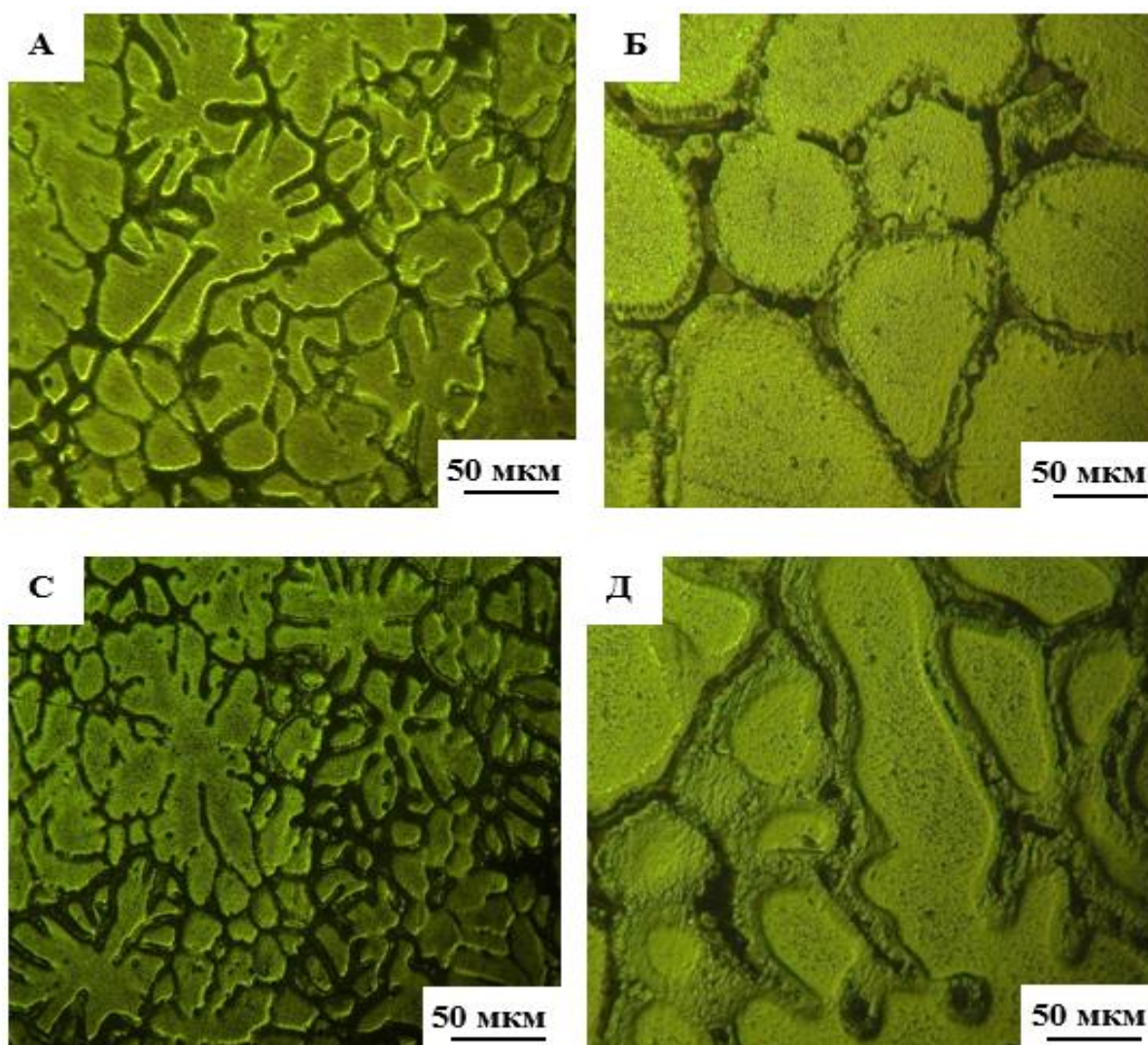


Рисунок 3.1 – Результаты оптической микроскопии при содержании: А) 0 масс. % TiO_2 ; Б) 2,5 масс.% TiO_2 ; В) 5 масс. % TiO_2 ; Д) 7,5 масс.% TiO_2 .

3.2 Анализ микроструктуры композиционных материалов методами сканирующей электронной микроскопии

В ходе исследования методами СЭМ (рисунок 3.2) была проанализирована микроструктура и обнаружены однофазные интерметаллические соединения. Было установлено, что добавление наночастиц TiO_2 приводит к измельчению включений и их более равномерному распределению по микроструктуре, что соответствует с [105, 106]. В результате высокой температуры растворения этих интерметаллических соединений вокруг междендритной зоны, в материале образовались фазы Al_2CuMg , Al_2Cu и Al . Также были образованы интерметаллические соединения Al_2TiCu и Al_9TiFe . Благодаря добавлению 5%

оксида титана и происходит замещение меди в кристаллической структуре алюминида титана [107].

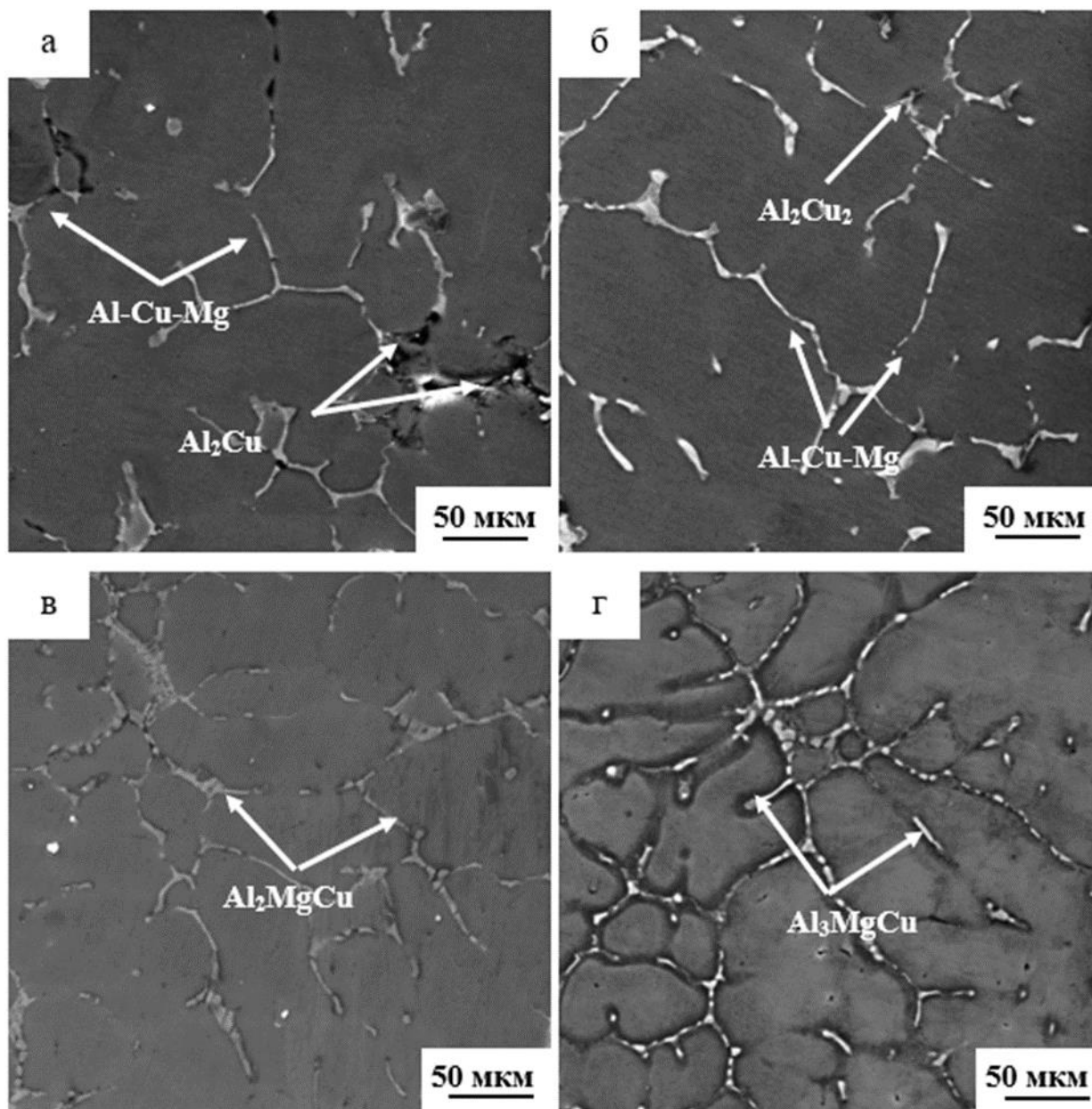


Рисунок 3.2 – Микроструктура композита (результаты СЭМ): а) 0 % TiO₂; б) 2,5 % TiO₂; в) 5 % TiO₂; г) 7,5 % TiO₂

При добавлении TiO₂ до 2,5 масс. % размер выделений Al₂CuMg уменьшается. Поскольку соединения, богатые титаном, замещают большое количество меди в алюминиевой матрице, фаза состава Al₂CuMg не может образовываться после добавления 5 масс. % TiO₂. Это образование из однофазных интерметаллических соединений (Al₃TiCu и Al₉TiFe) и мелких включений [108].

Вместо формирования фазы состава Al_2CuMg происходит образование Al_6CuMg_4 . При добавлении титана в сплав системы $Al-Mg-Cu$ растворимость меди снижается. Это связано с образованием интерметаллических соединений, таких как Al_2Cu и Al_2CuMg .

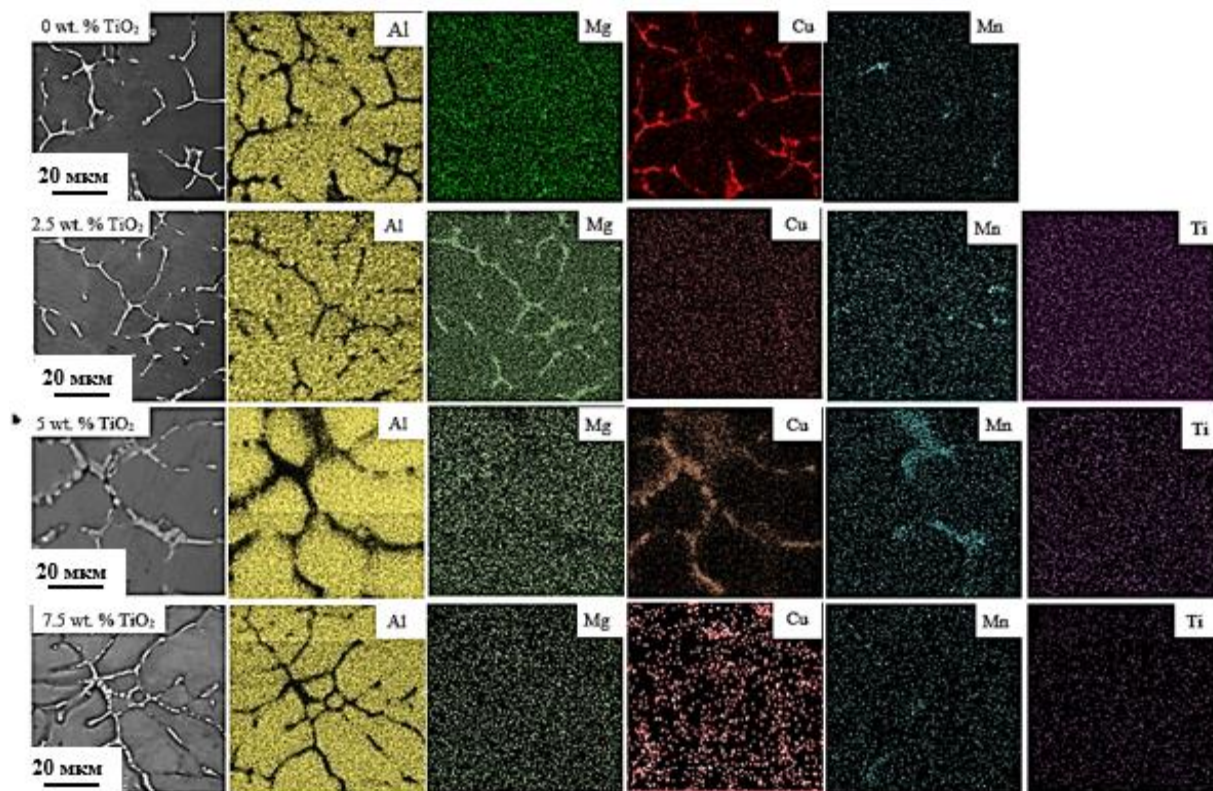


Рисунок 3.3 – СЭМ-изображение карты распределения элементов композита AA2024/ TiO_2 с различным массовым процентным содержанием TiO_2

СЭМ-изображение и анализ EDX в точке алюмоматричных композитов AA2024/ TiO_2 представлены на рисунке 3.4. Микроструктура состоит из сфероидальных зерен (серо-черного цвета) и фазы (белого цвета), как показано на рисунке 3.4А. Соотношение атомов алюминия и меди на границе зерна близко к 2:1, согласно рисунку 3.4. Из анализа рисунка 3.4 следует, что фаза на границе зерен в основном состоит из двух соединений – Al_2Cu и $MgAl_2Cu$. Сфероидальные зерна содержат большое количество элементов Al и небольшое количество элементов Cu и Mg, как показано на рисунке 3.4с. Сфероидальная фаза представляет собой фазу $\alpha-Al$. Фаза $\alpha-Al$ представляет собой твердый раствор меди и магния в алюминии.

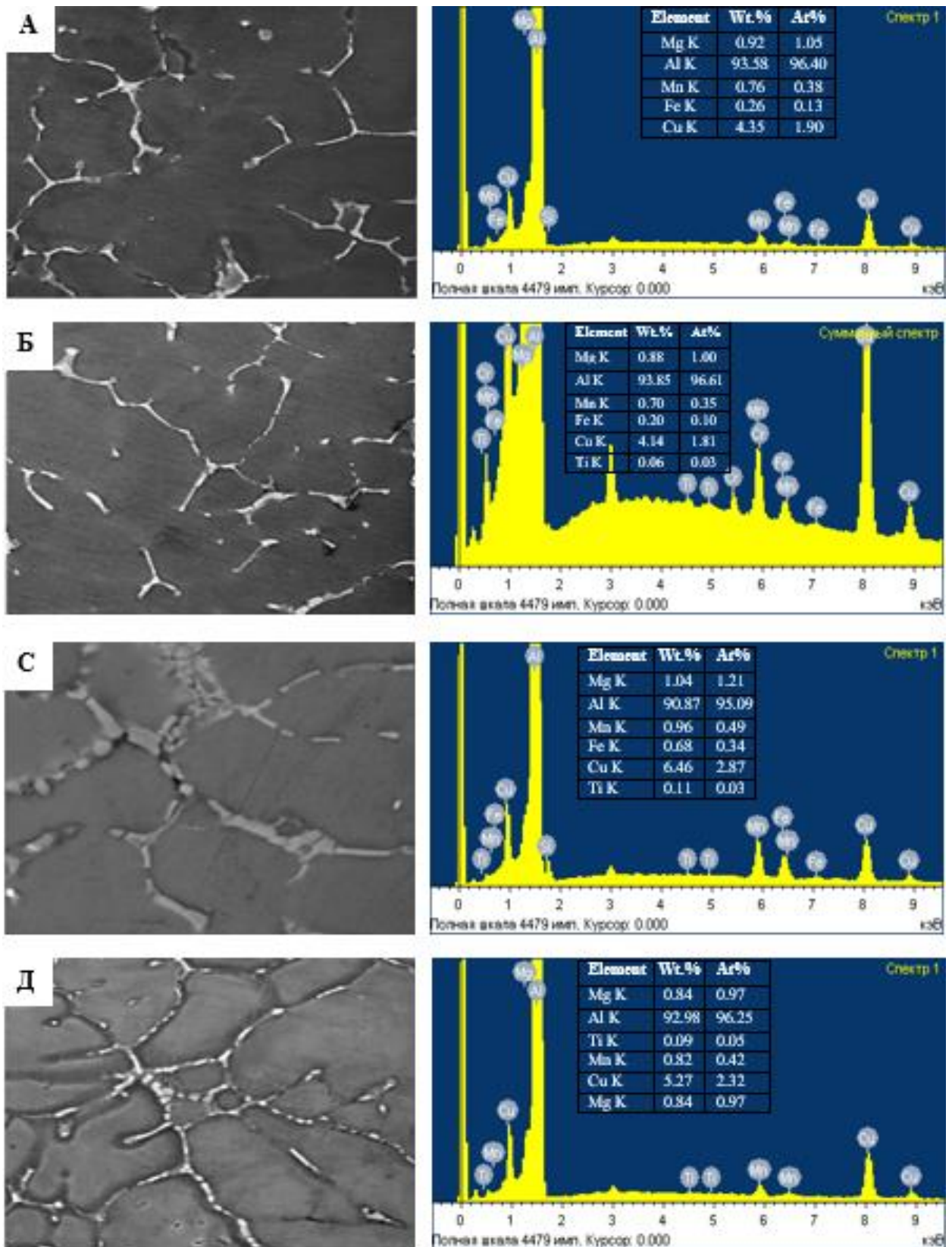


Рисунок 3.4 – Элементный состав выпадающей фазы в различных точках в композите AA2024/TiO₂ (А) с 0 % TiO₂, (Б) с 2,5 % TiO₂, (С) с 5 % TiO₂ и (Д) с 7,5 % TiO₂

3.3 Анализ свойств и состава образцов композита AA2024/TiO₂, полученных с помощью литья с перемешиванием

3.3.1 Микротвердость образцов композитов AA2024/TiO₂

На рисунке 3.5 представлены графики зависимости твердости по Виккерсу от массового содержания TiO₂. Добавление 2,5 масс. % и 5 масс. % TiO₂ повышает твердость на 28 и 57 % соответственно, но добавление 7,5 масс. % TiO₂ снижает твердость на 14 % по сравнению с композитом, в котором содержится 5% наночастиц TiO₂. Это происходит из-за неравномерного распределения диоксида титана в алюминиевом сплаве. Кроме того, увеличение пористости оказывает дополнительное влияние на снижение микротвердости. Микротвердость является мерой сопротивления пластической деформации. При нагружении композита область, подвергаясь вдавливанию, покрывается как матрицей, так и армирующими элементами [109].

Здесь нагрузка в основном распределяется между армирующими элементами и матрицей. Это приводит к повышению сопротивления пластической деформации, что приводит к повышению микротвердости. Кроме того, межфазное соединение матрицы с армирующими элементами также способствует повышению микротвердости. Микротвердость разработанного композита повышается до 45 % при добавлении 5 масс. % TiO₂ по сравнению с неармированным алюминием. Дальнейшее увеличение процентного содержания TiO₂ до 7,5 масс. % показывает снижение процентного содержания до 15%. Аналогичное увеличение микротвердости до 18 % наблюдается при добавлении 2,5 масс. % TiO₂ по сравнению с неармированным сплавом AA2024 [110].

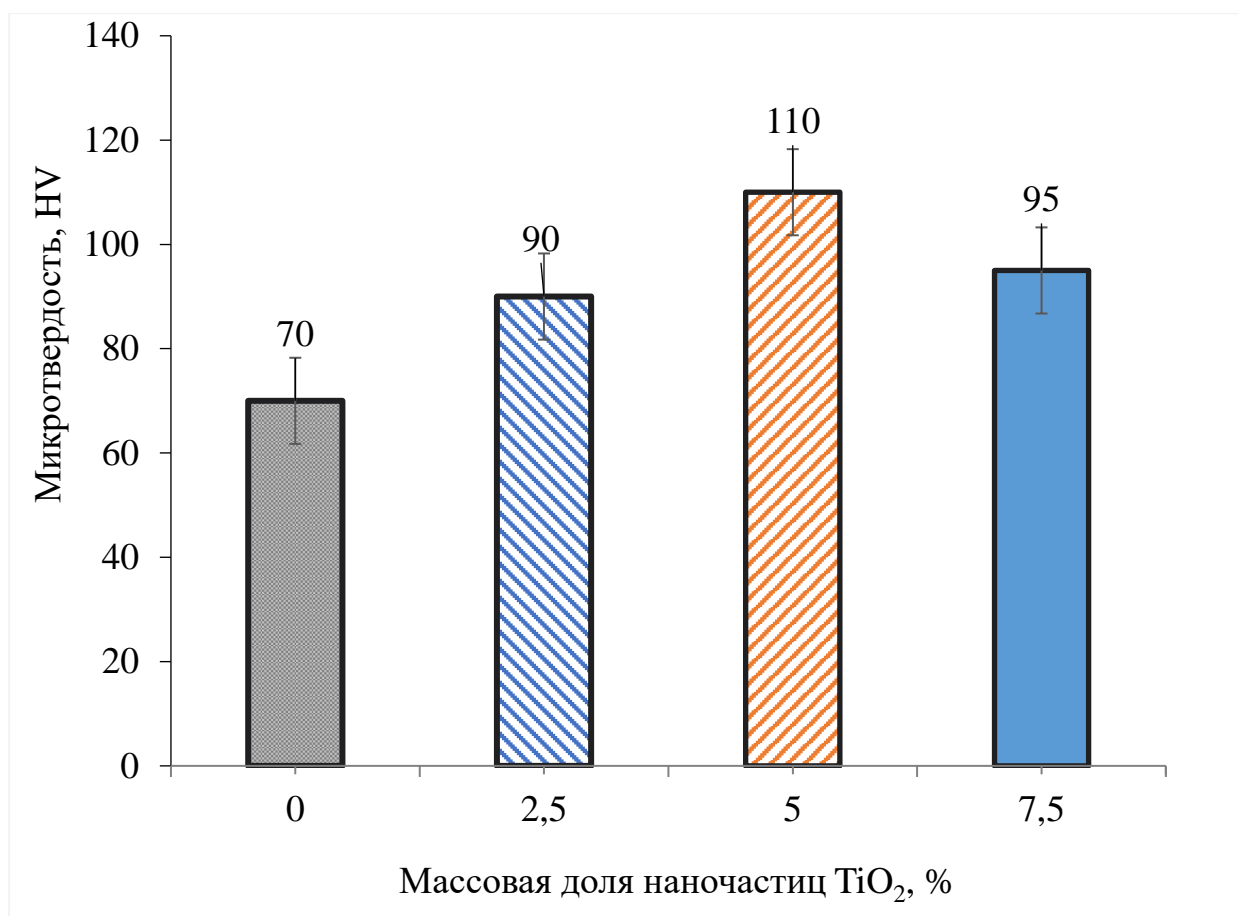


Рисунок 3.5 – Микротвердость алюминиевого композита AA2024/TiO₂ с различной массовой долей TiO₂

3.3.2 Твердость по Бринеллю образцов композитов AA2024/TiO₂

Влияние на твердость, вызванное комбинированием наночастиц TiO₂ с разным массовым содержанием показано на рисунке 3.6. Добавление 2,5 масс. % TiO₂ в алюминиевый сплав повысило твердость на 40 % и снизило интенсивность деформации. Наибольшие значения твердости (35 и 40 HRB) были достигнуты при 2,5 и 5 масс. % TiO₂, соответственно.

Согласно работе Хана и соавторов, хорошее распределение мелких выделений Al₂CuMg и твердости частиц алюминия в микроструктуре могут быть улучшены после добавления наночастиц [111]. Эта повышенная твердость достигается за счет улучшенного распределения соединений Al₃Ti, так как более мелкие интерметаллические соединения способны лучше закреплять границы зерен и улучшать твердость в соответствии с правилом Холла-Петча. Однако, согласно работе Рамакотесвары Рао и соавторов, повышение массовой доли TiO₂

до 7,5 % отрицательно влияет на твердость из-за наличия более мелких осадений TiO_2 ; эти осадения могут влиять на микроструктуру алюминиевых композитов [112].

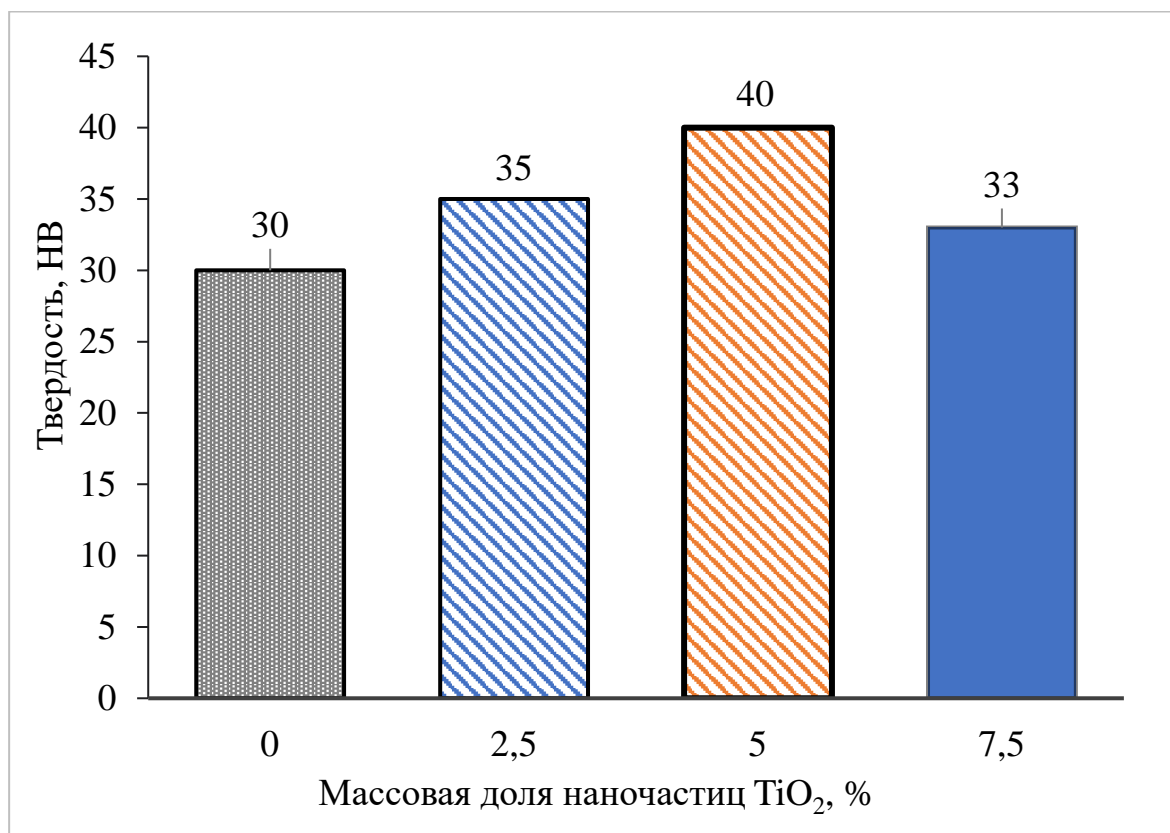


Рисунок 3.6 – Влияние наночастиц на твердость композита AA2024/ TiO_2

3.3.3 Предел прочности на растяжение алюминиевых сплавов с наночастицами

На рисунке 3.7 представлены результаты испытаний на растяжение образцов с различной массовой долей армирующих частиц TiO_2 . Исходный образец композит AA2024/ TiO_2 имеет предел прочности при растяжении $\sigma_B = 225$ МПа и относительное удлинение до разрушения на уровне 16 %. Добавление 2,5 масс.% наночастиц TiO_2 приводит к существенному увеличению σ_B на 31 % до 295 МПа и относительного удлинения до значения 17 %. Увеличение содержания TiO_2 до 5 масс.% приводит к максимальному значению предела прочности $\sigma_B = 330$ МПа, при этом относительное удлинение также достигает максимального значения 19 %. При последующем увеличении содержания TiO_2 до 7,5 масс.% предел прочности и относительное удлинение снижаются до значений 310 МПа и 18 %. Наночастицы

могут действовать как препятствие для движения дислокаций, мешая распространению дефектов и повышая прочность материала.

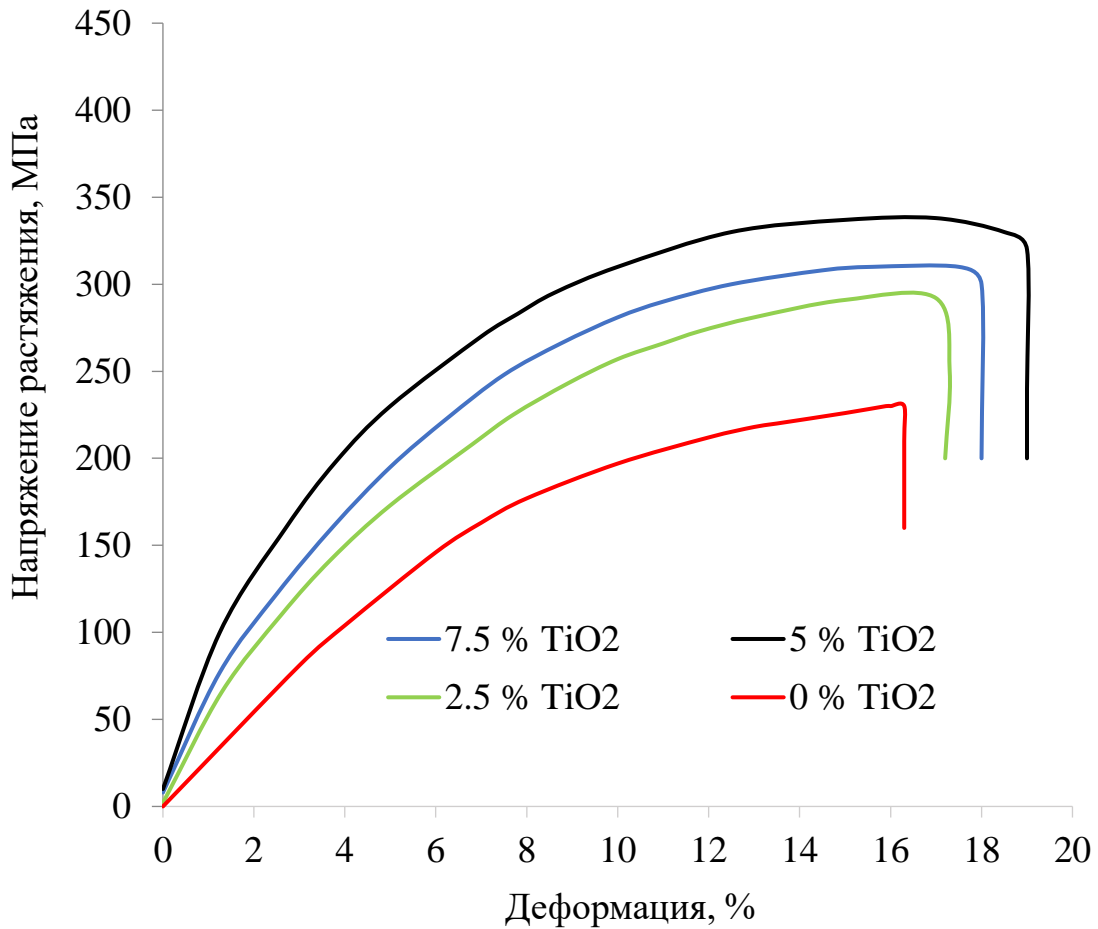


Рисунок 3.7 – Кривые «напряжение-деформация» алюминиевого композита AA2024/TiO₂ с различной массовой долей наночастиц TiO₂

Они также улучшают однородность и утонченность микроструктуры. Таким образом, высокая площадь поверхности и прочная межфазная связь между наночастицами и алюминиевой матрицей способствуют улучшению механических свойств.

Как и прочность на растяжение, предел текучести алюминиевого сплава был значительно улучшен при добавлении наночастиц TiO₂. При исследовании образцов с 2,5 % и 5 % наночастиц TiO₂ показано, что их предел текучести увеличился примерно на 15 % и 20 %, соответственно, по сравнению с неармированным сплавом. Однако снижение удлинения свидетельствует о том, что добавление наночастиц TiO₂ отрицательно влияет на пластичность алюминиевого

сплава. Наночастицы создают препятствия для движения дислокаций, что приводит к увеличению хрупкости и снижению способности к пластической деформации.

3.3.4 Рентгенофазовый анализ

Для более полного понимания различий в микроструктуре, наблюдаемых в разных областях, были проведены эксперименты по дифракции рентгеновских лучей. Рентгеновские дифрактограммы алюминиевого сплава AA2024 с введением наночастиц TiO_2 (0, 2,5, 5 и 7,5 масс. %) показывают основные черты дифракционных картин, одинаковые для всех четырех областей. Однако наблюдается значительный разброс интенсивности пиков. Результаты XRD представлены на рисунке 3.8.

Согласно рентгенограммам алюминиевого композита AA2024, представленным на рисунке 3.8, интенсивность пиков постепенно возрастает с увеличением количества TiO_2 с их уширением. Пики, относящиеся к Al, наблюдаются при $38,50^\circ$, $44,64^\circ$, $65,14^\circ$, $78,18^\circ$ и $82,5^\circ$. Основные пики выделений второй фазы относятся к CuAl_2 и CuAl_2Mg . Однако пики, относящиеся к наночастицам TiO_2 , имеют низкую интенсивность даже при увеличении их массовой доли [113]. Количественная обработка дифрактограмм показывает несколько меньшее содержание фазы TiO_2 в композитах по сравнению с количеством вводимых в расплав наночастиц TiO_2 , соответственно: 2,4 % и 2,5 %, 4,4 % и 5 %, 5,2 % и 7,5 %. Эти результаты свидетельствуют о хорошем усвоении вводимых наночастиц TiO_2 расплавом матричного композит AA2024/ TiO_2 при их введении до 5 % и заметно хуже при 7,5 %. (таблица 3.1), интенсивность пиков TiO_2 становилась более заметной. Пики TiO_2 наблюдаются при $80,50^\circ$, что свидетельствует о более высокой степени включения наночастиц. Пики Al наблюдаются при $38,50^\circ$, $44,64^\circ$, $65,14^\circ$, $78,18^\circ$ и $82,5^\circ$. Основные пики выделения вторых фаз относятся к CuAl_2 , CuAl_2Mg и TiO_2 [114, 115].

Таблица 3.1 – Рентгеновские дифрактограммы композитов AA2024/TiO₂

Обр.	Al	Mg	Cu	TiO ₂
0 %	93,7	1,8	4,5	---
2,5 %	91,8	1,4	4,4	2,4
5 %	90,3	1,5	3,8	4,4
7,5 %	90	1,4	3,4	5,2

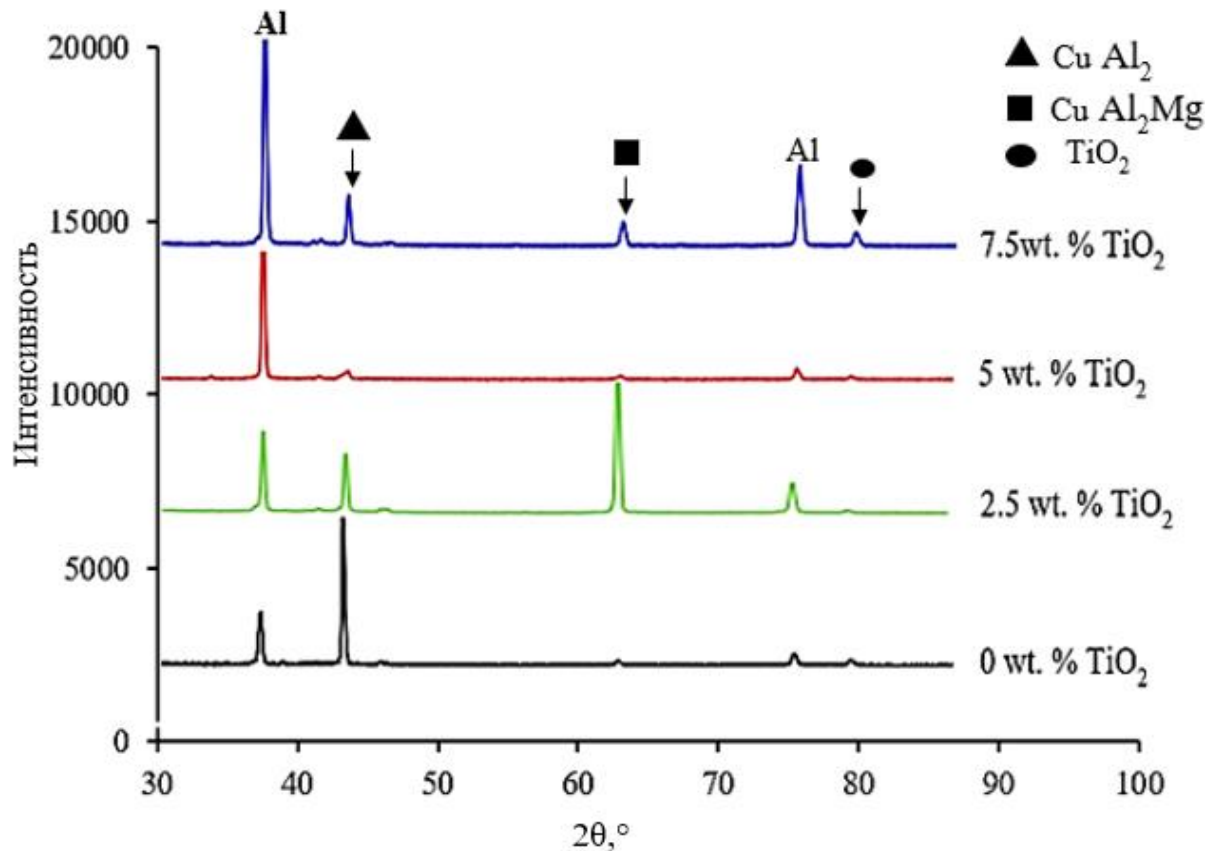


Рисунок 3.8 – Рентгеновские дифрактограммы алюминиевого композита системы AA2024 при введении наночастиц

3.3.5 Предел прочности на изгиб алюминиевых сплавов системы AA2024 с наночастицами

Добавление наночастиц в алюминиевые сплавы значительно увеличивает их механические свойства, особенно ударную прочность (рисунок 3.9). При достижении концентрации наночастиц TiO₂ на уровне 5 %, наблюдается максимальное увеличение показателей ударной вязкости алюминиевого сплава. Такое упрочнение можно объяснить тем, что наночастицы эффективно

диспергируются в матрице, приводя к равномерному распределению и предотвращая образование больших трещин при ударе.

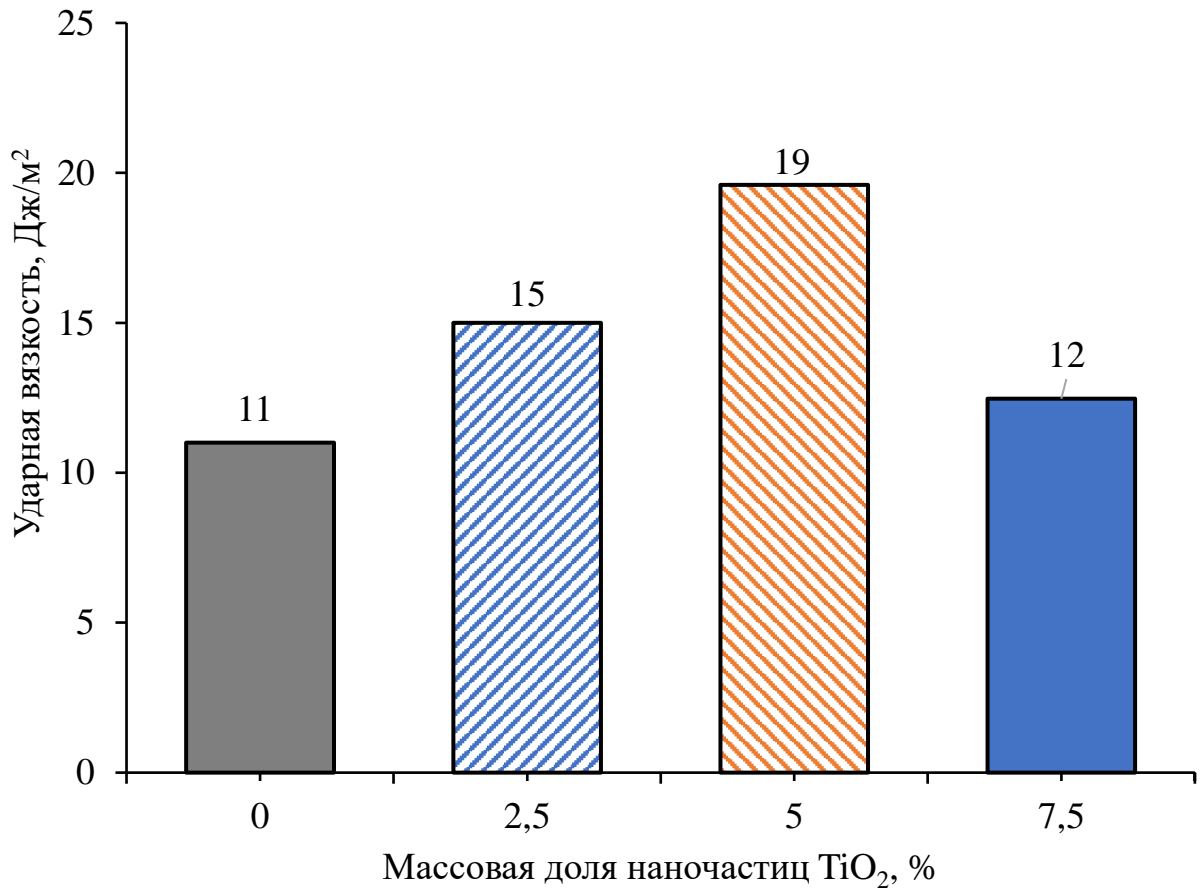


Рисунок 3.9 – Ударная вязкость алюминиевого композита AA2024/TiO₂ при введении наночастиц (0; 2,5; 5 и 7,5 % масс. TiO₂)

Кроме того, межфазная связь между наночастицами и алюминиевой матрицей повышает способность материала поглощать энергию, позволяя ему рассеивать силы удара и снижать риск разрушения. Однако с увеличением количества частиц в образце (7,5 масс. % TiO₂) значения ударной вязкости снижаются, как показано на рисунке 3.9. Это связано с тем, что эти частицы являются хрупкими и служат областями концентрации напряжений, с которых начинается разрушение. Более того, их недостаточная способность сопротивляться ударной нагрузке также может привести к снижению ударной прочности. Это обусловлено хрупкостью этих частиц и их слабой способностью противостоять

напряжениям, что делает их местами локализации разрушения. Слабая устойчивость этих частиц к ударным нагрузкам также может быть причиной ее снижения.

На рисунке 3.10 представлены поверхности излома после испытаний на ударный изгиб различных образцов. На поверхности излома образцов с 2,5 и 5 масс. % TiO_2 наблюдается интеркристаллитное разрушение зерен алюминия, а также мелкие и неглубокие ямки. При 5 масс. % наночастиц TiO_2 материал обладает повышенной ударной вязкости за счет равномерного распределения наночастиц в матрице, что препятствует появлению больших трещин при ударном нагружении. Межфазное взаимодействие между наночастицами и алюминиевой матрицей способствует поглощению энергии, снижая вероятность разрушения [116].

Исследования фрактографии поверхностей разрушений с использованием сканирующей электронной микроскопии выявили два основных вида разрушения: транскристаллитное и межкристаллитное разрушение. Примечательно, что присутствие наночастиц TiO_2 оказывает влияние на режим разрушения, способствуя переходу от транскристаллитного к межкристаллитному разрушению. Эти наблюдения подтверждают важное воздействие добавки TiO_2 на процесс разрушения материала и свидетельствуют об улучшении механических свойств алюминиевого композитного материала.

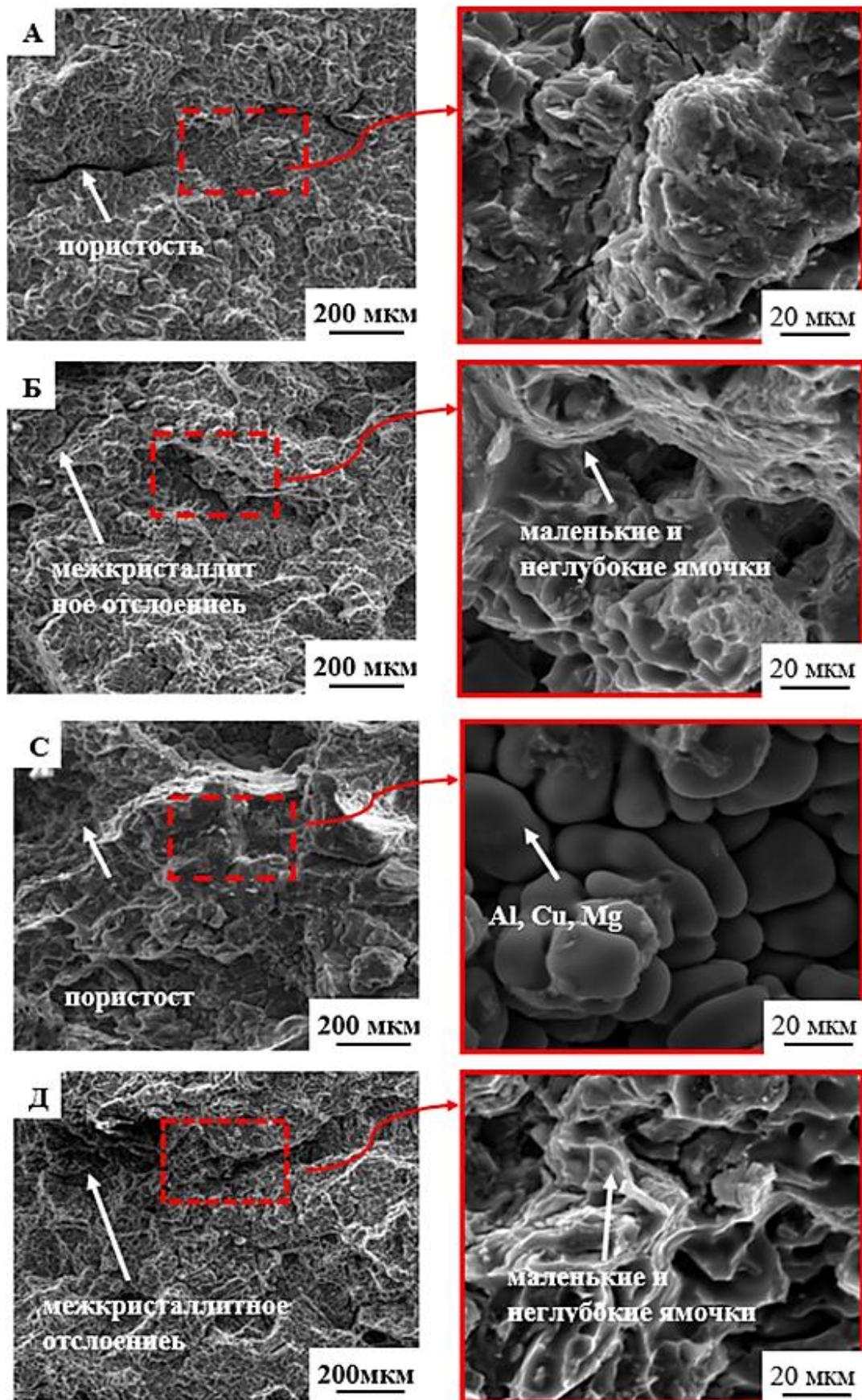


Рисунок 3.10 – Поверхность излома после испытаний на ударный изгиб термообработанных композитов AA2024/TiO₂: (А) 0 масс. % TiO₂; (Б) 2,5 масс. % TiO₂; (В) 5 масс. % TiO₂ и (Г) 7,5 масс. % TiO₂

3.4 Проведение исследования усталости композитов AA2024/TiO₂

Результаты испытаний на усталость показали, что введение наночастиц TiO₂ значительно улучшило усталостные характеристики алюминиевого композита AA2024/TiO₂. Усталостная долговечность увеличилась с добавлением наночастиц TiO₂, и улучшение было более выражено с увеличением содержания наночастиц. В таблице 3.2 приведены полные экспериментальные результаты для вышеуказанной серии испытаний на усталость.

Таблица 3.2 – Влияние диоксида титана на усталостные характеристики образцы из алюмоматричных композитов AA2024/TiO₂ перед термической обработкой

Состав	Приложенное напряжение, МПа	Nf, циклы
0 масс. % TiO ₂	120	5000
	100	50000
	70	2500000
	60	6000000
	55	8500000
2,5 масс. % TiO ₂	120	40000
	100	100000
	80	5250000
	70	6000000
	60	10000000
5 масс. % TiO ₂	120	55000
	100	150000
	80	5500000
	67	10000000
7,5 масс. % TiO ₂	90	1200000
	80	5500000
	65	8500000
	60	9500000

При добавлении 2,5 % масс. TiO_2 усталостная долговечность сплава увеличилась по сравнению с базовым сплавом. Это улучшение может быть связано с дисперсией наночастиц в матрице, что улучшает передачу нагрузки и снижает концентрацию напряжения. Наночастицы действуют как препятствия для распространения трещин, что приводит к увеличению усталостной долговечности.

При 5 % масс. наночастиц TiO_2 наблюдается самое высокое улучшение усталостной долговечности, указывающее на оптимальную концентрацию наночастиц. Присутствие наночастиц изменяет микроструктуру алюминиевой матрицы, что приводит к уменьшению размера зерна и сокращению движения дислокаций, способствуя увеличению усталостной долговечности. Улучшение усталостных характеристик алюмоматричных композитов AA2024/ TiO_2 можно объяснить несколькими механизмами. Наночастицы действуют как барьеры для распространения трещин, препятствуя их продвижению. Кроме того, наночастицы повышают прочность и жесткость сплава, снижая концентрацию напряжений и увеличивая усталостную долговечность. Присутствие наночастиц также снижает скорость зарождения и распространения трещин, что указывает на повышенную усталостную прочность, на рисунке 3.11 показано поведение усталости при испытании с постоянной амплитудой (RT) в четырех случаях при различном весовом процентном содержании TiO_2 , добавляемого в алюминиевый сплав.

На рисунке видно, что сплав (5 % масс. TiO_2) продемонстрировал более высокую усталостную прочность и более длительный срок службы по сравнению со сплавами с 2,5 % и 7,5 % масс. TiO_2 . В частности, при 8 000 000 циклов сплав 5% TiO_2 продемонстрировал улучшение усталостной прочности на 40 % по сравнению с базовым сплавом.

Однако при увеличении содержания наночастиц до 7,5 % масс. TiO_2 наблюдалось небольшое снижение усталостной долговечности. Это снижение может быть связано с потенциальной агломерацией и кластеризацией наночастиц при более высоких концентрациях. Агломерированные наночастицы создают

места концентрации напряжений, что снижает усталостные характеристики сплава. Важно тщательно контролировать дисперсию наночастиц, чтобы избежать таких эффектов агломерации.

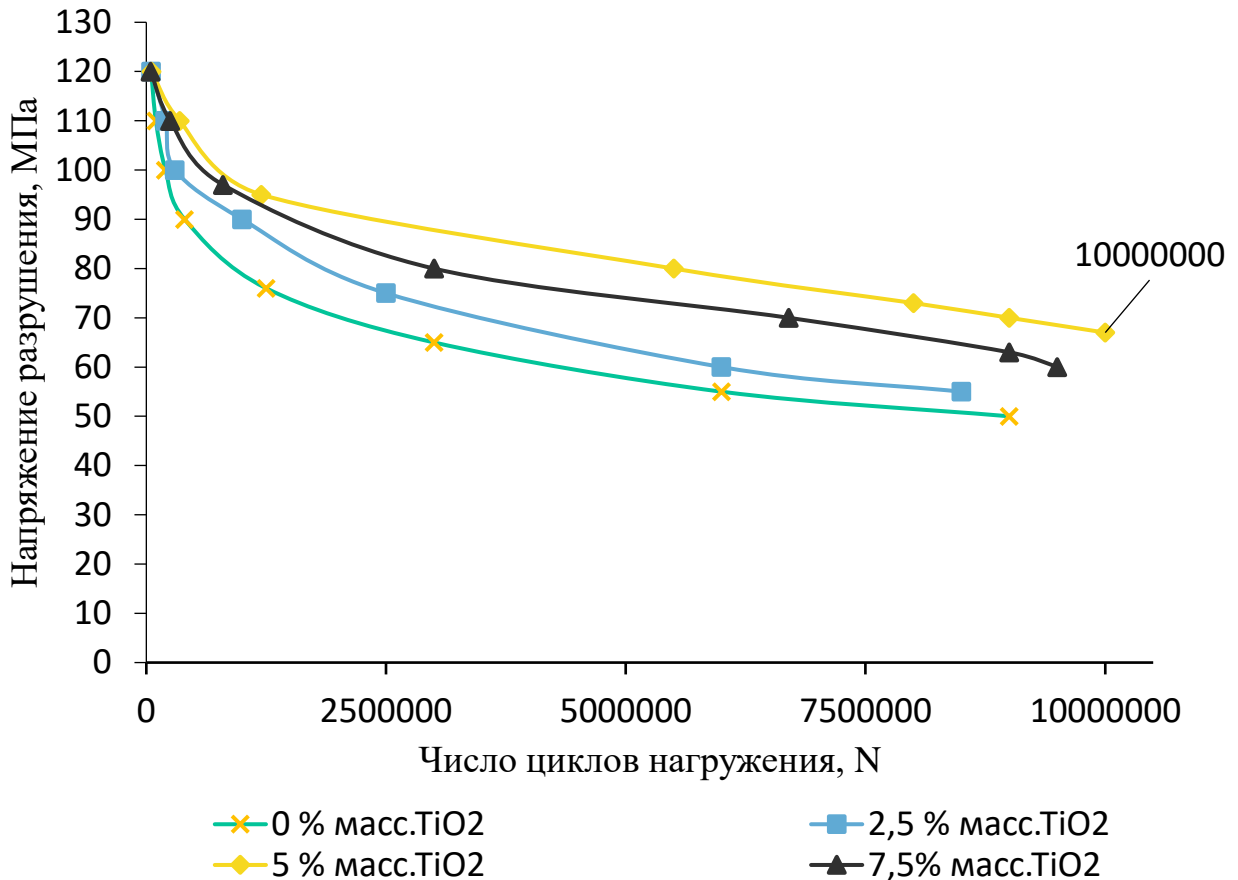


Рисунок 3.11 – Кривые усталостного разрушения при циклическом нагружении для алюминиевого композита AA2024/TiO₂ с наночастицами (0, 2,5, 5 и 7,5 % масс. TiO₂)

Характер разрушения после испытаний на усталость оценивали по изображениям СЭМ. В основном сплаве наблюдается преимущественно вязкий характер разрушения, характеризующийся ямками и слиянием микропустот.

С введением наночастиц TiO₂ режим разрушения перешел к более смешанному режиму с сочетанием вязких и хрупких признаков.

Присутствие наночастиц вызывает локальную пластическую деформацию, но также приводит к отслоению и вытягиванию частиц, что приводит к областям хрупкого разрушения. Механизмы разрушения, наблюдаемые на СЭМ

изображениях, зависят от концентрации наночастиц TiO_2 . В эталонном образце поверхности излома демонстрируют сочетание межкристаллитного и трансзернистого излома. Однако с увеличением концентрации наночастиц наблюдается переход к транскристаллитному разрушению. Это свидетельствует о том, что наночастицы TiO_2 повышают стойкость материала к межкристаллитному разрушению.

На рисунке 3.12. представлены СЭМ изображения поверхностей излома после испытаний на усталость при различном содержании наночастиц. При низком содержании наночастиц (2,5% масс. %) поверхность излома демонстрировала смесь пластичных и хрупких признаков. Присутствие наночастиц приводило к зарождению микротрещин, распространяющихся по матрице. Наночастицы действовали как концентраторы напряжений, способствуя зарождению и распространению трещин. При увеличении содержания наночастиц (5 % масс.) поверхности излома становились более пластичными. Присутствие наночастиц увеличило подвижность дислокаций и уменьшило эффект концентрации напряжений, что привело к улучшенной остановке трещин и пластичности. Наночастицы действовали как препятствия для распространения трещин, приводя к образованию ямок и полос сдвига. Однако при содержании TiO_2 в 7,5 % масс. поверхность излома демонстрировала переход к более хрупкому поведению. Чрезмерное добавление наночастиц привело к усилению агломерации, созданию областей ослабления и способствовало зарождению и распространению трещин. Это привело к снижению усталостной долговечности по сравнению с более низким содержанием наночастиц.

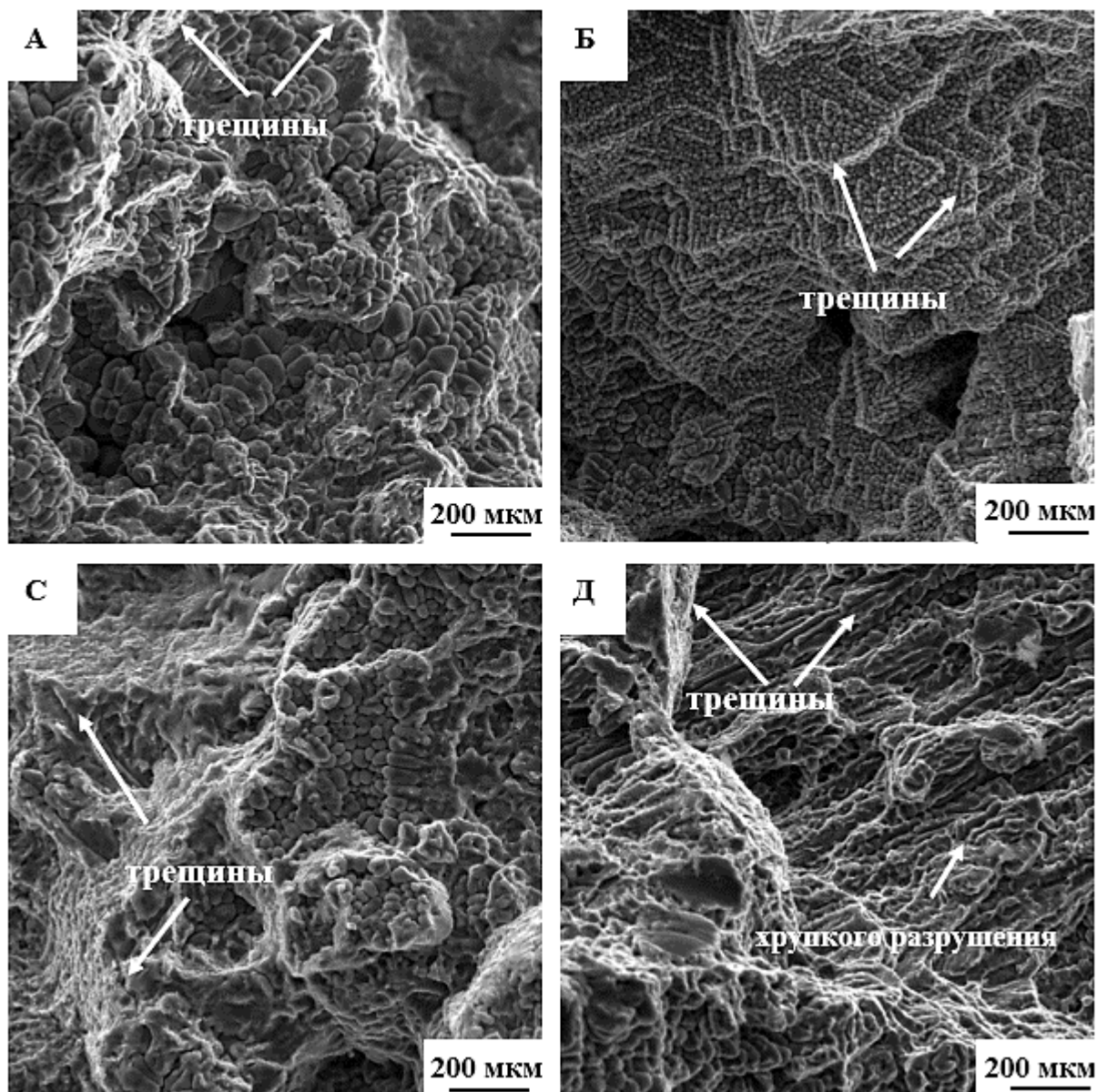


Рисунок 3.12 – Поверхность излома композитов AA2024/TiO₂ после испытаний на усталость: (А) 0 масс.% TiO₂; (б) 2,5 масс.% TiO₂; (С) 5 масс.% TiO₂ и (Д) 7,5 масс.% TiO₂

3.5 Исследование износостойкости композитов AA2024/TiO₂

3.5.1 Влияние наночастиц TiO₂ на износостойкость

В таблице 3.3 приведены экспериментальные результаты для серии испытаний на износостойкость. Введение наночастиц TiO₂ в алюминиевые сплавы показало значительное улучшение износостойкости.

Износостойкость сплавов повышалась с увеличением содержания наночастиц TiO_2 до определенного порога. Это можно объяснить усиливающим эффектом введения наночастиц, которые действуют как препятствия для движения дислокаций и уменьшают площадь контакта между скользящими поверхностями. Наночастицы TiO_2 также способствуют образованию защитного оксидного слоя на поверхности, дополнительно повышая износостойкость.

Результаты показали заметное влияние содержания наночастиц TiO_2 на скорость изнашивания алюминиевых сплавов. При самой низкой концентрации наночастиц (0 масс. %) скорость износа была относительно высокой. Это можно объяснить присущим чистому алюминию свойствам, которые имеют более низкую твердость и износостойкость по сравнению с армированными сплавами. Отсутствие наночастиц приводило к прямому контакту и трению между скользящими поверхностями, что приводило к повышенному съему материала и износу.

Таблица 3.3 – Значения скорости износа алюмоматричных композитов AA2024/ TiO_2 при различных нагрузках без термообработки

Нагрузка, Н	Скорость износа, г/см * 10^{-7}			
	0 масс. %	2,5 масс. %	5 масс. %	7,5 масс. %
5	0,60	0,46	0,42	0,64
10	0,73	0,60	0,49	0,76
15	0,83	0,67	0,57	0,99
20	1,34	1,10	1,02	1,48

При более низких концентрациях (2,5 масс. %) улучшение износостойкости было относительно небольшим. Это может быть связано с недостаточной дисперсией и агломерацией наночастиц, что приводит к ограниченному взаимодействию с алюминиевой матрицей. В результате наночастицы не могут эффективно препятствовать движению дислокаций или обеспечивать

оптимальную защиту поверхности от износа. Износ происходил в основном за счет механизмов абразивного и адгезионного износа, при этом поверхности скольжения подвергались прямому контакту, удалению материала и переносу между сопрягаемыми поверхностями. Следы износа демонстрируют сильную пластическую деформацию и локальные повреждения поверхности (рисунок 3.13).

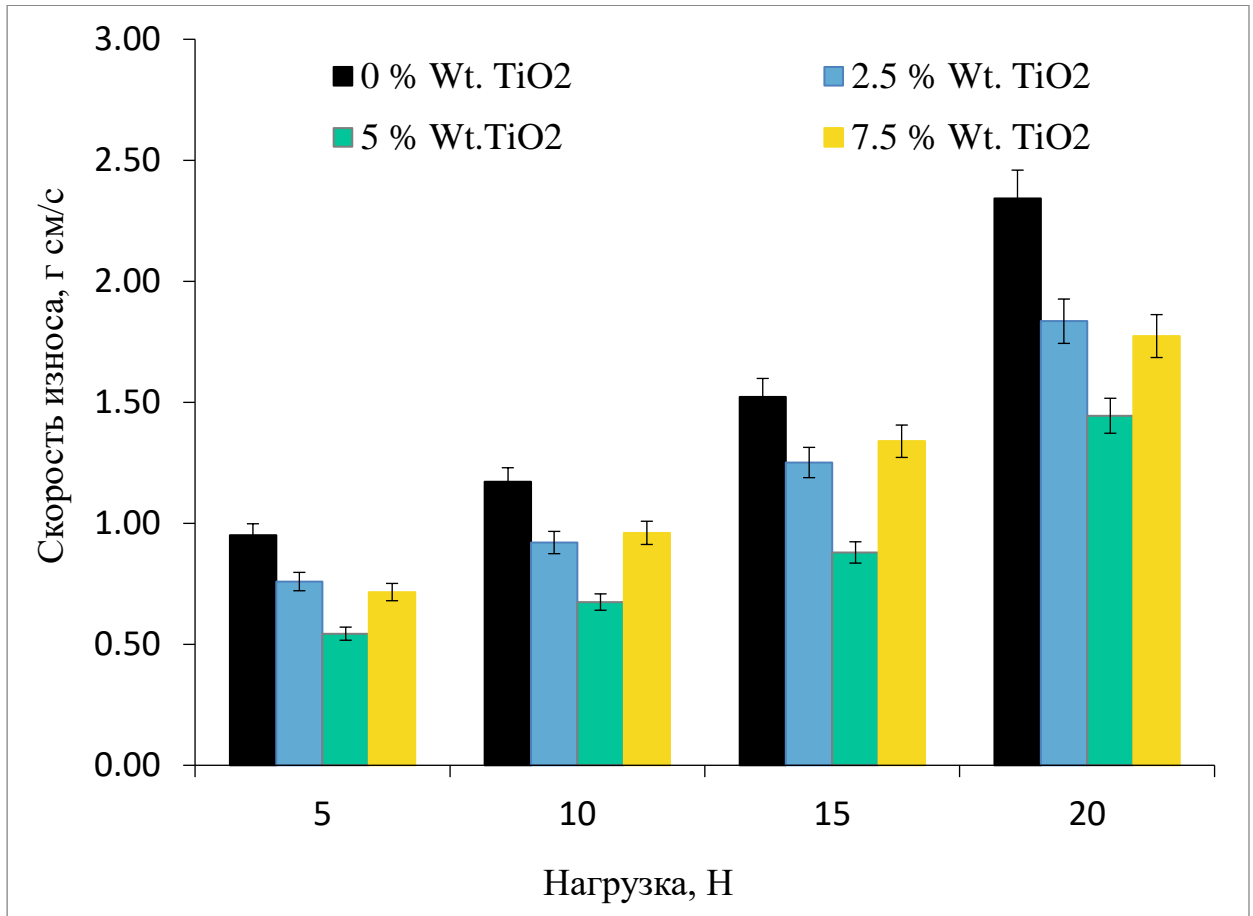


Рисунок 3.13 – Значения скорости износа композита AA2024/TiO₂ при различном содержании наночастиц TiO₂ и при различных нагрузках

При промежуточной концентрации 5 масс. % наблюдалось максимальное повышение износостойкости. Это говорит о том, что был достигнут оптимальный баланс между дисперсией наночастиц и упрочняющим эффектом. Наночастицы были равномерно распределены в матрице, создавая прочную межфазную связь с алюминиевым сплавом. Это улучшило передачу нагрузки и предотвратило зарождение и распространение трещин, что привело к повышению износостойкости. Следовательно, наночастицы действовали как твердая смазка,

уменьшая прямой контакт и трение между скользящими поверхностями.

Кроме того, образование защитного оксидного слоя на поверхности снижает степень износа. Эти факторы привели к значительному снижению скорости износа и повышению износостойкости.

Однако при более высоких концентрациях (7,5 масс. %) износостойкость начала снижаться. Это можно объяснить агломерацией наночастиц, которая создавала области с высокой концентрацией напряжений и ослабляла общую механическую целостность. Агломерированные наночастицы могут сами действовать как абразивные частицы, вызывая чрезмерный износ и противодействуя положительным эффектам, наблюдаемым при более низких концентрациях.

3.5.2 Влияние нагрузки и процента армирования на потерю массы

Рисунок 3.14 показывает, что средняя потеря веса значительно увеличилась при приложении нагрузки, учитывая время скольжения в течение 10 минут и скорость скольжения 6 м/с. Из рисунка 3.14 следует, что нагрузка оказывает значительное влияние на потерю веса, что указывает на скорость износа. При наименьшей нагрузке в 5Н потеря веса происходит в виде мелких частиц, что создает защитный оксидный слой, уменьшающий площадь контакта между образцами и диском. Одной из причин повышенной износостойкости исследованных сплавов является их способность образовывать защитный оксидный слой при износе и, следовательно, скорость износа будет минимальной.

При самых высоких приложенных нагрузках площадь поверхности контакта между образцом и диском будет больше, что увеличит трение между двумя скользящими поверхностями и, следовательно, увеличит скорость износа [113, 114]. Таким образом, скорость износа достигает максимального значения при наибольшей приложенной нагрузке. Несомненно, нагрузка оказывает прямое влияние на пластическую деформацию, возникающую вблизи поверхности. С увеличением нагрузки происходит больше движения дислокаций, что приводит к большей пластической деформации, приведены полные экспериментальные

результаты для вышеуказанной серии испытаний на потерю объема (таблица 3.4).

Таблица 3.4 – Экспериментальные результаты для серии испытаний на потерю массы

Нагрузка, Н	Потеря массы, (г/см) *10 ⁻⁷			
	0 масс. %	2,5 масс. %	5 масс. %	7,5 масс. %
5	0,68	0,50	0,42	0,63
10	0,99	0,65	0,49	0,69
15	1,40	0,79	0,62	1,00
20	1,98	1,24	1,00	1,58

Рисунок 3.14 также показывает, что добавление TiO₂ в сплав AA2024 снижает потерю массы, и максимальное снижение достигается при добавлении 5% масс. TiO₂. Это соответствует максимальному улучшению твердости и износостойкости, как показано на рисунке 3.15.

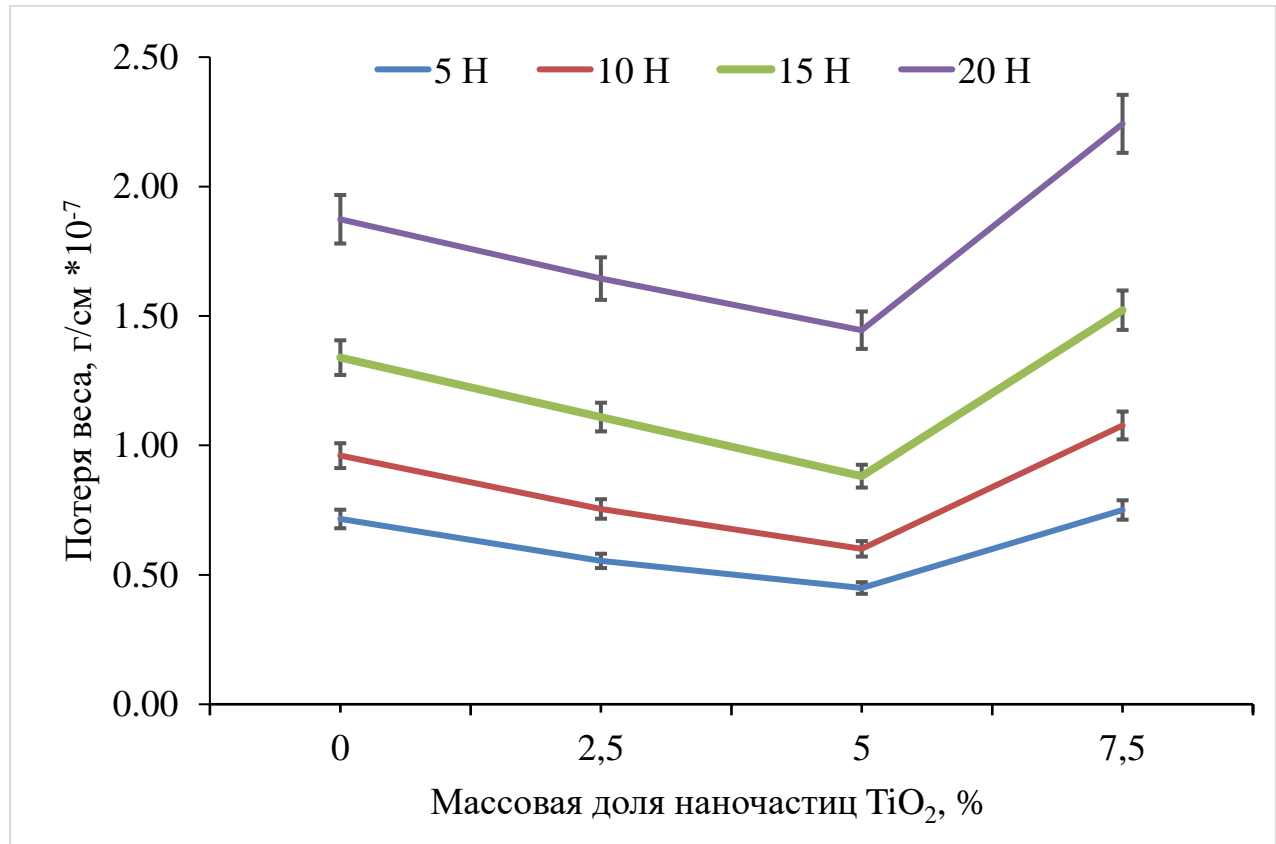


Рисунок 3.14 – Влияние нагрузки и процента армирования на потерю массы

По-видимому, оксидный слой, сформированный в сплаве при содержании 5 % масс. TiO_2 , композит AA2024/ TiO_2 , имеет более твердую поверхность, чем основная поверхность диска. Таким образом, он действует как защитное покрытие, уменьшая эффект скольжения на нижней поверхности.

Однако следует отметить, что использование концентраций TiO_2 выше 5 % масс. приведет к увеличению потери массы. Эти результаты хорошо согласуются с выводами [115].

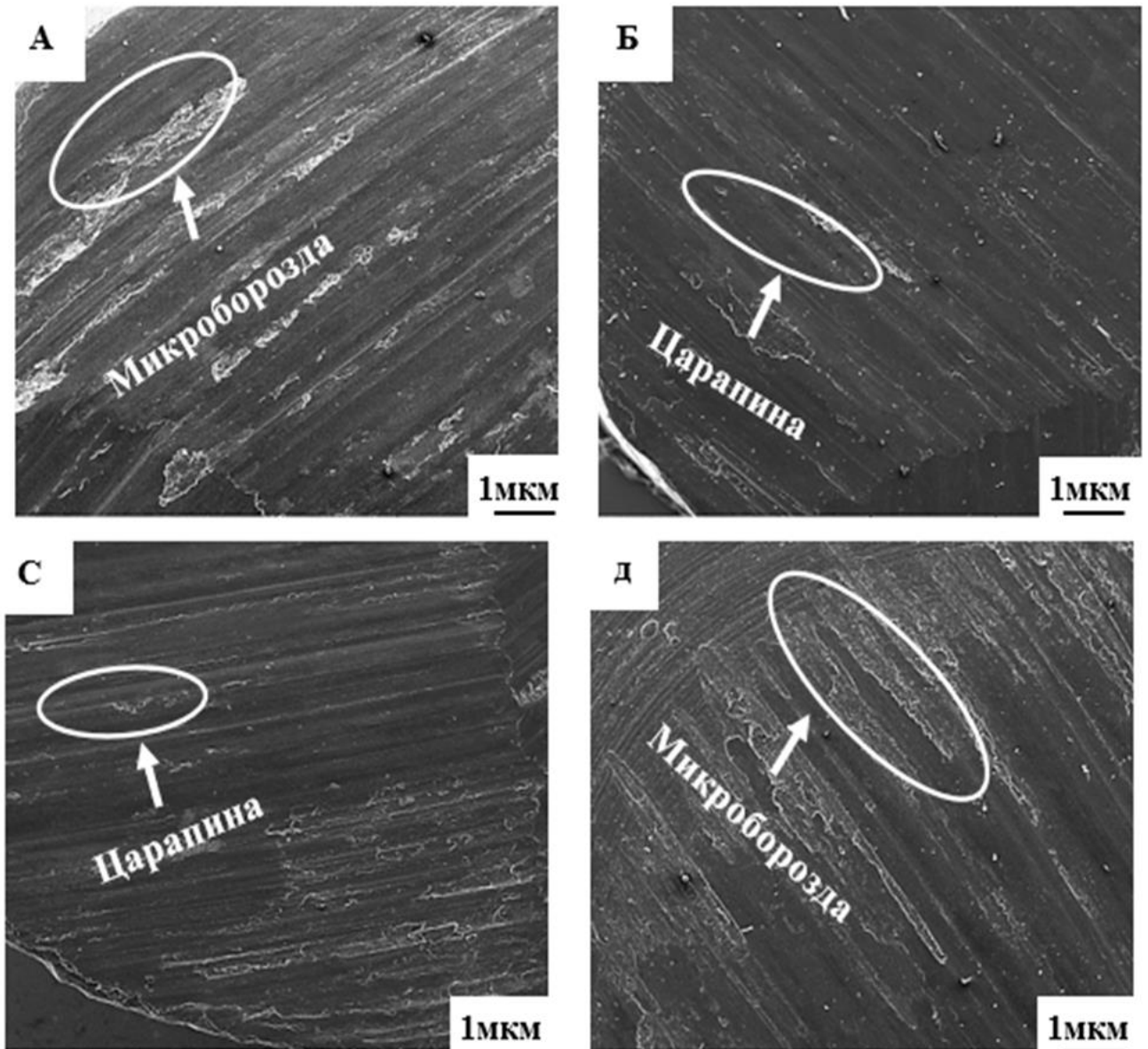


Рисунок 3.15 – Поверхность износа алюмоматричного композита AA2024/ TiO_2 при нагрузке 5Н: (А) матричный материал AA2024 (Б) AA2024-2,5 масс. % TiO_2 , (С) AA2024- 5 масс.% TiO_2 и (Д) AA2024-7,5 масс.% TiO_2

3.5.3 Влияние пути скольжения и нагрузки на потерю массы

Изменение потери веса в зависимости от пути скольжения, содержания TiO_2 и нагрузки показано на рисунке 3.16. Наибольший вес имели образцы, полученные в исходном состоянии (рисунок 3.16 А). Более низкая твердость образца может объяснить этот результат. Хорошо видно, что содержание металлических включений влияет на поведение алюминиевого композита при износе. Потеря веса уменьшается с увеличением содержания TiO_2 .

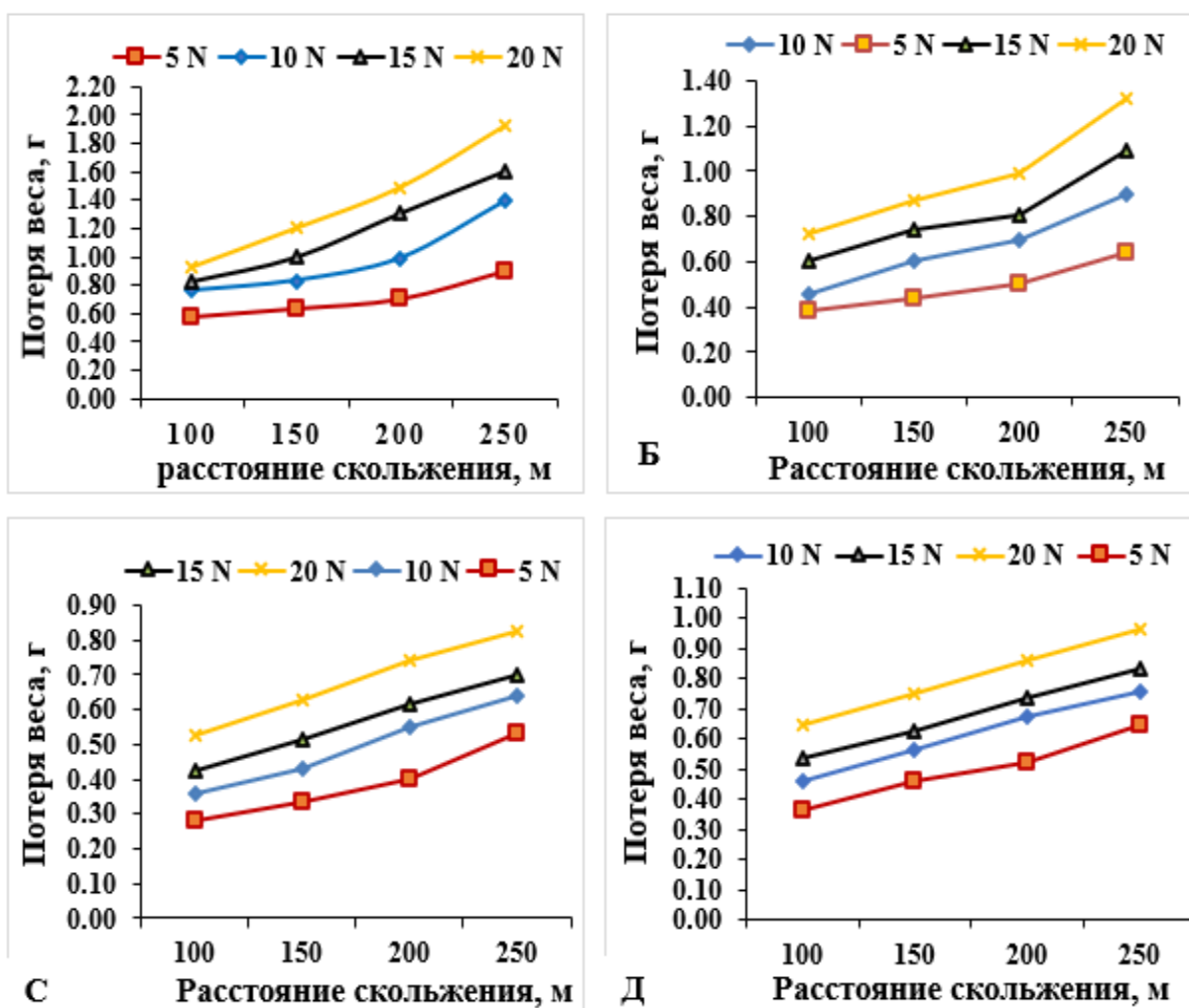


Рисунок 3.16 – Изменение потери веса в зависимости от пути скольжения для полученных материалов: А) 0 % TiO_2 ; Б) 2,5 % TiO_2 ; С) 5 % TiO_2 ; Д) 7,5 % TiO_2

Из результатов следует, что образцы обладают хорошей смачиваемостью при любом содержании. Образец с 5 масс.% TiO_2 имеет самое высокое значение твердости. Поэтому меньшая потеря веса была получена для образцов,

армированных TiO_2 в количестве 5 масс. % как показано на рисунок 3.16С. Более высокая твердость может объяснять превосходную износостойкость. Путь скольжения и нагрузка оказывают значительное влияние на потерю веса. Потеря веса увеличивается с увеличением расстояния скольжения и нагрузки. Нагрузка и расстояние определяют механизмы износа.

Время контакта между изнашиваемыми поверхностями увеличивается по мере увеличения пути скольжения. Поэтому при увеличении пути скольжения потеря веса была больше.

3.5.4 СЭМ микрофотографии изношенной поверхности материала

Поверхность износа для каждого образца показана на рисунке 3.17. Поверхность износа демонстрирует структуру с большим количеством ямок и свойства пластического разрушения для образцов без наночастиц. Процесс износа включает образование микропустот вокруг укрупненных выделений, что приводит к межкристаллическому повреждению. На поверхности видны отчетливые продольные бороздки, вызванные вспахивающим эффектом более твердых частиц, стали. Однако при добавлении в композит большего количества наночастиц TiO_2 глубина этих царапин уменьшилась, что свидетельствует об улучшении износостойкости. Это улучшение было связано с повышенной твердостью композита в результате увеличения объема наночастиц TiO_2 . За счет повышения твердости материала также повысилась его износостойкость.

Кроме того, СЭМ-изображения выявили неравномерные характеристики поверхностей износа, что позволяет предположить, что на скорость износа влияли различные механизмы отказа. Крупные заметные бороздки, наблюдаемые на поверхности (рисунок 3.17-А), трансформировались в более мелкие царапины вдоль направления скольжения (рисунок 3.17-Б), указывая на переход от абразивного износа к адгезионному износу. Наличие более высокой концентрации наночастиц TiO_2 в основе матрицы приводило к образованию механического смешанного слоя, который выступал в качестве барьера для движения дислокаций

и способствовал повышению износостойкости [116].

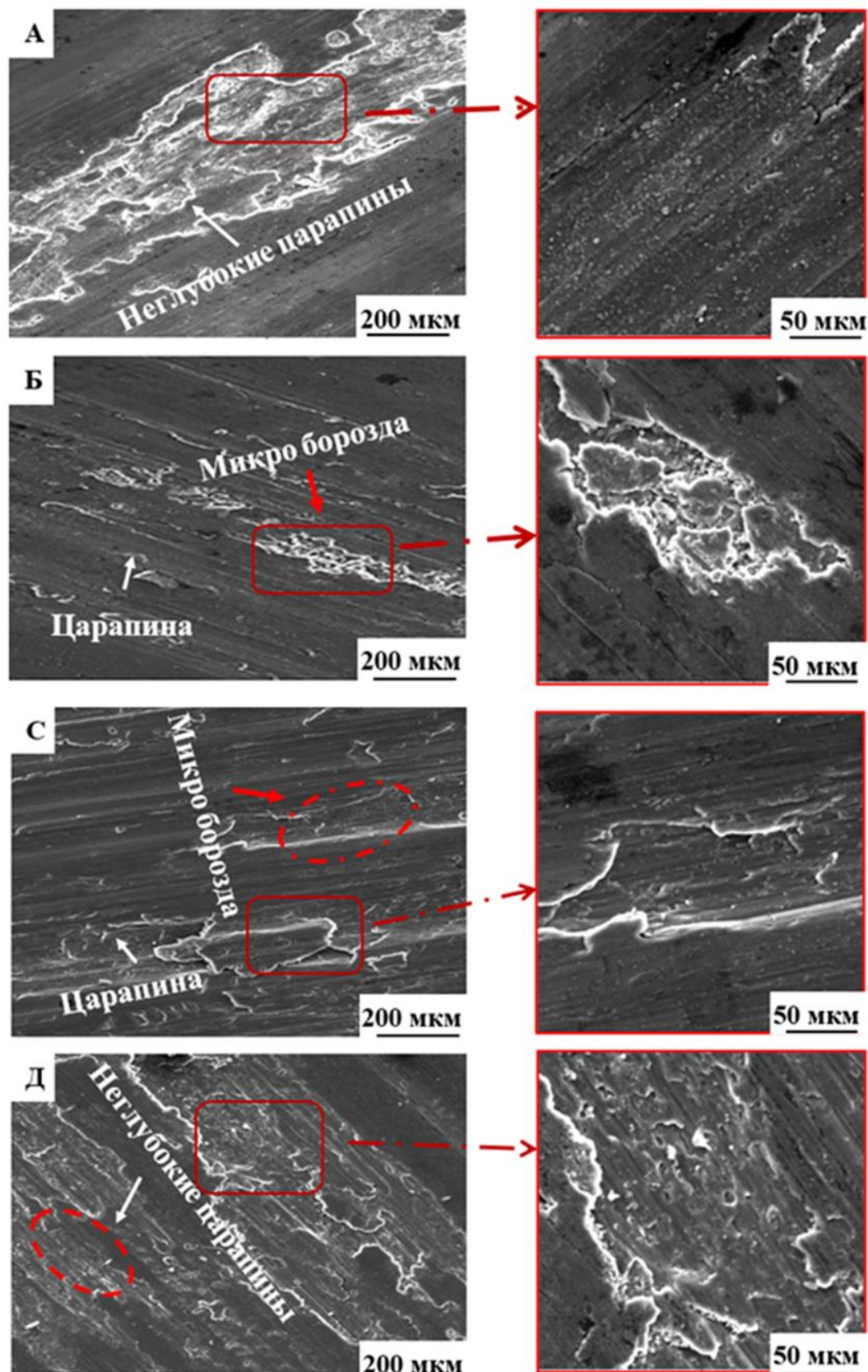


Рисунок 3.17 – Морфология поверхности износа композитов AA2024/TiO₂ при нагрузке 20Н: (А) матричный материал AA2024 (Б) 2,5 масс. % TiO₂, (с) 5 масс. % TiO₂ и (д) 7,5 масс. % TiO₂ до термообработки

Скорость износа показала небольшое снижение, когда объемная доля наночастиц TiO_2 достигла 7,5 масс. %, по сравнению с компонентами, содержащими 5 масс. % наночастиц TiO_2 . Однако повышенная агломерация наночастиц TiO_2 создала проблемы в достижении однородной дисперсии, что привело к снижению их эффективной дисперсии в композит AA2024/ TiO_2 . Следовательно, это снижение эффективной дисперсии привело к снижению общей износостойкости композита.

3.6 Выводы

Композитный материал с различным массовым содержанием наночастиц TiO_2 в качестве армирования в матрице алюминиевого сплава AA2024, показал следующие результаты:

- 1) Добавление наночастиц TiO_2 влияет на микроструктуру алюминиевого сплава. Эти наночастицы могут действовать как центры зародышеобразования во время затвердевания, способствуя формированию мелкозернистой структуры. Это приводит к меньшим размерам зерен и более однородной микроструктуре. Добавление 2,5 масс. % наночастиц TiO_2 приводит к существенному уменьшению среднего размера зерна до 37 мкм, а увеличение содержания TiO_2 до 5 масс.% приводит к дальнейшему уменьшению размера зерна до 24 мкм.
- 2) Наночастицы TiO_2 могут действовать как армирующие элементы в алюминиевой матрице, что приводит к повышению прочности на растяжение и твердости сплава. В частности, при добавлении 5 масс. % TiO_2 наблюдается максимальное повышение твердости, как по значению микротвердости (110 HV), так и по твердости по методу Бринелля (66 HB). Кроме того, отмечается увеличение предела прочности на растяжение до 330 МПа и ударной вязкости до 19 Дж/м². Такое упрочнение может быть обусловлено эффективной передачей нагрузки и ограничением движения дислокаций, обеспечиваемых присутствием наночастиц. Наночастицы TiO_2 могут служить препятствием для распространения дислокаций, что в итоге также повышает его прочность.

- 3) Добавление наночастиц TiO_2 улучшает сопротивление сплава АА2024 разрушению и трещиностойкостью. Наночастицы TiO_2 могут служить препятствием для распространения трещин, что в итоге повышает его прочность.
- 4) Введение наночастиц TiO_2 в алюминиевый сплав 2024 улучшило его усталостные характеристики. Было установлено, что оптимальная концентрация наночастиц составляет 5 масс. % TiO_2 , при которой сплав показал самую высокую усталостную долговечность.
- 5) Введение наночастиц TiO_2 в алюминиевый сплав показало большой потенциал для повышения износостойкости. Было установлено, что оптимальная концентрация наночастиц составляет 5 масс. %, при которой достигается баланс между дисперсией наночастиц и упрочняющим эффектом.

4 ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, СОСТАВА И СВОЙСТВ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В данной главе представлены и обсуждаются результаты по влиянию термической обработки на структуру и свойства образцов из алюминиевого сплава АА2024 с добавками керамических наночастиц (0, 2,5, 5 и 7,5 масс. % TiO_2).

В рамках данной главы было проведено исследование механических свойств, таких как предел прочности при растяжении, предел текучести, ударная вязкость, микротвердость и твердость по Виккерсу, а также оценено усталостное поведение при постоянной и переменной нагрузке, скорость износа и другие механические характеристики. Кроме того, была рассмотрена микроструктура четырех типов композиционных материалов. Ключевыми факторами эффективности термической обработки являются фрагментация интерметаллидов эвтектического происхождения и отсутствие зернограничных цепочек в алюминиевых сплавах АА2024 с добавлением наночастиц. Данные наночастицы содержат фазы, которые должны раствориться в результате закалки и выделяться в виде упрочняющих дисперсоидов в процессе старения [116].

4.1 Эволюция структуры литых сплавов в процессе термообработки

Было проведено исследование структуры и микроструктуры образцов, полученных после термической обработки (нагрев при 500 °С в течение 3ч, закалка в воду и последующее старение при 185 °С в течение 3 ч). При изучении микроструктуры как с помощью оптического, так и электронного микроскопа, было отмечено, что у образцов алюминиевых композитов всех рассматриваемых систем средний размер зерен и упрочняющие наночастицы TiO_2 располагаются вдоль границ зерен [117].

4.1.1 Оптическая микроскопия для композитов AA2024/TiO₂ после термической обработки

На рисунке 4.1 представлены оптические изображения микроструктур четырех образцов с разным массовым содержанием TiO₂ после термической обработки. Показано, что после проведения термической обработки наночастицы равномерно распределены по матрице и имеют более плотное соединение с матрицей. Это свидетельствует о более эффективном переносе нагрузки между фазами и повышении механических свойств композитного материала, улучшении дисперсии и межфазного связывания наночастиц TiO₂ в алюминиевой матрице [119]. Равномерное распределение этих частиц и снижение пористости значительно улучшили механические характеристики алюминиево-матричных композитов с усиленной металлической структурой (АММК) по сравнению с литой матрицей.

Микроструктура состоит из однофазных интерметаллических соединений (Al₃TiCu и Al₉TiFe) и мелких включений, рассеянных по всей структуре. Можно отметить, что наиболее однородные выделения наблюдаются при 2,5 и 5 % масс. TiO₂. Однако добавление титана привело к образованию серых блочных фаз вместе с темными фазами, причем количество серых блочных фаз увеличивалось с увеличением содержания титана. Междендритная зона являлась основным источником этих темных и серых фаз [120].

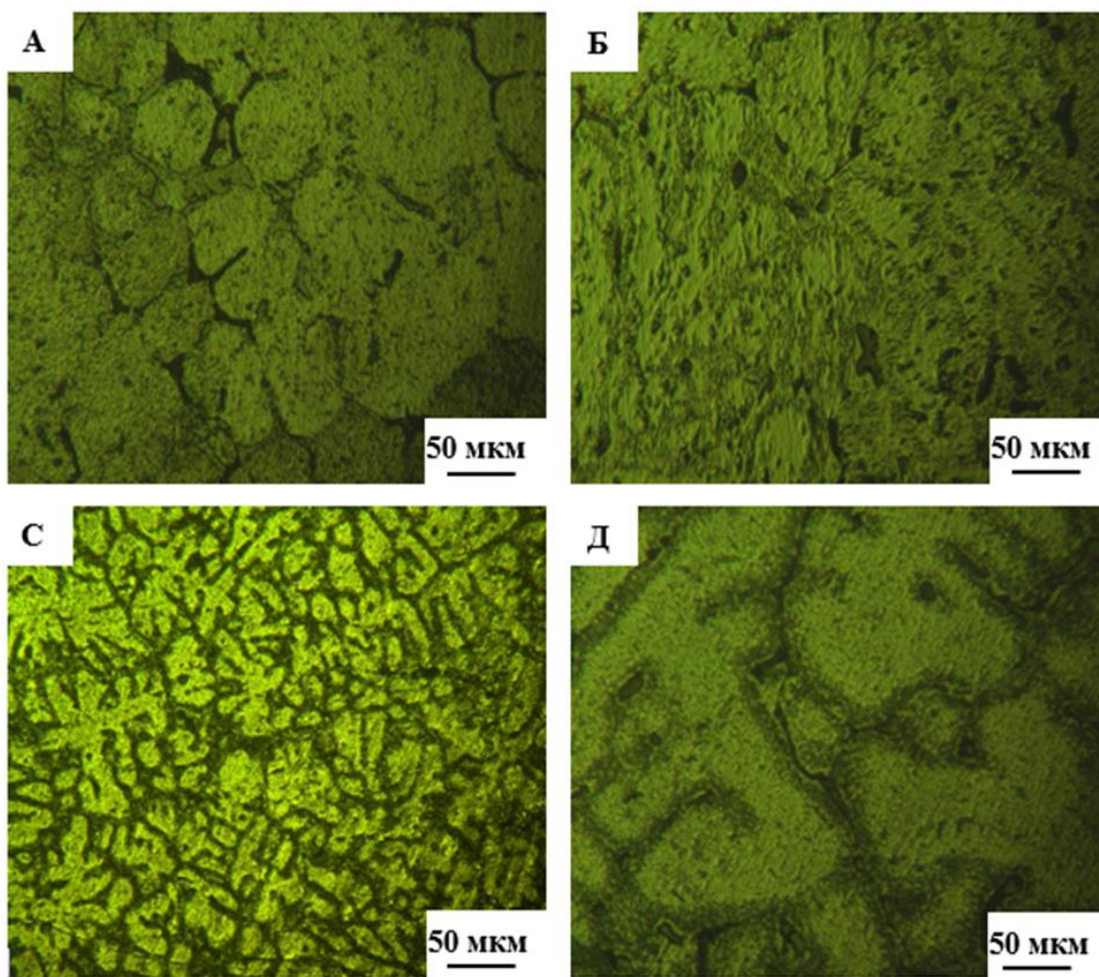


Рисунок 4.1 – Оптические микроскопические изображения после термической обработки образцов: (А) 0 масс. % TiO_2 , (Б) 2,5 масс. % TiO_2 , (С) 5 масс. % TiO_2 и (Д) 7,5 масс. % TiO_2

4.1.2 Сканирующая электронная микроскопия композитов AA2024/ TiO_2 , после термической обработки

На рисунке 4.2 представлена микроструктура изготовленных образцов после литья и термической обработки. Вторичные фазы, состоящие из легирующих элементов, распределяются по границам зерен и в виде отдельных частиц внутри зерен. На микроструктуру алюминиевого композитов AA2024/ TiO_2 существенно повлияла термообработка после добавления наночастиц TiO_2 . Присутствие этих наночастиц сыграло свою роль в уменьшении размера зерна, улучшении механических свойств, влиянии на характер осаждения и повышении термической стабильности. Показано, что после проведения термической обработки

наночастицы равномерно распределены по матрице и имеют более плотное соединение с матрицей. Это свидетельствует о более эффективном переносе нагрузки между фазами и повышении механических свойств композитного материала, улучшении дисперсии и межфазного связывания наночастиц TiO_2 в алюминиевой матрице [121].

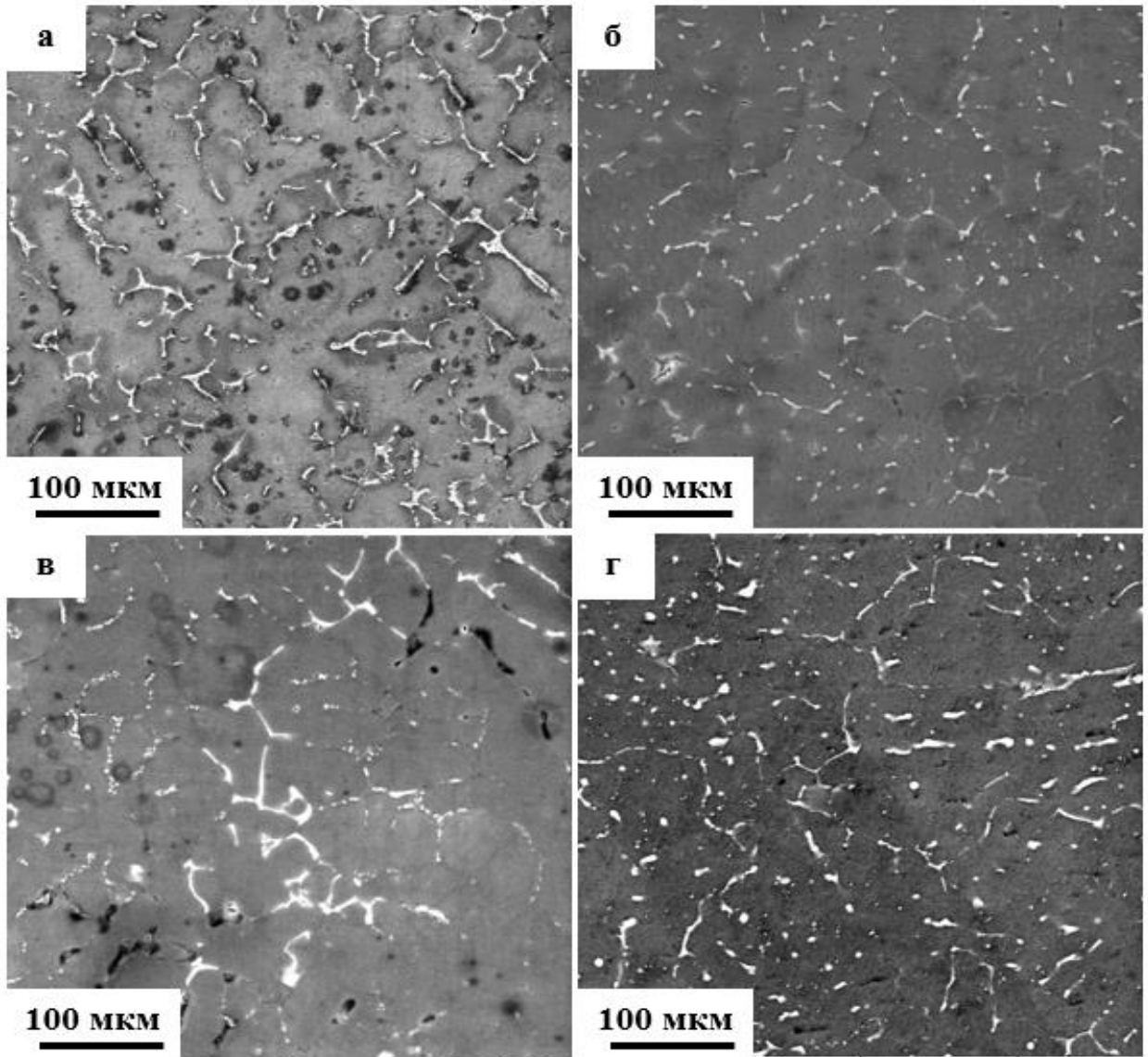


Рисунок 4.2 – СЭМ-микрофотографии структуры после термической обработки алюминиевого композита AA2024/ TiO_2 а) 0 % TiO_2 ; б) 2,5 % TiO_2 ; в) 5 % TiO_2 ; г) 7,5 % TiO_2

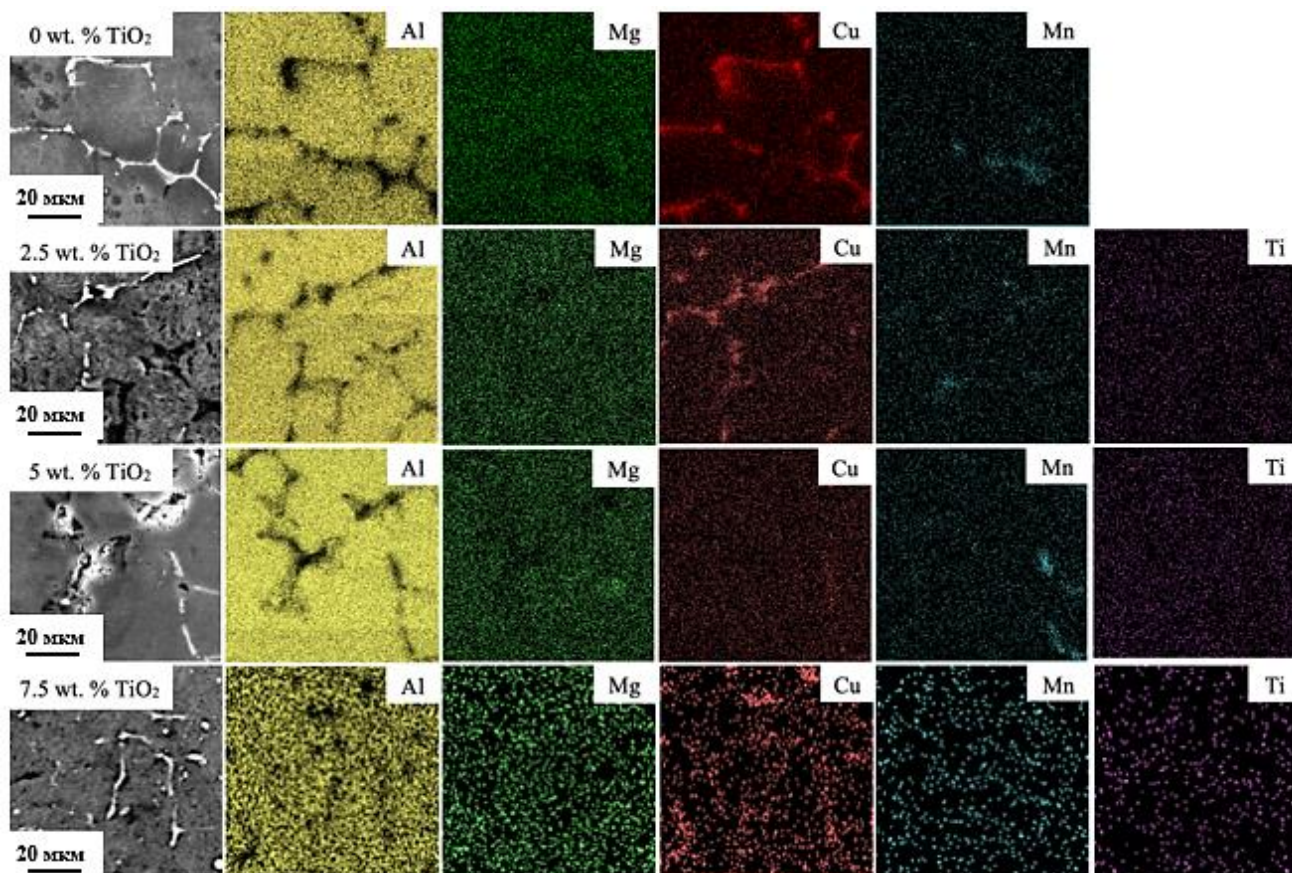


Рисунок 4.3 – СЭМ-изображение карт распределения элементов композита AA2024/TiO₂ с различным массовым процентным содержанием TiO₂

Закалка и старение алюминиевого композита AA2024/TiO₂ приводят к образованию выделений CuAl₂ (рисунок 4.3). Добавление частиц TiO₂ может увеличить количество выделений после гомогенизации и обработки старением [122]. Однако из рисунка 4.3 следует, что частицы TiO₂ равномерно распределены в микроструктуре композита AA2024/TiO₂ без образования агломерации наночастиц или выделений даже по границам зерен, где обычно происходит скопление частиц и выделений. Это может быть связано с высокой растворимостью наночастиц TiO₂ в структуре матрицы.

Был проведен элементный анализ образцов, полученных из алюмокомпозитов сплава AA2024 с керамическими наночастицами. Результаты этого анализа представлены на рисунке 4.4 и таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Элементный состав выпадающей фазы алюмоматричных композитов AA2024/TiO₂

TiO ₂ , масс. %	Элементный состав, масс. %					
	Al	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti
0	92,5	5,3	1,2	0,7	0,3	0
2,5	93,3	4,4	0,9	1,08	0,2	0,1
5	92,5	4,1	1,3	1,2	0,5	0,21
7,5	93,2	4,3	0,94	0,81	0,2	0,31

Результаты EDX-анализа показали, что термическая обработка оказала существенное влияние на элементный состав матрицы алюминиевого сплава и наночастиц TiO₂. Закалка привела к растворению наночастиц TiO₂ в алюминиевой матрице, что привело к более равномерному распределению элементов. С другой стороны, процесс закалки вызвал быстрое охлаждение, что привело к образованию мелких выделений в матрице.

Процесс старения после закалки дополнительно повлиял на элементный состав, вызывая образование упрочняющих фаз, таких как Al₂Cu и Al₂Mg₃Si, которые улучшали механические свойства сплава. Анализ EDX подтвердил наличие этих элементов в выделениях, как показано на рисунке 4.4.

При концентрации TiO₂ 2,5 масс. % процесс термической обработки повлиял на распределение наночастиц TiO₂ в алюминиевой матрице. Более высокие температуры при термической обработке приводили к диффузии и перераспределению наночастиц, вызывая изменение их пространственного расположения. Степень диффузии и перераспределения варьировалась в зависимости от уровня упрочнения наночастиц TiO₂, причем более высокие проценты обычно демонстрировали более выраженные изменения как показано на рисунке 4.4 С.

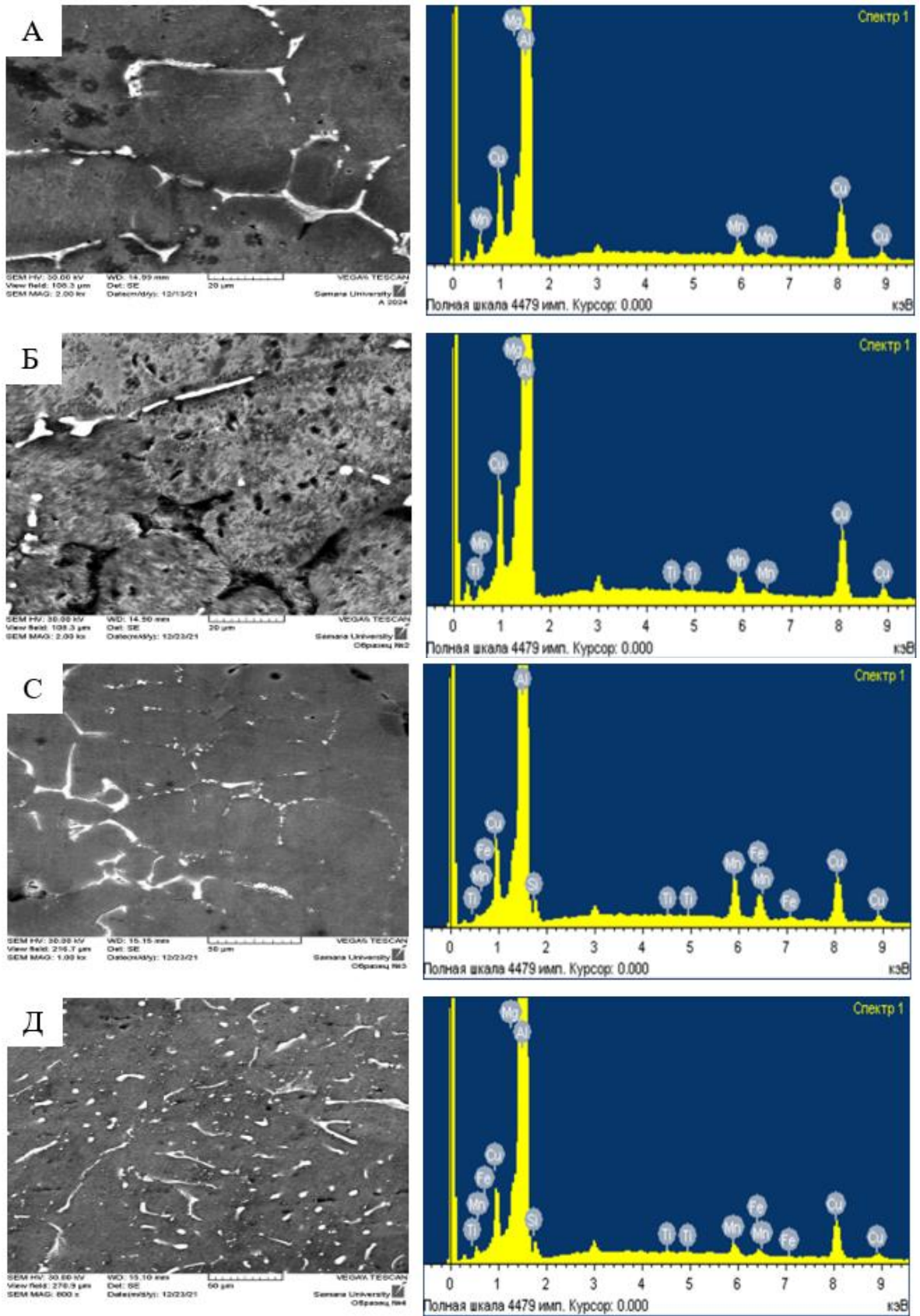


Рисунок 4.4 – Элементный состав выпадающей фазы в различных точках структуры алюмокомпозита AA2024/TiO₂ (а) с 0 % TiO₂, (Б) с 2,5 % TiO₂, с 5 % TiO₂ и (Д) с 7,5 % TiO₂

Установлено, что быстрый процесс затвердевания и термическая обработка исключают образование микросегрегаций и значительно улучшают некоторые механические свойства. Было обнаружено, что операция термической обработки со старением улучшает значения предела текучести, предела прочности при растяжении и твердости [123].

С другой стороны, отжиг улучшает ударную вязкость и пластичность, но снижает значения предела текучести, предела прочности при растяжении и твердости. Таким образом, отжиг сплава целесообразен в случаях, когда требуется, чтобы он был прочным и гибким, в то время как упрочнение старением необходимо для повышения механических свойств [124].

4.2 Анализ свойств образцов композитов AA2024/TiO₂, полученных с помощью литья с перемешиванием

4.2.1 Микротвердость образцов композитов AA2024/TiO₂

Из анализа рисунка 4.5 следует, что в результате термической обработки происходит повышение твердости алюминиевых сплавов, армированных наночастицами TiO₂, в среднем на 33 % по сравнению с нетермообработанными (рисунок 4.5). Сочетание термической обработки и армирования TiO₂ приводит к синергетическому эффекту, способствующему повышению твердости за счет уменьшения размеров зерен, дисперсионного упрочнения и равномерного распределения наночастиц. По мере увеличения добавки наночастиц TiO₂ процесс термической обработки оказывал более выраженное влияние на твердость сплавов. При армировании 2,5 % TiO₂ твердость несколько увеличилась по сравнению со сплавом без добавления TiO₂, что указывает на синергетический эффект между термообработкой и наночастицами. На рисунке 4.5 представлены графики зависимости твердости по Виккерсу от массового содержания TiO₂.

При более высоких уровнях армирования TiO₂ (5 масс. %) термическая обработка значительно повысила микротвердость сплавов. Присутствие наночастиц способствовало образованию мелкодисперсных и дисперсионных осадков при термообработке, что приводило к упрочняющему эффекту.

Повышенная твердость может быть связана с сочетанием факторов, включая измельчение зерна, дисперсионное упрочнение и диспергирование наночастиц в алюминиевой матрице, что приводит к созданию однородных микроструктурных особенностей и улучшенных механических свойств.

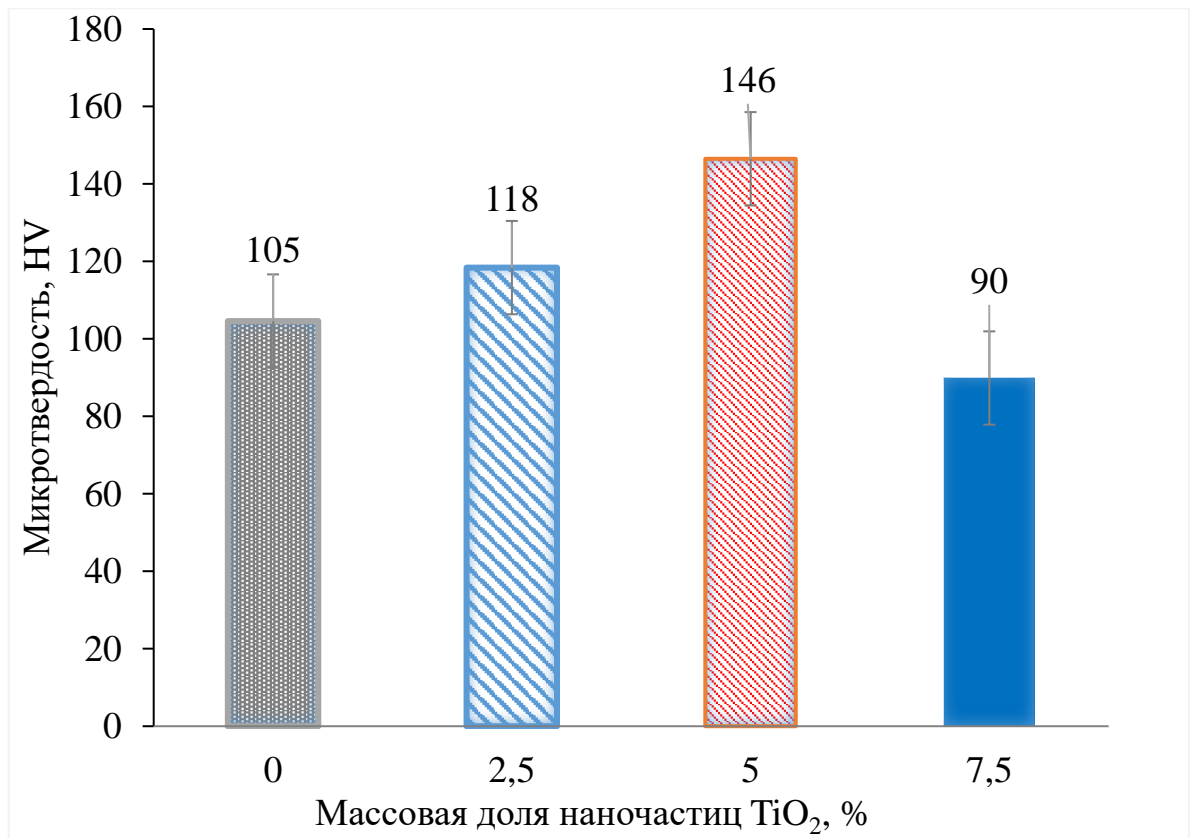


Рисунок 4.5 – Микротвердость композитов AA2024/ TiO_2 . с различной массовой долей TiO_2

Таким образом, повышенная микротвердость может быть достигнута путем обеспечения более равномерного распределения выделений и частиц в микроструктуре, так как после введения наночастиц образуются крошечные выделения.

Дополнительные поля деформации создаются за счет образования однородных и мелких интерметаллических соединений (ИМС), которые, взаимодействуя с дислокациями, снижают подвижность дислокаций и, как следствие, повышают твердость образцов. Количество ИМС на основе Al-Ti растет с увеличением массовой доли оксида титана. Ожидается, что из-за их

большой твердости производство этих ИМС будет наиболее важным фактором повышения твердости сплавов путем добавления оксида титана.

4.2.2 Твердость по Бринеллю образцов композитов AA2024/TiO₂

Изменения твердости различных образцов после термической обработки показаны на рисунке 4.6. Как видно, после достижения состаренных состояний средняя твердость образца, содержащего 5 масс. % TiO₂, максимальна и достигает 64 НВ. Твердость всех состаренных образцов увеличивается по сравнению с недостаревшим состоянием. После обработки старением образуются мелкие выделения ИМС с более низким соотношением размеров и более однородным распределением выделений и частиц в микроструктуре, что может привести к повышению твердости. Образование мелких и однородных выделений ИМС создает дополнительные поля деформации, а за счет взаимодействия этих полей деформации с дислокацией снижается подвижность дислокации и, в конечном счете, повышается твердость образцов.

При более высоком процентном содержании наночастиц TiO₂, например, 7,5 %, влияние термообработки на твердость имеет тенденцию к снижению. Это можно объяснить агломерацией наночастиц, что приводит к неоднородности структуры материала и уменьшению эффекта измельчения зерна. Кроме того, чрезмерное количество наночастиц TiO₂ может действовать как концентраторы напряжений, способствуя возникновению и распространению трещин, что в итоге приводит к снижению твердости.

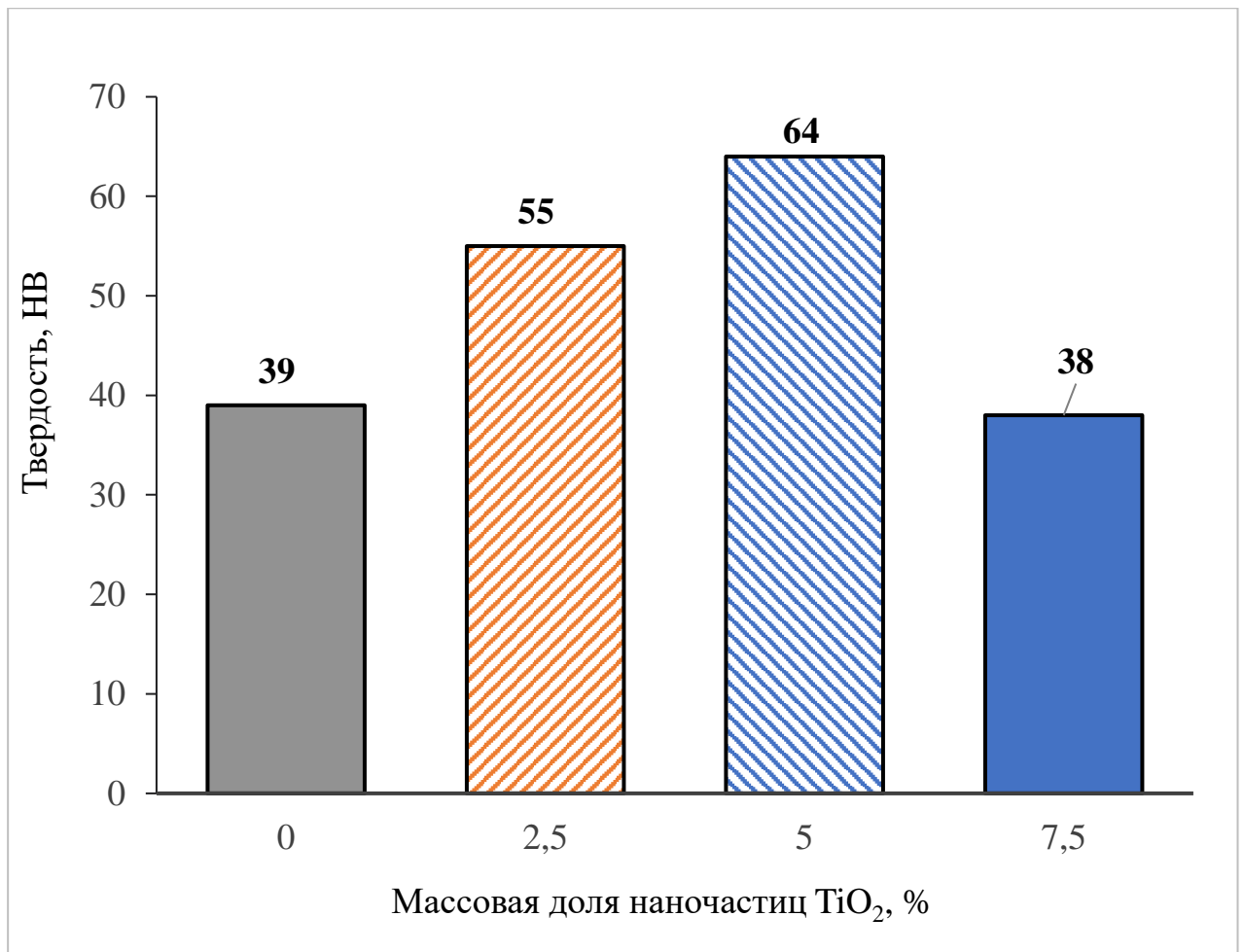


Рисунок 4.6 – Влияние наночастиц на твердость композита AA2024/TiO₂

4.2.3 Предел прочности на растяжение алюминиевых сплавов с наночастицами

Было исследовано влияние термической обработки на свойства растяжения алюминиевого сплава AA2024 с различным массовым содержанием наночастиц TiO₂ (0 %, 2,5 %, 5 % и 7,5 %), результаты представлены на рисунке 4.7.

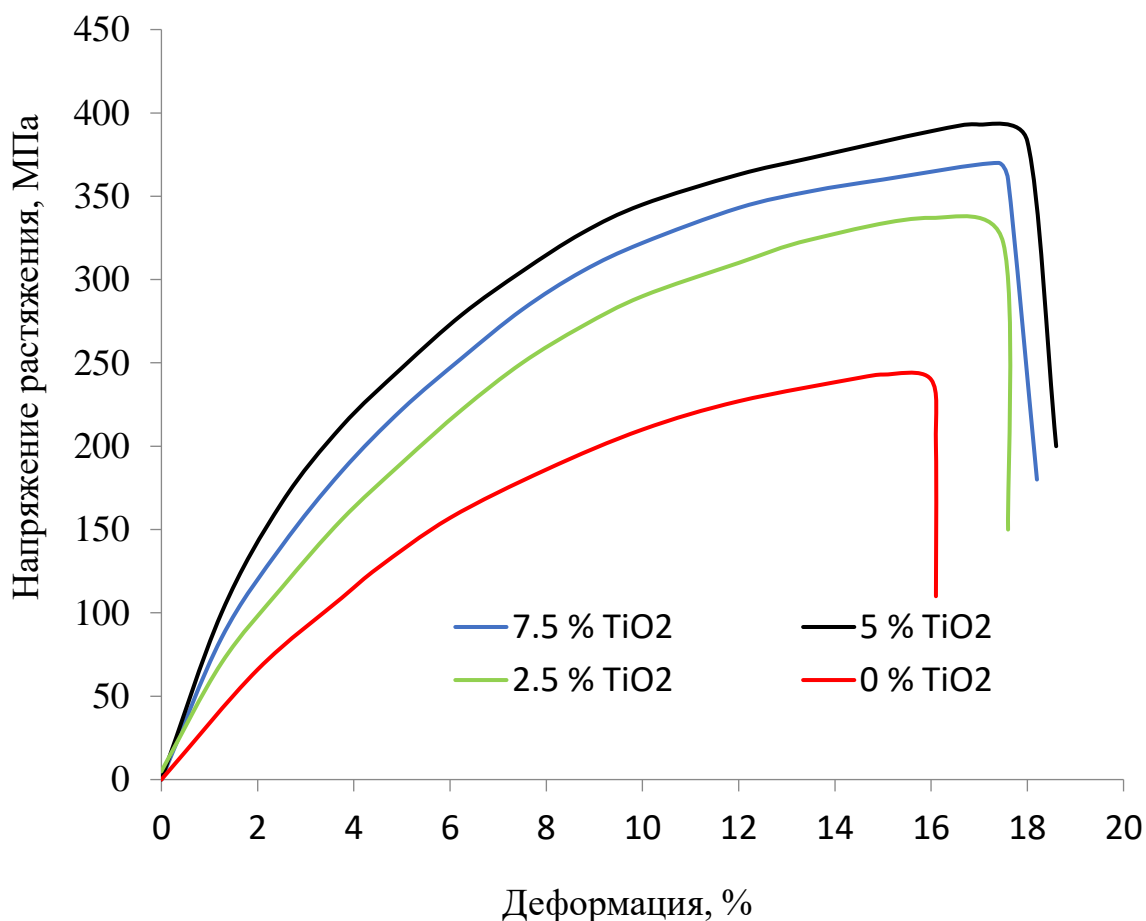


Рисунок 4.7 – Кривые растяжения алюминиевых композитов AA2024/TiO₂, после термообработки (0, 2,5, 5, и 7,5 % масс. TiO₂)

Процесс старения оказал значительное влияние на предел прочности при растяжении алюминиевого композита AA2024/TiO₂. Показано, что термическая обработка со старением привела к улучшению предела прочности при растяжении композита на 18 % по сравнению с образцом до термообработки. Упрочнение после термообработки алюмоматричных композитов, армированных высокодисперсными частицами, можно объяснить увеличением контакта и прочности армирующих частиц с матрицей. Композит с 5 масс. % TiO₂ продемонстрировал наилучшее сочетание прочности и пластичности [125]. Добавление наночастиц TiO₂ в сочетании со старением приводило к увеличению предела текучести сплава. Максимальное значение предела прочности при растяжении после термообработки было достигнуто в образце с 5 масс. % TiO₂ и составило 390 МПа.

Процесс старения способствовал образованию и росту упрочняющих выделений, которые препятствовали движению дислокаций и повышали предел текучести. Увеличение предела прочности при растяжении σ_b после термической обработки образцов, содержащих титан, можно объяснить наличием в микроструктуре интерметаллических химических соединений (Al_3TiCu и Al_9TiFe) и мелких включений, рассеянных по всей структуре. В этом случае связь между зернами алюминия будет более прочной, и если возникают микротрещины, то они не будут легко вызывать расслоение между зернами.

Точно так же, как и в случае с пределом прочности при растяжении, сплав с масс. 5 % наночастиц TiO_2 показал самый высокий предел текучести среди испытанных составов, что привело к более высокой прочности при растяжении по сравнению со сплавом без добавления TiO_2 .

Таким образом, пластичность, измеренная по удлинению при разрыве, показала незначительное снижение с увеличением температуры и продолжительности старения. Образование упрочняющих фаз может ограничивать движение дислокаций и снижать пластичность сплава. Также старение способствует образованию тонких фаз выделений и вызывает растворение элементов Cu и Mg в алюминиевой матрице. После закалки в сплаве присутствуют пересыщенные твердые растворы элементов Cu и Mg, а часть из них образует вторичные осадки. Эти пересыщенные твердые растворы играют важную роль в упрочнении твердого раствора и образовании осадков. Добавление наночастиц TiO_2 также способствовало снижению пластичности, особенно при более высоких концентрациях наночастиц. Однако стоит отметить, что сплав с 2,5 % масс. наночастиц TiO_2 продемонстрировал относительно более высокое удлинение при разрыве по сравнению с составами с более высокими концентрациями наночастиц, что указывает на лучший баланс между прочностью и пластичностью [126].

4.2.4 Рентгенофазовый анализ

Из анализа результатов РФА, приведенных на рисунке 4.8 следует, что при

термообработке композитов фазовый состав представлен твёрдым раствором легирующих элементов в Al, а также фазами $MgCuAl_2$ и TiO_2 . Но результаты микрорентгеноспектрального анализа показывают, что термообработка способствует увеличению содержания фазы $MgCuAl_2$ и формированию фазы Al_2Cu . Таким образом, термическая обработка вызывает некоторые фазовые превращения, такие как растворение метастабильных фаз и выделение новых соединений.

Результаты анализа показывают, что с увеличением содержания TiO_2 наблюдается расширение пиков дифракции. Этот эффект связан с различными факторами, включая неоднородности в структуре образца, микронапряжения и изменения в кристаллической решетке вследствие добавления TiO_2 . Расширение пиков дифракции может также указывать на изменения в размере и/или распределении частиц TiO_2 в матрице алюминия.

Пики, соответствующие компонентам Al, наблюдаются при углах 38.50° , 44.64° , 65.14° , 78.18° и 82.5° . Основные пики, связанные с выделениями второй фазы, включают $CuAl_2$ и $CuAl_2Mg$. Однако пики, связанные с наночастицами TiO_2 , имеют низкую интенсивность даже при увеличении их массовой доли. Это может быть обусловлено равномерным распределением TiO_2 в матрице или другими факторами, влияющими на их дифракционное поведение.

Еще одним важным моментом является то, что как в термообработанных, так и в состаренных образцах исчез пик выделений S- Al_2CuMg и появился пик выделений T- Al_6CuMg_4 . По сравнению с исходными образцами обработка старением мало влияет на характер выделений во всех образцах. Однако интенсивность пика Al_2CuMg снижается со старением и добавлением диоксида титана.

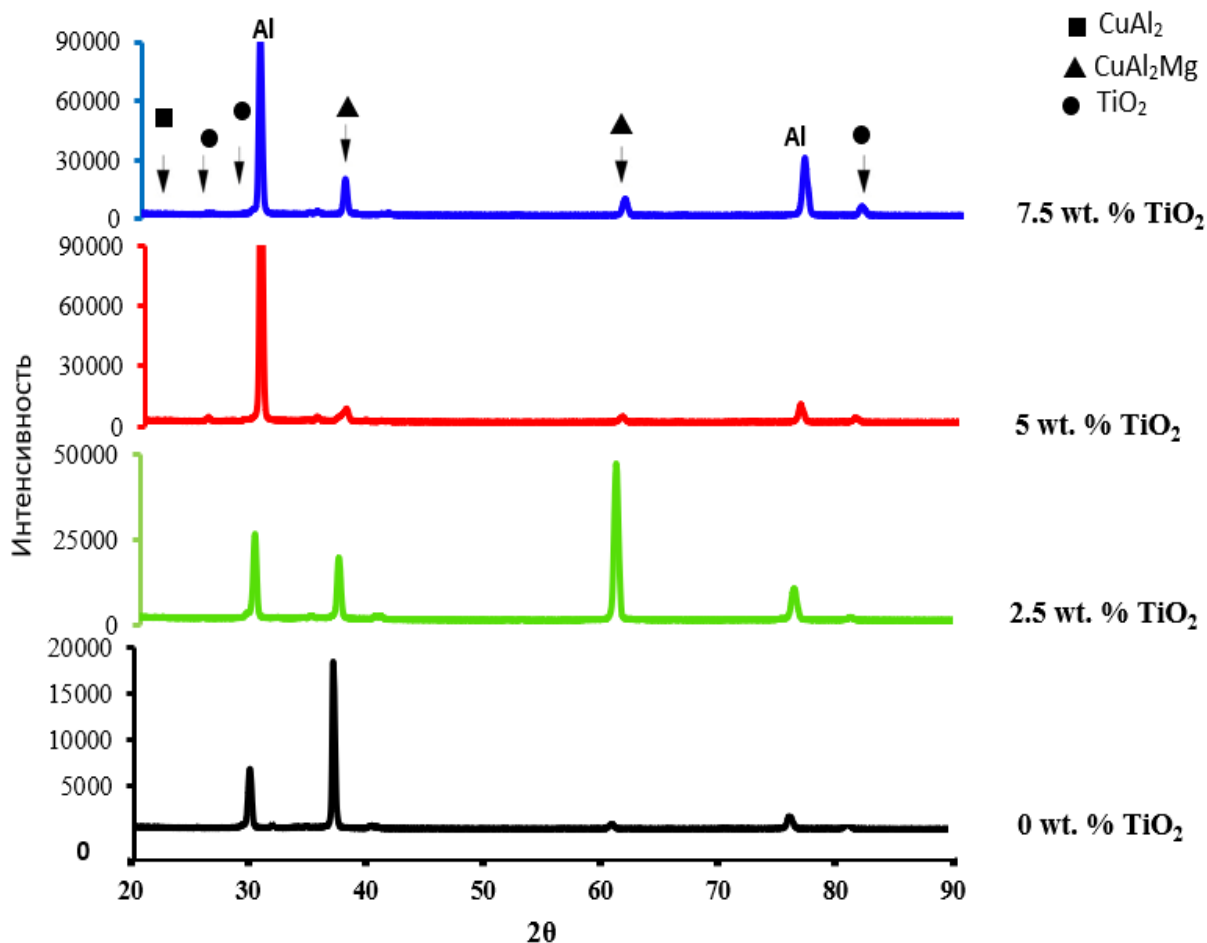


Рисунок 4.8 – Рентгеновские дифрактограммы термообработанных композитов AA2024/ TiO_2

Качественный анализ содержания частиц Al_2CuMg , Al_6CuMg_4 и частиц, богатых титаном, в различных образцах, основанный на результатах РФА, показан на рисунке 4.8. Как видно, содержание осадка Al_2CuMg в образце, не содержащем титана, увеличивается после старения, в то время как содержание осадка Al_2CuMg уменьшается в образце, содержащем титан, а количество богатых титаном частиц увеличивается [128,129].

4.2.5 Предел прочности на изгиб алюмоматричных композитов AA2024/ TiO_2

Влияние термической обработки на ударную вязкость материала, армированного различными весовыми процентами (0; 2,5; 5 и 7,5 масс. %) наночастиц TiO_2 показано на рисунке 4.9.

Результаты показали, что термическая обработка значительно повлияла на ударную вязкость материала. Ударная вязкость увеличилась при применении термической обработки, что свидетельствует о положительном влиянии этого процесса на механические свойства материала. Это улучшение ударной вязкости может быть связано ростом зерен, происходящими во время термической обработки, что способствует лучшему соединению между фазами и повышает общую структурную целостность материала.

Кроме того, введение наночастиц TiO_2 в материал оказало заметное влияние на его механические свойства. По мере увеличения массовой доли наночастиц TiO_2 ударная вязкость демонстрировала тенденцию к увеличению. Такое поведение можно объяснить улучшенными способностями наночастиц к дисперсии и передаче нагрузки, что способствует лучшему рассеиванию энергии и устойчивости к растрескиванию. Наночастицы действуют как армирующие агенты, эффективно препятствуя распространению трещин и повышая устойчивость материала к повреждениям, вызванным ударами [130].

Испытания образцов на удар показали, что максимальная ударная вязкость была достигнута при 5 масс. % TiO_2 .

В результате введения наночастиц в алюминиевый композит AA2024/ TiO_2 они препятствуют образованию трещин в материале. Армирующие частицы упрочняют алюминиевые сплавы и повышают пороговое напряжение, необходимое для движения дислокаций, в дополнение к ограничению движения дислокаций.

Кроме того, на рисунке 4.9 показано, что значения ударной вязкости снижаются по мере увеличения количества наночастиц в образце до 7,5 масс. % TiO_2 . Это связано с хрупкостью этих частиц и слабой способностью к сопротивлению удару, это связано с тем, что эти частицы действуют как точки для локализованных областей концентрации напряжений, с которых начнется разрушение. Слабая способность этих частиц противостоять ударной нагрузке также может быть причиной снижения ударной вязкости.

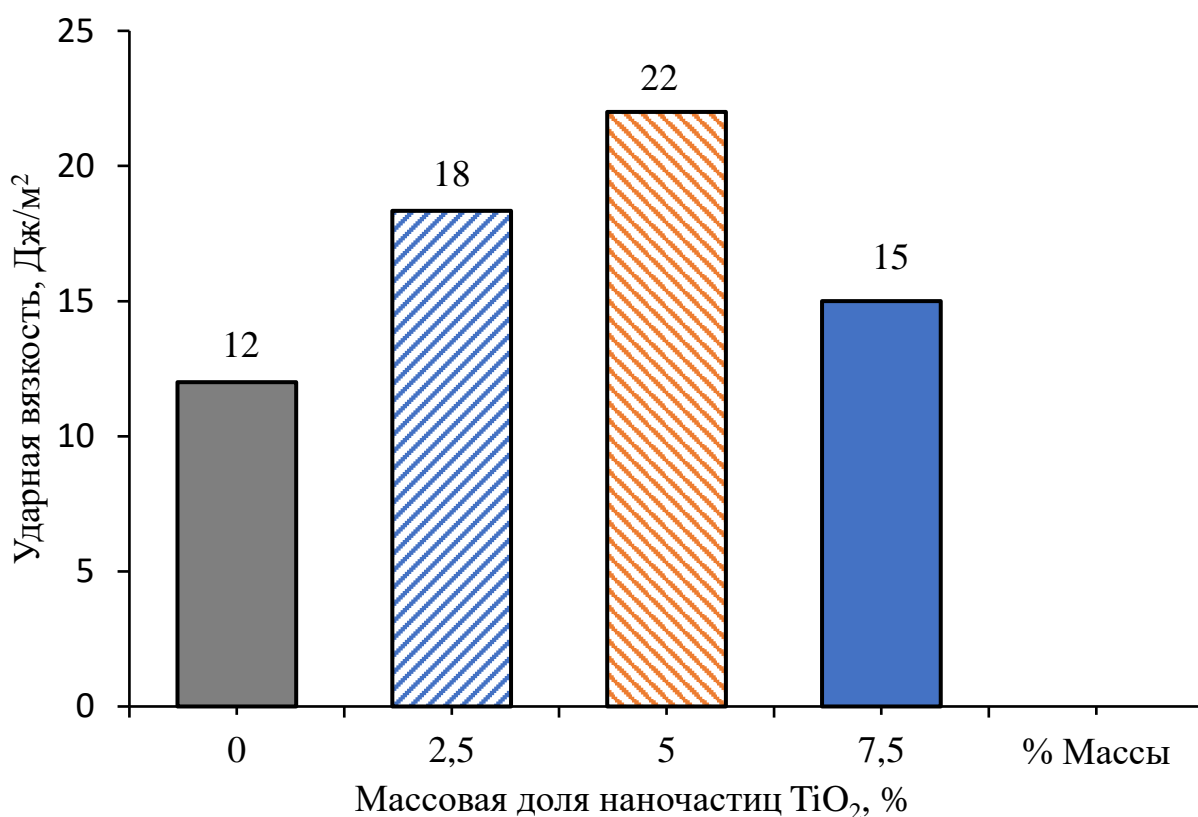


Рисунок 4.9 – Ударная вязкость композитов AA2024/TiO₂ с различной массовой долей TiO₂

Поверхности излома различных образцов после обработки старением показаны на рисунке 4.10. Характер разрушения во всех образцах в основном является хрупким. На поверхностях излома всех образцов наблюдаются сколы, мелкие трещины и ямки. Также наблюдается заметное межкристаллическое разрушение, доля которого уменьшается с увеличением процентного содержания наночастиц TiO₂ и после термической обработки и старением [131].

Следует отметить, что при термической обработке старением характер вязкого разрушения на поверхности излома значительно снижается. Межкристаллическое разрушение алюминия указывает на наличие начальной усадочной пористости между зёрнами алюминия [132].

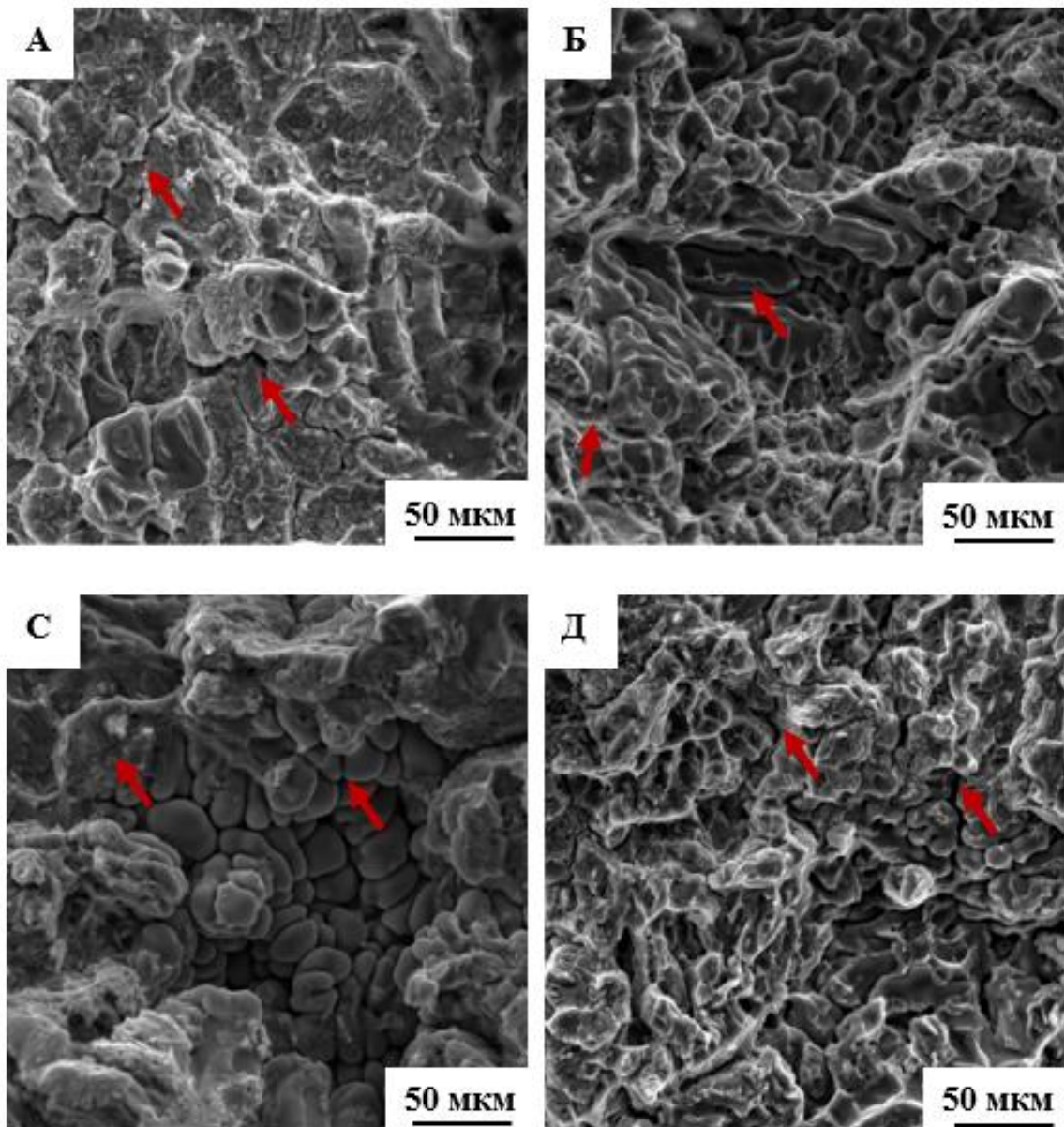


Рисунок 4.10 – Поверхность излома при ударном сдвиге термообработанных композитов AA2024/TiO₂ с различной массовой долей TiO₂

По мере увеличения процентного содержания наночастиц TiO₂ величина межкристаллического разделения алюминия уменьшается за счет снижения усадочной пористости, связанной с эвтектической структурой.

Примечательно, что присутствие наночастиц TiO₂ оказывает влияние на режим разрушения, способствуя переходу от транскристаллитного к межкристаллитному разрушению. Эти наблюдения подтверждают важное воздействие добавки TiO₂ на процесс разрушения материала и свидетельствуют об улучшении механических свойств алюминиевого композитного материала [133].

4.3 Влияние термической обработки на усталостные испытания алюминиевых сплавов, содержащих наночастицы

Влияние термической обработки на усталостные испытания алюминиевых сплавов, содержащих различное весовое содержание наночастиц TiO_2 , является решающим фактором, влияющим на механические свойства и усталостное поведение этих материалов. Процессы термической обработки играют значительную роль в изменении микроструктуры и улучшении характеристик алюминиевых сплавов. Добавление наночастиц TiO_2 также оказывает влияние на эти свойства, а термическая обработка играет важную роль в изменении микроструктуры и механических свойств алюминиевых сплавов. Более того, добавление наночастиц еще более усиливает эти эффекты.

Шероховатость оказалась равной $Ra = 1,5$ мкм, что является средним значением для всех образцов, после термической обработки (нагрева и закалки с 500 °С в воде и старения при 180 °С в течение 3 ч). В таблице 4.2 приведены полные экспериментальные результаты для серии испытаний на усталость.

На рисунке 4.11 показано поведение усталости при испытании с постоянной амплитудой при различном весовом процентном содержании TiO_2 , добавляемого в алюминиевый сплав. Из рисунка 4.11 видно, что использование 5 масс. % TiO_2 имеет наилучшую усталостную прочность по сравнению с другими весовыми процентами. Другими словами, добавление 5 масс. % TiO_2 привело к повышению усталостной прочности на 8,18% при максимальном напряжении $R_p 0.2$. В частности, предполагается, что твердый, хрупкий материал находится в режиме многоциклового усталости, что означает, что он чрезвычайно уязвим для него [134].

Таблица 4.2 – Результаты испытаний на усталостное разрушение образцов АА2024 с наночастицами (TiO₂) после термической обработки

Состав	Приложенное напряжение, МПа	Nf, циклы
0 масс. % TiO ₂	120	6000
	100	55000
	80	1500000
	70	3000000
	60	9000000
2,5 масс. % TiO ₂	120	40000
	100	100000
	80	5250000
	70	6000000
	60	10000000
5 масс. % TiO ₂	120	57000
	100	150000
	80	7500000
	70	10000000
7,5 масс. % TiO ₂	120	54000
	100	1800000
	80	6500000
	70	9000000

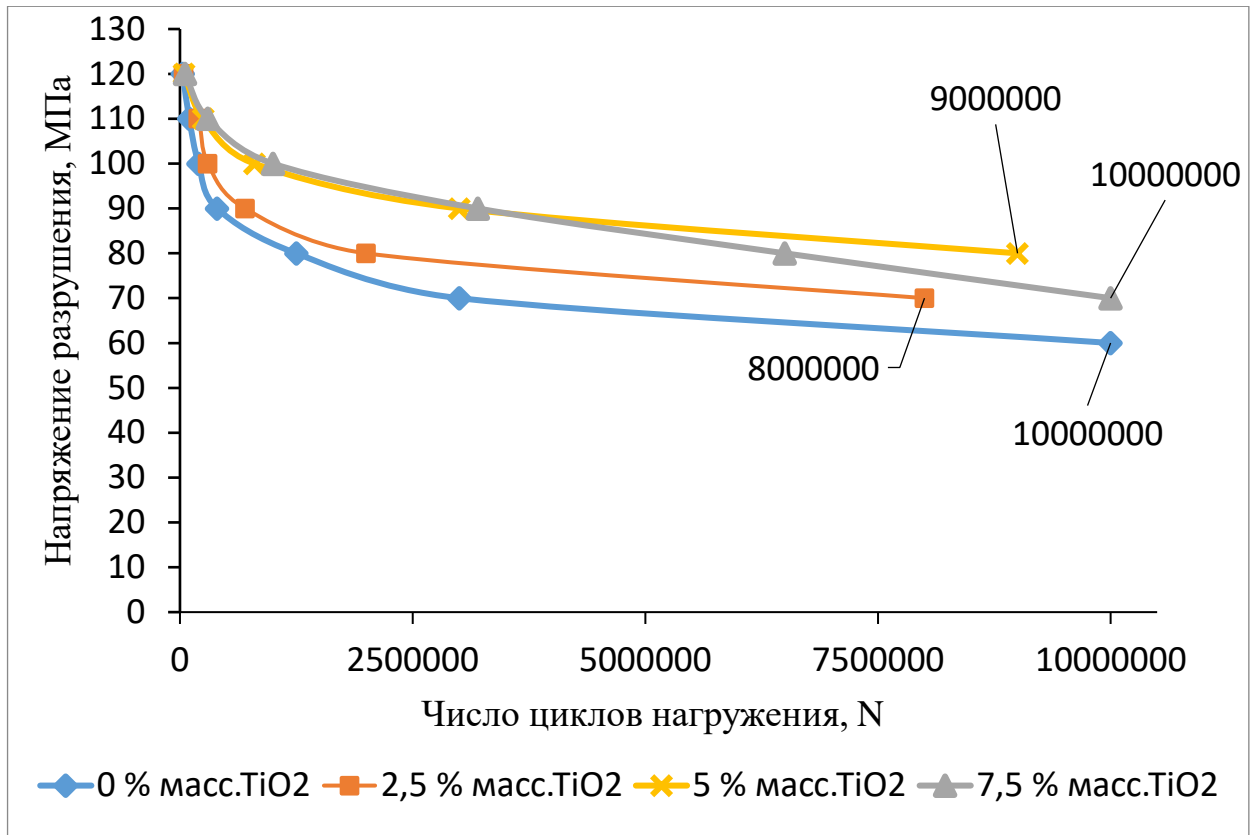


Рисунок 4.11 – Кривые усталостного разрушения при циклическом нагружении термообработанных композитов AA2024/TiO₂ с различной массовой долей TiO₂ при 25 °С

Усталостное поведение можно описать уравнением Басквина ($\sigma_f = AN_f^\alpha$), где A и α – моменты времени материала. В таблице 4.3 представлены соответствующие значения усталостного поведения для четырех случаев с использованием различных массовых процентов TiO₂ и алюминиевого сплава при постоянной нагрузке. В связи с этим коэффициент корреляции R^2 может представлять собой сходимость экспериментальных данных с уравнением аппроксимации. В принципе высокие значения R^2 , близкие к 1, будут отражать согласованность разработанных уравнений, приведенных в таблице 3.3 [135].

$$\alpha = \frac{h \sum_{i=1}^h \log \sigma_{fi} \log N_{fi} - \sum_{i=1}^h \log \sigma_{fi} \sum_{i=1}^h \log N_{fi}}{h \sum_{i=1}^h (\log N_{fi})^2 - [\sum_{i=1}^h \log N_{fi}]^2} \quad (4.1)$$

$$\log A = \frac{h \sum_{i=1}^h \log \sigma_{fi} - \alpha \sum_{i=1}^h \log N_{fi}}{h} \quad (4.2)$$

где:

N_f – усталостная долговечность при отказе (циклы),

Σf – приложенное напряжение при усталости (МПа),

h – число прикладываемых уровней нагружения.

Таблица 4.3 – Усталостное поведение образцов АА2024 с разным массовым процентным содержанием TiO_2 и постоянной нагрузкой

Состав	A	α	Уравнение Басквина	R^2	$\sigma_{E \cdot L} \cdot 10^7$ циклы, МПа
0 масс. % TiO_2	244	-0,0816	$\sigma f = 244 N_f^{-0,0816}$	0,9651	70,56
2,5 масс. % TiO_2	291	-0,0879	$\sigma f = 291 N_f^{-0,0879}$	0,9782	71,71
5 масс. % TiO_2	291	-0,0826	$\sigma f = 291 N_f^{-0,0826}$	0,9662	76,85
7,5 масс. % TiO_2	286	-0,0780	$\sigma f = 286 N_f^{-0,0780}$	0,9654	72,08

В нанокompозитах процесс охлаждения вызывает касательное сжимающее напряжение в матрице и радиальное гидростатическое растягивающее напряжение. В результате, мелкие трещины не расширяются из-за компрессионного напряжения в матрице. Это благоприятно влияет на вязкость разрушения композита. Рисунок 4.12 показывает, что предпочтительное направление распространения трещины перпендикулярно направлению растягивающего напряжения и параллельно направлению сжимающего напряжения. Во второй фазе и в матрице присутствует значительное напряжение, которое может привести к смещению вершины трещины в другом направлении, в отличие от случая, когда такого напряжения нет.

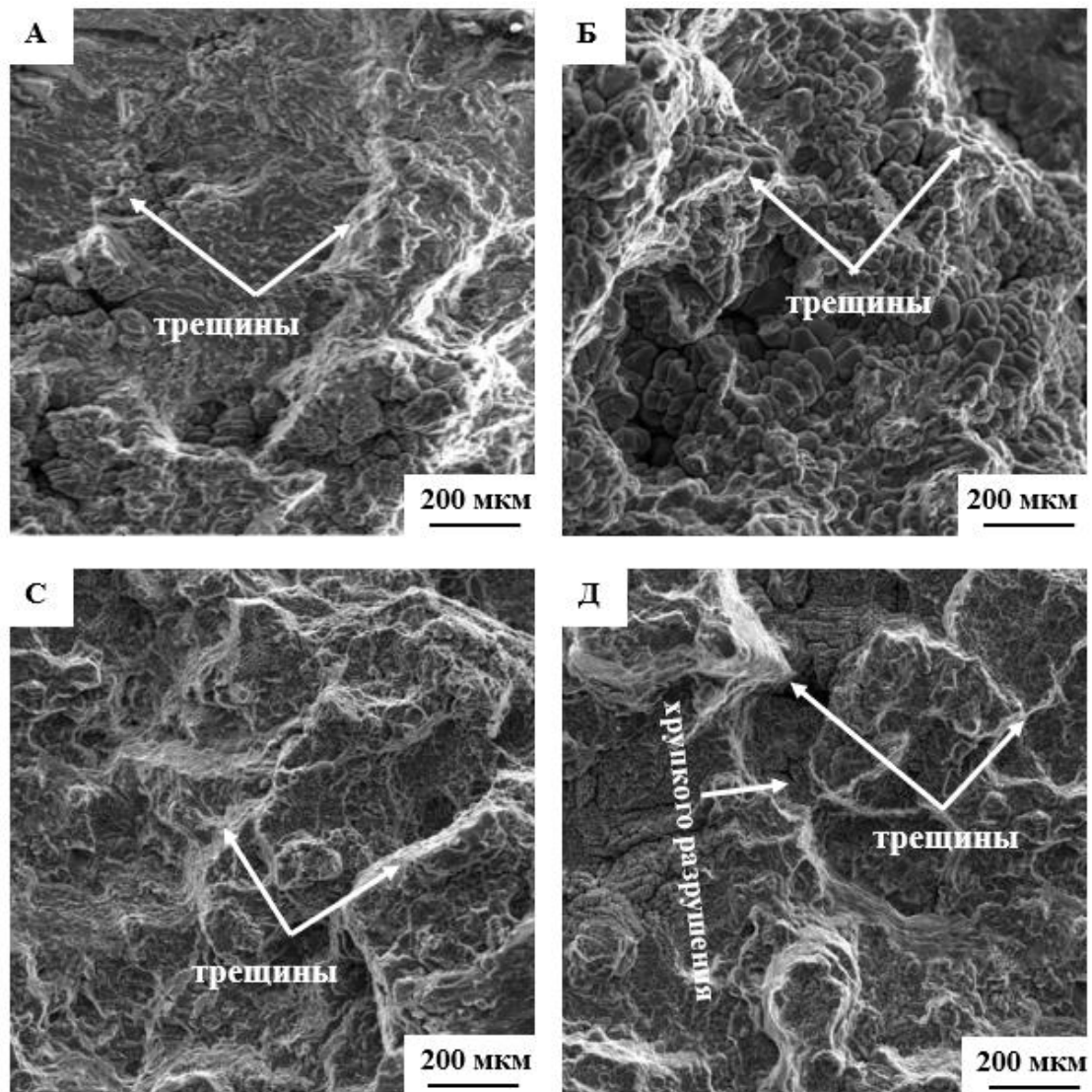


Рисунок 4.12 – Поверхность излома композитов AA2024/TiO₂: (А) 0 мас.% TiO₂; (б) 2,5 масс.% TiO₂; (С) 5 масс.% TiO₂ и (Д) 7,5 масс.% TiO₂

Когда вершина трещины приближается к армирующим частицам во второй фазе, радиальное растяжение и тангенциальное сжатие матрицы могут вызвать миграцию вершины трещины. При наличии наночастиц со сферической формой, остаточное напряжение в матрице более выражено, а их прочность и модуль упругости выше, чем в случае отсутствия наночастиц. Это является характеристикой композитов, содержащих различные наночастицы.

4.4 Влияние термической обработки и армирования на износостойкость композитов AA2024/TiO₂

В промышленности проблема износа может значительно повредить компоненты, которые двигаются относительно друг друга. Существует ряд различных факторов, которые могут влиять на скорость износа, включая твердость металла, время скольжения и приложенную нагрузку [136]. Также существует ряд способов снижения износа, таких как нанесение покрытий на поверхности или использование наночастиц для защиты движущихся деталей [137]. Термическая обработка играет решающую роль в оптимизации распределения и взаимодействия наночастиц в алюминиевой матрице. Правильные параметры термообработки, такие как температура, время и скорость охлаждения, могут привести к желаемым микроструктурным изменениям, включая измельчение зернистой структуры, усиление дисперсионного твердения и улучшение дисперсии наночастиц.

Однако результаты этого исследования проливают свет на влияние термической обработки на износостойкость алюминиевых сплавов и потенциальные преимущества включения наночастиц. В данном исследовании все поверхности контакта испытываемых образцов и скользящего диска имели одинаковую шероховатость, чтобы исследовать влияние других параметров. Поэтому образцы были отполированы и сглажены для получения бездефектной поверхности.

4.4.1 Скорость износа композитов AA2024/TiO₂

Согласно рисунку 4.13, добавление 2,5 – 5 масс. % наночастиц TiO₂ в алюминиевый сплав повышает износостойкость, причем наибольшее повышение достигается при 5 масс. % TiO₂. В противном случае алюминиевые сплавы, содержащие 2,5 масс. % и 5 масс. % TiO₂, имеют более высокую износостойкость по сравнению с базовыми сплавами без добавления TiO₂.

Это говорит о повышенной твердости образцов. Однако было обнаружено, что композит AA 2024/TiO₂ с концентрацией выше 5 масс. % TiO₂ приводит к

снижению износостойкости. Таким образом, повышение износостойкости является выгодным для разработки стабильного двухкомпонентного композита AA2024/TiO₂. Кроме того, добавление большего количества наночастиц позволяет формировать защитный оксидный слой, который увеличивает площадь контакта и повышает сопротивление трению и износу. Следовательно, скорость деформации алюминиевых сплавов увеличивается с увеличением содержания TiO₂. Таким образом, как утверждают (Al-Samarai et al., 2012), износостойкость обратно пропорциональна твердости [138].

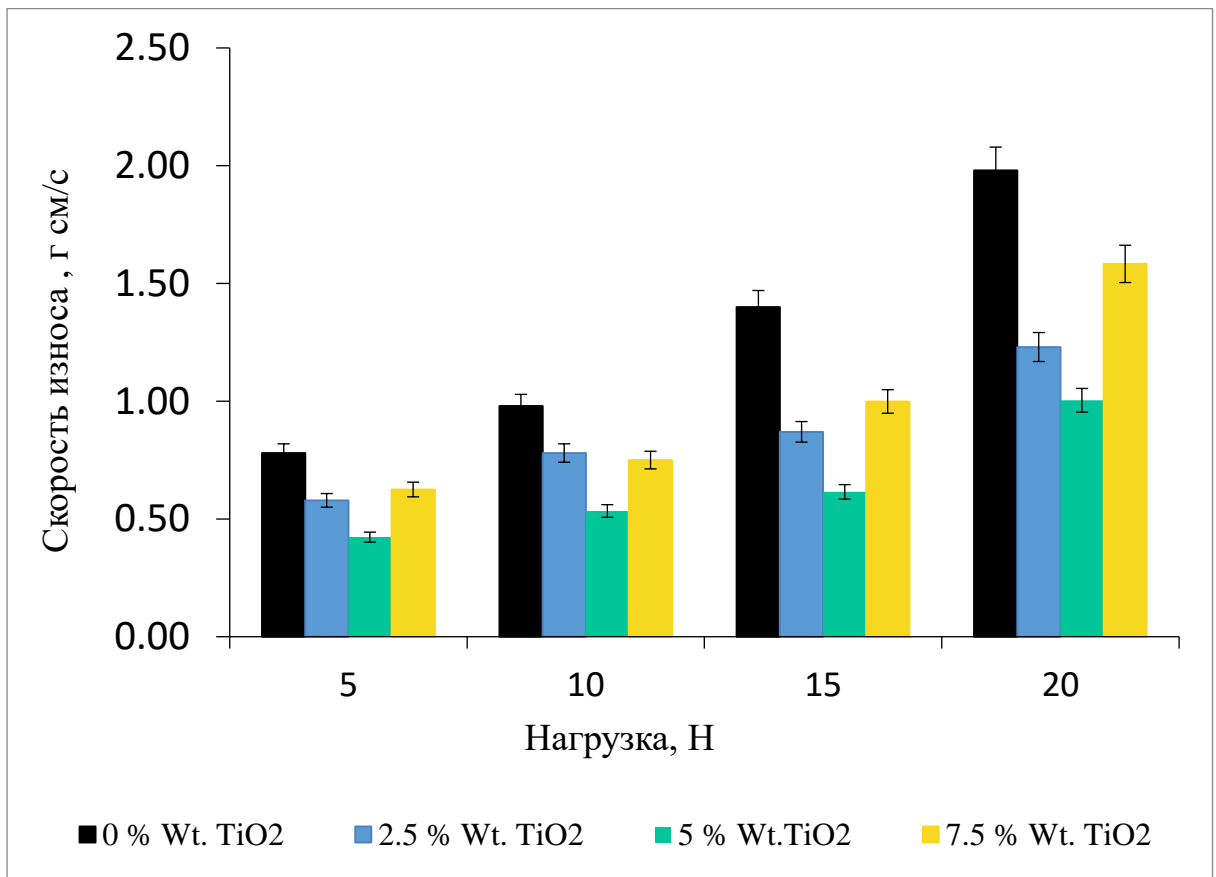


Рисунок 4.13 – Изменение скорости износа композитов AA22024/TiO₂ при различных нагрузках

Испытание композита на износ при скольжении всухую после термической обработки (нагрева и закалки с 500 °C в воде и старения при 180 °C в течение 3 ч), показало, что переход механизма изнашивания от легкого к сильному износу увеличивается с 0,53 МПа до 0,71 МПа, что составляет приблизительно 30 % увеличения износостойкости за счет термической обработки. Снижение скорости износа можно объяснить несколькими механизмами. Во-первых, наличие

наночастиц обеспечивает защитный барьер, предотвращая прямой контакт между сопрягаемыми поверхностями и уменьшая трение. Во-вторых, наночастицы действуют как упрочняющие агенты, повышая твердость и механические свойства алюминиевой матрицы. Эта повышенная прочность и твердость противостоят деформации и износу под нагрузкой. Кроме того, наночастицы помогают заполнять микроструктурные пустоты и дефекты, улучшая общее качество поверхности и снижая скорость износа.

Установлено, что при малых нагрузках (менее 5 Н) термическая обработка не влияла на скорость изнашивания, и истирание оставалось доминирующим механизмом изнашивания. В переходном диапазоне (10–20Н) термообработанные композиты показали меньшую скорость изнашивания по сравнению с композитами в исходном состоянии. Это произошло потому, что термическая обработка обеспечила более высокое сопротивление зарождению трещин при этих относительно низких напряжениях. Но из-за термической обработки снижается вязкость разрушения композита. Это вызвало ускоренное распространение подповерхностных трещин, вызванное расслаиванием и адгезией (сильный износ) при воздействии поверхностных напряжений выше 0,7 МПа. Установлено, что при высоких нагрузках износостойкость термообработанного композита заметно ниже, чем у композита в исходном состоянии. Саху и др. [139] при использовании одного и того же цикла термообработки для нанокompозитов алюминиевого сплава выявили увеличение скорости износа с увеличением нагрузки и скорости с аналогичными тенденциями как для термообработанных, так и для нетермообработанных образцов.

Лучший образец имеет хорошую износостойкость (низкую потерю массы) в тех же материалах, что и образец с 5 масс. % TiO_2 . Это объясняет увеличение скорости износа. По мере того, как температура продолжает повышаться, а окислительный износ становится основным компонентом механизма изнашивания, будет наблюдаться снижение скорости изнашивания. Это связано с тем, что оксидный слой обычно имеет более твердую поверхность, чем подложка диска. Следовательно, он будет действовать как защитное третье тело, уменьшая

эффект износа скольжения на нижней поверхности. Результаты хорошо согласуются с выводами [140, 141].

Изменение коэффициента трения в зависимости от приложенной нагрузки показано на рисунке 4.14. Как наблюдалось, средний коэффициент трения и потеря веса увеличиваются с увеличением приложенной нагрузки. Сплав с добавлением 5 масс. % TiO_2 демонстрирует наименьший коэффициент трения и наименьшую потерю веса при всех приложенных нагрузках по сравнению с базовым сплавом AA2024. Такое снижение коэффициента трения и потерь на износ можно объяснить смазочными свойствами TiO_2 . Кроме того, примечательно, что добавление частиц TiO_2 в композит AA2024/5 % TiO_2 может повысить износостойкость, как показано на рисунке (4.14). По сравнению с композитом AA2024/5 % TiO_2 он демонстрирует более высокую износостойкость при всех изученных приложенных нагрузках.

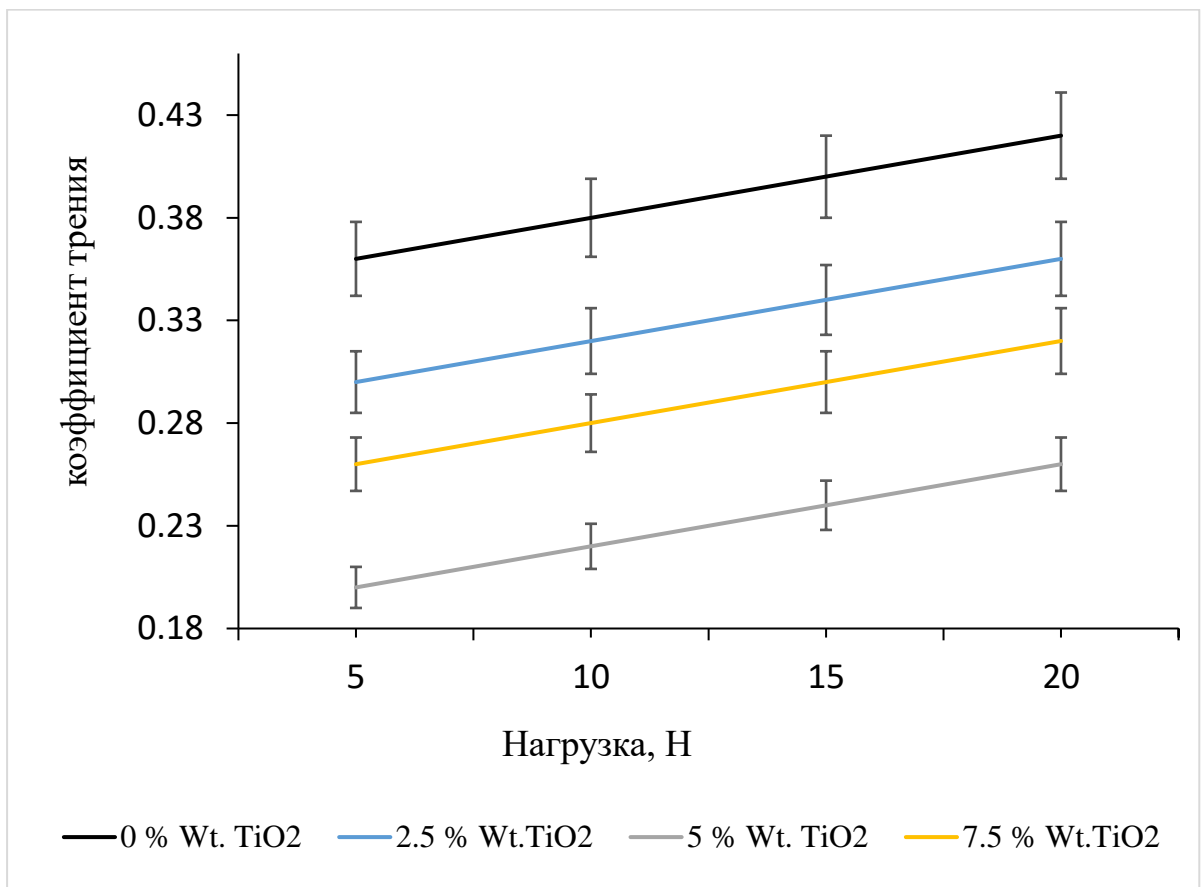


Рисунок 4.14 – Изменение коэффициента трения композитов AA2024/ TiO_2 при различных нагрузках

4.4.2 Влияние термической обработки и армирования на потерю массы композитов AA2024/TiO₂

Термическая обработка оказывает значительное влияние на потерю массы в результате износа алюминиевого сплава. Это может привести к улучшению структуры зерна и распределению частиц, что приведет к снижению износа и потери объема. Эти результаты показывают, что термообработанные образцы с армированием TiO₂ демонстрируют лучшую износостойкость по сравнению с нетермообработанными аналогами.

На рисунке 4.15 представлены потери объема матричного материала сплава AA2024 в зависимости от массовой доли наночастиц TiO₂ при различных нагрузках. Видно, что при увеличении массовой доли наночастиц TiO₂ объемные потери матричного материала и композитов уменьшаются. Это показывает, что массовая доля армирования пропорциональна износостойкости композита [142]. Также показано, что потеря объема при более низких нагрузках (5 Н и 10 Н) значительно меньше, чем при более высоких нагрузках. Улучшение износостойкости композитов с повышенным содержанием армирующего элемента TiO₂ можно объяснить повышением твердости композитов.

Термическая обработка играет решающую роль в изменении микроструктуры и механических свойств сплава. Было замечено, что композитные образцы, подвергнутые термообработке, демонстрируют меньшую потерю объема по сравнению с образцами без термообработки. Кроме того, процентное содержание наночастиц TiO₂ также оказало заметное влияние на износостойкость композитов. Увеличение процентного содержания наночастиц TiO₂ до определенного значения (5 масс. % TiO₂) привело к уменьшению потери объема за счет образования рафинированной микроструктуры с повышенной твердостью, что свидетельствует об улучшении износостойкости. Однако дальнейшее увеличение процентного содержания наночастиц TiO₂ сверх этого значения (7,5 масс. % TiO₂) приводило к небольшому увеличению потери массы.

Такое поведение можно объяснить агломерацией наночастиц, что приводит к менее эффективному армированию.

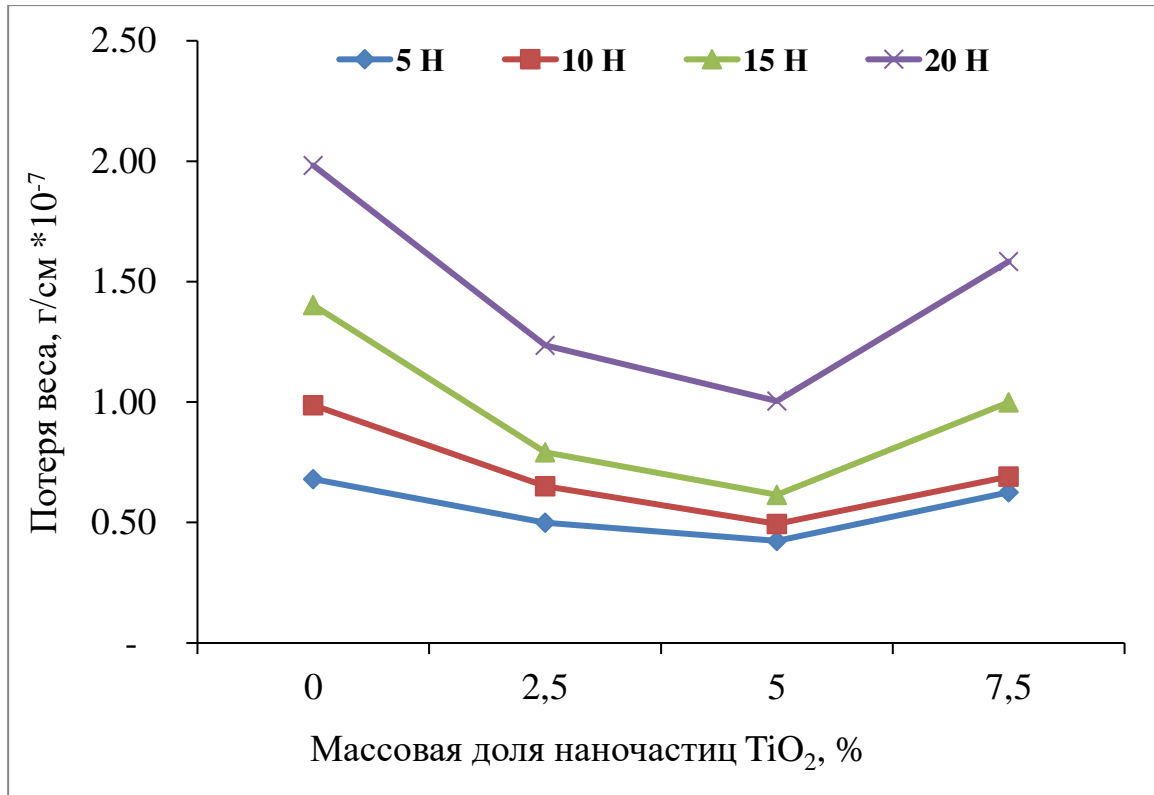


Рисунок 4.15 – Изменение потери массы образцов в зависимости от массовой доли наночастиц после термической обработки

Из рисунка 4.15 видно, что при 5 масс. % TiO₂ демонстрирует лучшие механические свойства, чем матричный материал и все другие композиты, а повышенная твердость приводит к снижению скорости износа и потери объема [143]. Более высокая пиковая твердость обусловлена тем, что композиты с большим количеством частиц TiO₂ изнашиваются медленнее и теряют меньше массы.

Можно быть уверенным, что увеличение количества наночастиц TiO₂ после термической обработки (нагрева и закалки с 500 °С в воде и старения при 180 °С в течение 3 ч) уменьшит эффект потери массы. В частности, это означает повышение износостойкости. Эти результаты дают ценную информацию для разработки передовых композитов на основе алюминия с улучшенными механическими и трибологическими характеристиками для различных инженерных приложений.

4.4.3 Особенности микроструктуры поверхностного износа

Поверхность износа для каждого образца показана на рисунке 4.16. Поверхность износа имела структуру в виде ямок и свидетельствовала о характере вязкого разрушения. Что касается износа очень прочных алюминиевых сплавов, то образование микропустот вокруг укрупненных выделений вызывает межкристаллитное повреждение. Кроме того, изображения СЭМ показали неравномерность характеристик изнашиваемых поверхностей, показывая, что скорость износа была получена из-за различных механизмов отказа. Большие четкие бороздки в направлении скольжения превратились в мелкие царапины (рисунок 4.16 с), которые можно было наблюдать на поверхности (рисунок 4.16, а), а абразивный износ перешел в адгезионный износ. За счет большего количества наночастиц TiO_2 в основе матрицы ее пластической деформации противостоял механический смешанный слой, ставший барьером для момента дислокации и повышенной износостойкости [144].

Сочетание термической обработки и армирования наночастицами оказало синергетический эффект на микроструктуру поверхности износа. Оптимизированные циклы термообработки позволили получить улучшенную микроструктуру с более мелкими зёрнами и хорошо распределенными включениями. Оптимальное сочетание термообработки и армирования наночастицами от 2,5 масс. % до 5 масс. % показало повышенную износостойкость благодаря наличию тонкой микроструктуры и хорошо диспергированных наночастиц, которые действовали как эффективные упрочняющие агенты. С другой стороны, можно было увидеть толстый слой переноса. Этот слой удерживает лежащую под ним матрицу от соприкосновения со скользящей частью, что замедляет скорость износа. Этот передаточный слой, который формируется на композитах, защищает материал под ним, что предотвращает соприкосновение металлических дисков.

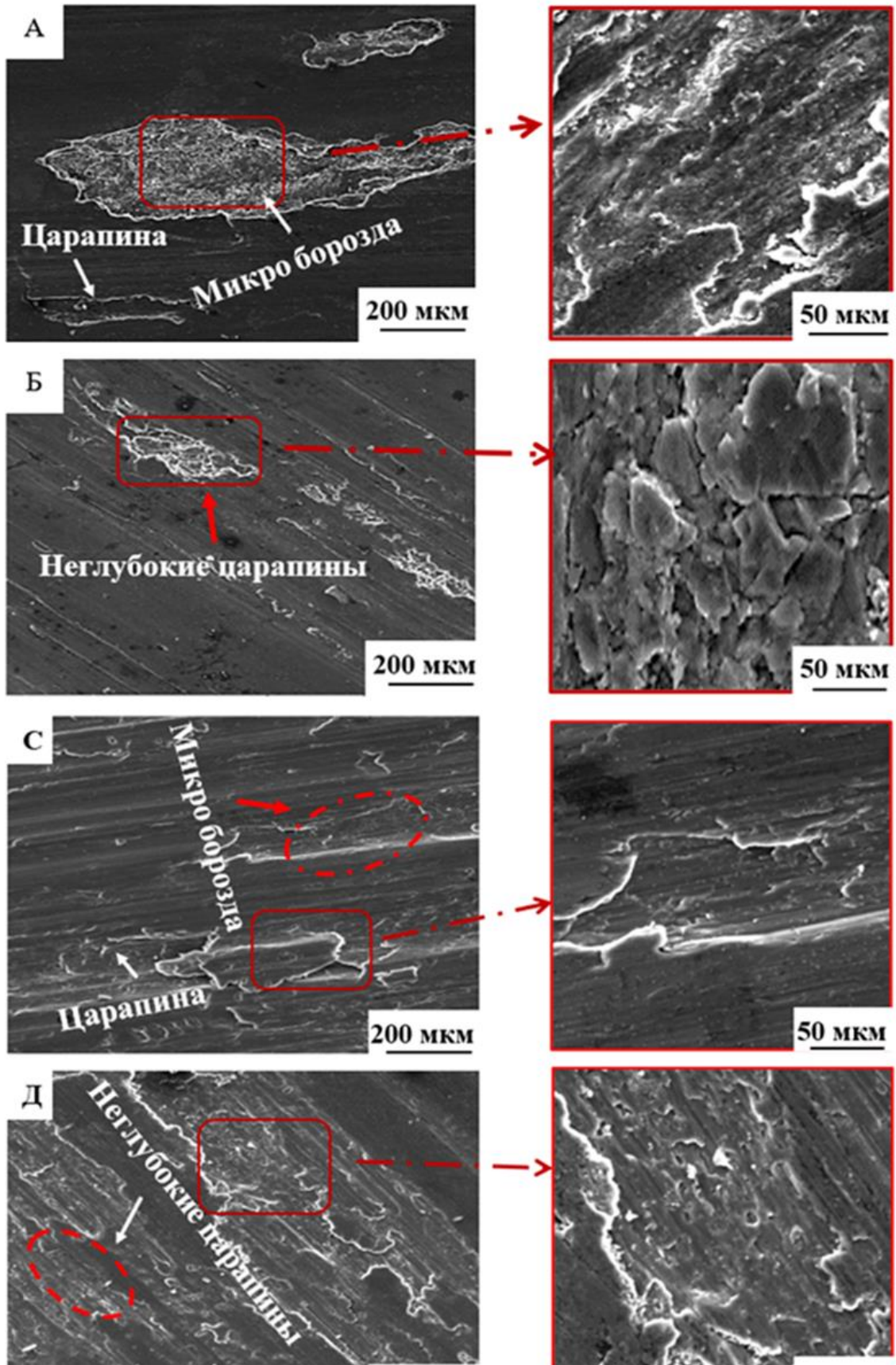


Рисунок. 4.16 – СЭМ- изображения поверхности износа AA2024/TiO₂: (А) 0 масс. % TiO₂; (Б) 2,5 масс. % TiO₂; (В) 5 масс. % TiO₂ и (Д) 7,5 масс. % TiO₂

Поэтому наблюдается меньшая скорость износа [145]. Меньший износ виден на рисунке 4.16(с), что помогает сделать вывод о том, что композитный сплав AA2024 + 5 масс. % TiO_2 демонстрирует превосходную износостойкость по сравнению с другими АММС и матричным сплавом. Однако важно отметить, что чрезмерно высокие концентрации наночастиц приводят к нежелательным микроструктурным изменениям, таким как рост зерен или агломерация частиц, что может негативно сказаться на износостойкости [146,147].

4.5 Выводы

В главе продолжено исследование образцов композитов AA2024/ TiO_2 , полученных методом литья с перемешиванием. Исследовано влияние добавления керамических наночастиц (0 масс. %, 2,5 масс. %, 5 масс. % и 7,5 масс. % TiO_2), а также термической обработки на эволюцию микроструктуры и механические свойства сплава. Были получены следующие выводы:

- 1) Термическая обработка вызвала рекристаллизацию и рост зерен, в то время как добавление наночастиц TiO_2 влияло на границы зерен и дисперсию частиц в матрице, а также повышало термическую стабильность, способствуя формированию более однородной микроструктуры, измельченная микроструктура и мелкие выделения действовали как барьеры, препятствующие росту зерен и укрупнению выделений при высоких температурах.
- 2) Установлено, что механические свойства образцов после термической обработки выше, чем у образцов до термической обработки. Значение предела прочности на растяжение составило 390 МПа, а твердость - 146 HV при 5 масс. % TiO_2 .
- 3) Результаты исследования показали, что термическая обработка способствовала дисперсии и выравниванию наночастиц TiO_2 в матрице материала, что привело к улучшению межфазной связи. В результате ударная вязкость материала увеличилась, и значение предела прочности при изгибе составило 22 Дж/мм² при содержании 5 масс. % TiO_2 , что на 20 % выше, чем у других составов.
- 4) Показано, что после термообработки, включающей нагрев до 500 °С, выдержку

в течение 3 ч, закалку в воду и последующее старение при 185 °С в течение 3 ч, происходило растворение интерметаллических фаз и границ зерен, а легирующие элементы равномерно распределялись в твердом растворе. Оптически были четко идентифицированы три основные фазы (Al_2Cu , Al_2CuMg и Al), что привело к образованию пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в алюминии.

- 5) Сочетание термической обработки и армирование наночастицами (TiO_2) улучшило износостойкость сплава за счет уменьшения степени повреждения, вызванного износом, и минимизации потерь материала. Износостойкость образца композита AA2024/ TiO_2 с 5 масс. % TiO_2 выше, чем у других образцов, и на 20 % выше, чем у образцов до термической обработки.
- 6) Термическая обработка существенно влияет на усталостное поведение алюминиевых сплавов, содержащих наночастицы TiO_2 . Усталостная долговечность всех композитов при разной амплитуде напряжений при постоянной амплитуде нагружения была выше, чем у исходной матрицы. Наилучшее улучшение наблюдалось в композит AA2024/ TiO_2 с содержанием 5 масс. % TiO_2 , которое показало улучшение на 20 % по сравнению с матрицей.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В диссертационной работе рассмотрена научно-практическая задача, направленная на разработку и исследование композитов на основе матричного сплава AA2024, армированного наночастицами TiO_2 с размером 30-50 нм. Метод литья с перемешиванием был успешно использован для получения композита AA2024 с различными концентрациями наночастиц (0 %, 2,5 масс. %, 5 масс. % и 7,5 масс. % TiO_2). Затем была исследована термическая обработка, состоящая из закалки в воду после выдержки при 500 °С и последующего старения при 185 °С в течение 3 ч. Проведенные исследования позволяют сделать следующие выводы:

1. Процесс литья с перемешиванием оказался эффективным методом изготовления композита AA2024/ TiO_2 . Количественный РФА показывает несколько меньшее содержание фазы TiO_2 в композитах по сравнению с количеством вводимых в расплав наночастиц TiO_2 , соответственно: 2,4 % и 2,5 %, 4,4 % и 5 %, 5,2 % и 7,5 %. Эти результаты свидетельствуют о хорошем усвоении вводимых наночастиц TiO_2 расплавом матричного композита AA2024/ TiO_2 при их введении до 5% и заметно хуже при 7,5%. Наночастицы равномерно диспергированы в матрице сплава, обеспечивая хорошую межфазную связь.

2. Введение наночастиц TiO_2 оказывает влияние на микроструктуру и фазовый состав алюминиевого сплава. Наночастицы действуют как центры зародышеобразования при кристаллизации, способствуя формированию более мелких и равномерно распределенных зерен. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа, добавление наночастиц TiO_2 приводит также к изменению состава интерметаллических соединений в междендритных зонах, к образованию фаз $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$, Al_2TiCu и Al_9TiFe . Термообработка способствует увеличению содержания фазы MgCuAl_2 и формированию фазы Al_2Cu . Результаты рентгеновской дифрактометрии показали наличие фаз Al , MgCuAl_2 , Al_2Cu и TiO_2 в образцах полученных композитов AA2024/ TiO_2 до и после термообработки.

3. Добавление наночастиц TiO_2 улучшает механические свойства сплава AA2024. В частности, при добавлении 5 масс. % TiO_2 наблюдается максимальное

повышение твердости, как по значению микротвердости (110 HV), так и по твердости по методу Бринелля (66 HB). Кроме того, отмечается увеличение предела прочности на растяжение до 330 МПа и ударной вязкости до 19 Дж/м². Такое упрочнение может быть обусловлено эффективной передачей нагрузки и ограничением движения дислокаций, обеспечиваемых присутствием наночастиц. Наночастицы TiO₂ могут служить препятствием для распространения трещин, что в итоге также повышает его прочность.

4. При дальнейшей термообработке этого образца с 5 масс. % TiO₂ было обнаружено, что микротвердость увеличилась до 146 HV (на 33 %), предел прочности на растяжение до 390 МПа (на 18%), а ударная вязкость до 22 Дж/м² (на 12 %) по сравнению с необработанным образцом.

5. Введение наночастиц TiO₂ в алюминиевый сплав AA2024 улучшило и его усталостные характеристики. Было установлено, что оптимальная концентрация наночастиц составляет 5 масс. % TiO₂, при которой сплав показал самую высокую усталостную долговечность. Термическая обработка также оказывает положительное влияние на усталостные характеристики алюминиевых сплавов, содержащих наночастицы.

6. Сочетание термической обработки и добавления наночастиц TiO₂ улучшило износостойкость сплава за счет уменьшения степени повреждения поверхности трения и минимизации скорости потерь материала при трении. Износостойкость сплава AA2024 с 5 масс. % TiO₂ оказалась выше, чем у других образцов, и значение износостойкости нанокомпозитов было на 20% выше, чем у образцов до термической обработки.

7. Таким образом, содержание 5 масс. % наночастиц TiO₂ является оптимальным в композитах AA2024/TiO₂ и приводит к максимальному увеличению большинства механических и трибологических характеристик этих композитов, в то время как введение 7,5 масс. % TiO₂ в состав композитов оказывается слишком большим и нецелесообразным из-за худшего усвоения такого количества наночастиц TiO₂ расплавом и образования агломератов наночастиц TiO₂, которые могут быть источниками образования трещин и приводят к снижению характеристик композитов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Santos, M. C. Machining of aluminum alloys: a review [Text] / M.C. Santos, A. R. Machado, W. F. Sales, M. A. S. Barrozo, E. O. Ezugwu // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86 (9). – P. 3067–3080.
2. Qi, Z. Microstructure and mechanical properties of double-wire arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys [Text] / Z. Qi, B. Cong, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, J. Ding // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 255. – P. 347–353.
3. Afzal, N. Microstructural features and mechanical properties of artificially aged AA2024 [Text] / N. Afzal, T. Shah, R. Ahmad // Strength of Materials. – 2013. – T. 45. – С. 684-692.
4. Yang, D. Excellent compressive strength and ductility of Ti₅Si₃-coated SiCP/Al 2014 composites [Text] / D. Yang, F. Qiu, Q. Zhao, Q. Jiang // Journal of Alloys and Compounds. –2017. – Vol. 698. – P. 1086–1093.
5. Фридляндер, И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: Металлургия. –1979. 208 с.
6. Walia, A. Effect of Tic reinforcement in the copper tool on roundness during EDM process [Text] / A. S. Walia, V. Srivastava, V. Jain, S. A. Bansal // In Advances in Materials Science and Engineering. – 2020. – P. 125 – 135.
7. Singh, G. Microstructure and mechanical behavior of AA6082-T6/SiC/B₄C-based aluminum hybrid composites [Text] / G. Singh, S. Goyal. // Particulate Science and Technology. – 2018. –Vol. 36(2). – P. 154 –161.
8. Lan, J. Strengthening mechanisms of 2A14 aluminum alloy with cold deformation prior to artificial aging [Text] / J. Lan, X. Shen, J. Liu, L. Hua // Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 745. – P. 517-535.
9. Konovalov, S. On the influence of the electrical potential on the creep rate of aluminum [Text] /S. Konovalov, V. Danilov, L. Zuev, R. Filip'ev, V. Gromov // Physics of the Solid State. –2007. –Vol. 49(8). –P. 1457-1459.
10. Divagar, S. Impacts of nano particles on fatigue strength of aluminum-based metal matrix composites for aerospace [Text] / S. Divagar, M. Vigneshwar, S. Selvamani

- // *Materials Today: Proceedings.* –2016. – Vol. 3(10). – P. 3734–3739.
11. Duan, S. Y. Interfacial structure evolution of the growing composite precipitates in Al-Cu-Li alloys [Text] / S. Y. Duan, C. L. Wu, Z. Gao, L. M. Cha, T. W. Fan, J. H. Chen // *Acta Material.* – 2017. – Vol.129. – P. 352-360.
 12. Mondal, S. Nanocarbon reinforced aluminum matrix (NRAM) composites: fabrication, structure and properties [Text] / S. Mondal, S. Barik, D. P. Mishra // *Materials Science and Technology.* – 2023. – Vol. 39(6). –P. 637-651.
 13. Chandel, R. A review on recent developments of aluminum-based hybrid composites for automotive applications [Text] / R. Chandel, N. Sharma, S. Bansal // *Emergent Materials.* – 2021. – Vol 4(5). – P. 1243-1257.
 14. Karbalaei, M. Fabrication and study on mechanical properties and fracture behavior of nanometric Al₂O₃ particle-reinforced A356 composites focusing on the parameters of vortex method [Text] /M. Karbalaei, O. Mirzaee, H. Baharvandi // *Materials & Design.* – 2013. – Vol. – 46. – P. 199-205.
 15. Jaber, M. Electrical conductivity, magnetic and fatigue properties of aluminum matrix composites reinforced with nano-titanium dioxide (TiO₂) [Text] / M. Jaber, G. Aziz, A. Mohammed, H. AL-AIKawi // *Nanocomposites.* – 2020. – Vol. 6(2). – P. 47-55.
 16. Cheng, J. Aging behavior and mechanical properties of ultra-fine-grained Al 2024-2TiN composite prepared by spark plasma sintering [Text] / J. Cheng, B. Li, Q. Cai, B. Zhao, C. Xu, Z. Chen // *Materials Characterization.* – 2021. – Vol. 181. – P. 111497.
 17. Toshio, M. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃ Al. Intermetallic [Text] / M. Toshio, T. Hirano // *Intermetallic.* – 1995. -Vol. 3(1) -P. 23-33.
 18. Shin, J. The structure and properties of 2024 aluminum composites reinforced with TiO₂ nanoparticles [Text] / J. Shin, H. Choi, D. Bae // *Materials Science and Engineering.* –2014. –Vol. 607. – P. 605-610.
 19. Shin, J. Creep Properties in TiO₂ Nanoparticle Reinforced Aluminum Matrix Composites [Text] / J. Shin, D. Bae // *Advanced Engineering Materials.* –2013. –

- Vol. 15 (11). – P. 1029-1033.
20. Saheb, N. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review [Text] / N. Saheb, Z. Iqbal, A. Khalil, A. Hakeem, N. Aqeeli, T. Laoui A. Al- Qutub, R. Kirchner // Journal of Nanomaterials. -2012. -Vol.2012. -P. 1-13.
 21. Liao, H. Investigation on the sintering technology of high temperature is earth permanent magnets Sm_2 (Co, Cu, Fe, Zr) [Text] / H. Liao, Y. Sun, G. Sun // Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy. – 2002. –Vol. 7. – p. 62-65.
 22. Hajjari, E. An investigation on the microstructure and tensile properties of direct squeeze cast and gravity die cast 2024 wrought Al alloy [Text] / E. Hajjari, M. Divandari // Materials & Design. – 2008. – Vol. 29. – P.1685–1689.
 23. Sheng, L.Y. Microstructure and mechanical properties of Ni_3Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion. [Text] / L.Y. Sheng, W. Zhang, J. Guo, Z. S. Wang, V.E. Ovcharenko, L. Z. Zhou, H. Q. Ye // Intermetallic. -2009. -Vol. 17(7). -P. 572- 577.
 24. Umasankar, V. Experimental evaluation of the influence of processing parameters on the mechanical properties of Sic particle reinforced AA6061 aluminum alloy matrix composite by powder processing / V. Umansakar // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 582. – P. 380–386.
 25. Ren, L. Effect of Mg content on microstructure and properties of Al-Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method [Text] / L. Ren, H. Gu, W. Wang, S. Wang, C. Li, Z. Wang, Y. Zhai, P. Ma // Materials. – 2019. – Vol. 12 (24) – P. 4160.
 26. Filimonov, V. Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni_3Al in the thermal explosion mode. / V. Filimonov, M. A. Korchagin, N. Z. Lyakhov // Intermetallics. – 2011. – Vol. 19(7). – P. 833-840.
 27. Moy, C. Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminum alloy [Text] / C. Moy, M. Weiss, J. Xia, G. Sha, S. Ringer, G. Ranzi // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 552. – P. 48–60.
 28. Akadiri, P. O. Understanding barriers affecting the selection of sustainable

- materials in building projects [Text] / P. O. Akadiri // Journal of Building Engineering. –2015. –Vol. 4. – P. 86-93.
29. Wang, H. Evolution of surface mechanical properties and microstructure of Ti-6Al-4V alloy induced by electro pulsing-assisted ultrasonic surface rolling process [Text] / H. Wang, G. Song, G. Tang // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 681. – P. 146–156.
30. Vidyarthi, M. Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Microstructure and Wear Performance of Cr-Mn-Cu White Cast Iron Grinding Media [Text] / M. Vidyarthi, A. Ghose, I. Chakrabarty // Cryogenics. –2013. – Vol. 58. – P.85-92.
31. Shee, S. K. Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃ Al. [Text] / S. K. Shee, M. Pradhan// Journal of Alloys and Compounds. -1998. -Vol. 265(1-2). -P. 249-256.
32. Schaffer, G. B. Distortion in a 7xxx Aluminum Alloy during Liquid Phase Sintering [Text] / G. B. Schaffer, S. H. Huo // Metallurgical and Materials Transactions. – 2014. – Vol. 45(2). – P. 1010 – 1018.
33. Gurganus, T. B. Aluminum powder applications / T. B. Gurganus // Adv. Mater. Process. – 1995.- V. 148 (2). P. 57–59.
34. Mishra, R. Friction stirs processing: a novel technique for fabrication of surface composite [Text] / R. Mishra, Z. Ma, I. Charit // Materials Science and Engineering: A. –2003. –Vol. 341(1-2). – 307-310.
35. Lall, C. P/M aluminum structural parts – Manufacturing and metallurgical fundamentals / C. Lall, W. Heath // International Journal Powder Metall. – 2000. – V.36 (6). – P. 45–50.
36. Pervaiz, S. Influence of tool materials on machinability of titanium-and nickel-based alloys [Text] / S. Pervaiz, A. Rashid, I. Deiab, M. Nicolescu // Materials and Manufacturing Processes. – 2014. – Vol. 29(3). – P. 219-252.
37. Rajak, D. K. Technical overview of aluminum alloy foam [Text] / D. K. Rajak, L. A. Kumaraswamihas, S. Das // Reviews on advanced materials science. – 2017. – Vol. 49 (1). – P. 68–86.
38. Bayraktar, S. Machinability properties of Al–7Si, Al–7Si–4Zn and Al–7Si–4Zn–

- 3Cu alloys [Text] / S. Bayraktar, F. Afyon // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering. – 2020. – Vol. 42. – P. 1-12.
39. Hamade, R. F. A case for aggressive drilling of aluminum [Text] / R. F. Hamade, F. Ismail // Journal of Materials Processing Technology. – 2005.– Vol. 166 (1). – P. 86 –97.
40. Cunha, M. The influence of laser surface treatment on the fatigue crack growth of AA 2024-T3 aluminum alloy alclad sheet [Text] / M. Cunha, M. Lima // Surf Coat Technol. – 2017. –Vol. 329. – P.244-249.
41. Farajollahi, R. Effects of Ni on the microstructure, mechanical and tribological properties of AA2024-Al₃NiCu composite fabricated by stir casting process [Text] / R. Farajollahi, H. Aval, R. Jamaati // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 887. – P. 161433.
42. Hu, Y. An experimental study on crack closure induced by laser peening in pre-cracked aluminum alloy 2024-T351 and fatigue life extension [Text] / Y. Hu, H. Cheng, J. Yu, Z. Yao // International Journal of Fatigue. –2020. –Vol. 130. – P. 105232.
43. Casati R., Vedani M. Metal matrix composites reinforced by nano-particles—a review [Text] / R. Casati, M. Vedani Metals. – 2014. – T. 4. – №. 1. – C. 65-83.
44. Sanaty-Zadeh A. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall-Petch effect [Text]/ A. Sanaty-Zadeh //Materials Science and Engineering: A. – 2012. – T. 531. – C. 112-118.
45. Casati R. Al/Al₂O₃ nanocomposite produced by ECAP[Text] / R. Casati, M. Amadio, C.A. Biffi, D. Dellasega, A. Tuissi, M. Vedani //Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd, 2013. – T. 762. – C. 457-464.
46. Bhoi N. K. Developments in the aluminum metal matrix composites reinforced by micro/nano particles—a review [Text] N. K. Bhoi, H. Singh, S. Pratap //Journal of Composite Materials. – 2020. – T. 54. – №. 6. – C. 813-833.
47. Ba, K. Residual stress investigation of quenched and artificially aged aluminum alloy 7175 [Text] / K. Ba, J. Levesque, A. Gakwaya, S. Karganroudi // International Journal

- of Advanced Manufacturing Technology 2021. –Vol.116(5-6). –P. 1537- 1553.
48. Araghchi, M. A Novel Cryogenic Treatment for Reduction of Residual Stresses in 6061 Aluminum Alloy [Text] / M. Araghchi, H. Mansouri, R. Vafaei, Y. Guo // Materials Science and Engineering. –2017. –Vol. 689. – P. 48-52.
49. Balaji, P. Comparative study of Al 6061 alloy with Al 6061–magnesium oxide (MgO) composite / P. Balaji, R. Arun, D. JegathPriyan, M.I. Ram, E. Manikandan, // Int J Sci Eng Res. –2015. –Vol 6.4. –pp 408-12.
50. Kumar, A. Fabrication and Characterizations of Mechanical Properties of Al- 4.5% Cu/10TiC Composite by Method [Text] / A. Kumar, M. Mahapatra, P. Jha, J. Miner // Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering. –2012. – Vol. 11(11). – P. 1075–1080.
51. James, S. Hybrid Aluminium Metal Matrix Composite Reinforced with SiC and TiB₂ [Text] / S. James, K. Venkatesan, P. Kuppan, R. Ramanujam // Procedia Engineering. –2014. – Vol. 97. – P. 1018–1026.
52. Dilmeç, M. Effects of sheet thickness and anisotropy on forming limit curves of AA 2024- T4 [Text] / M. Dilmeç, H. Halkacı, F. Oztürk, H. Livatyali, O. Yigit // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. –2013. – Vol. 67. – P. 2689-2700.
53. Ali, A. Improvement of Fatigue life of AA7075 using Laser Shock Peening (LSP) Surface Treatment Technique [Text] / A. Ali //AL-Taqani. –2016. – Vol. 29. –P.47-
54. Диссертация канд. тех. наук. Симонова Е.В. Усовершенствование способа получения композиционного материала на основе алюминия, упрочненного наночастицами, в поле действия центробежных сил. Москва, 2014, 162 с.
55. Chou, C. Effects of two-stage heat treatment on densification, microstructural features and dielectric properties of CaO–MgO–SiO₂ glass-ceramics with ZrO₂ nucleating agents [Text] / C. Chou, C. Feng, P. Raevski, H. Chen, C. Tsao, P. Chen, C. Tu // Materials Research Bulletin. – 2017. –Vol. 96. – P. 66-70.
56. Patel, M. Fabrication and Investigation of Mechanical Properties of SiC Particulate Reinforced AA5052 Metal Matrix Composite [Text] / M. Patel, K. Sahu, K. Singh // Journal of modern material. –2020. – Vol. 7. – P. 26-36.

57. Nourbakhsh, S. H. Investigations of mechanical, microstructural and tribological properties of Al2024 nanocomposite reinforced by TiO₂ nanoparticles [Text] / S. H. Nourbakhsh, M. Tavakoli, M. A. Shahrokhian // Materials Research Express. – 2018. – Vol. 5(11). – P.116531.
58. Zhang, Z. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites [Text] / Z. Zhang, D.L. Chen //Materials Science and Engineering: A. – 2008. – T. 483. – C. 148-152.
59. Wahl, N. Effect of Modeling Assumptions on the Accuracy of Spectrum Fatigue Lifetime Predictions for a Fiberglass Laminate [Text] / N. Wahl, D. Samborsky, J. Mandell, D. Cairns // Wind Energy Symposium. –2002. –Vol. 7476. –P. 19 -26.
60. Ekhlash, A. The Effect of Heat Treatments on Mechanical Properties of Aluminum Alloy AA 2024-T6 [Text] / A. Ekhlash // Iraqi Journal for Mechanical and Material Engineering. –2013. – Vol.13(3). – P. 402- 409.
61. Stiglich, D. Anisotropic ductile fracture of Al 2024 alloys [Text] / D. Stiglich, W. Brocks, J. Heerens, T. Pardoen // Engineering Fracture Mechanics. –2008. –Vol. 75. – P. 3692–3706.
62. Heinz, A. Recent development in aluminum alloys for aerospace applications [Text] / A. Heinz, A. Haszler, C. Keidel, S. Moldenhauer, R. Benedictus, W.S. Miller // Materials Science and Engineering A. –2000. –Vol. 280. – P.37–49.
63. Kala, H. A Review on Mechanical and Tribological Behaviors of Stir Cast Aluminum Matrix Composites [Text] / H. Kala, K. Mer, S. Kumar // Procedia materials science. – 2014. – Vol. 6. – p. 1951–1960.
64. Li, J. Localized corrosion mechanism of 2xxx-series Al alloy containing S(Al₂CuMg) and θ'(Al₂Cu) precipitates in 4.0 % NaCl solution at pH 6.1 [Text] / F. Li, Z. Ziqiao, J. Na, T, Chengyu // Materials Chemistry and Physics. –2005. – Vol.91(2-3). – P. 91 325–329.
65. Huda, Z. Characterization of 2024-T3: An aerospace aluminum alloy [Text] / Z. Huda, N. Taib, T. Zaharinie // Materials Chemistry and Physics. –2009. – Vol. 113. – P.515 –517.

66. Toozandehjani, M. Effect of artificial aging on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy AA6061-T6 [Text] / M. Toozandehjani, F. Mustapha, M. K. Ariffin, N. I. Zahari, K. A. Matori, F. Ostovan, F. Fadaeifard // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2016. – Vol. 58. – P.283-286.
67. Jones, R. H. Role of Mg in the stress corrosion cracking of an Al-Mg alloy [Text] / R. H. Jones, D. R. Baer, M. J. Danielson, J. S. Vetrano // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2001. – Vol. 32 (7). – P. 1699–1711.
68. Konovalov, S. V. Effect of electron beam treatment on structural change in titanium alloy VT-0 at high-cycle fatigue [Text] / S. V. Konovalov, I. A. Komissarova, D. A. Kosinov // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – 2016. – Vol. 150. – P. 1–6.
69. Guchinsky, V. Finite-element modeling of the semi-elliptical fatigue crack growth using damage accumulation approach [Text] / V. Guchinsky, S. Petinov // *Proc. of XLII Int. Summer School–Conf. APM 2014*. – St. Petersburg. –2014. – P. 301–311.
70. Chetan, S. A review of the fatigue analysis of an automobile frame [Text] / S. Chetan, C. Khushbu, P. Fajalhusen // *International Journal of Advanced Computer Research*. –2012. – Vol. 2(4). – P.103-107.
71. Siddiqui, R. Effect of aging time and aging temperature on fatigue and fracture behavior of 6063 aluminum alloy under sea water influence [Text] / R. Siddiqui, S. Abdul-Wahab, T. Pervez // *Materials and Design*. –2008. – Vol. 29. – P 70-79.
72. Lee, E. Environmental effects on low cycle fatigue of 2024-T351 and 7075-T651 aluminum alloys [Text] / E. Lee, A. Vasudevan, G. Glinka // *International journal of fatigue*. – 2009. – Vol. 31. – pp. 1938–1942.
73. Coyal, A. An experimental analysis of tensile, hardness and wear properties of aluminum metal matrix composite through stir casting process [Text] / A. Coyal, N. Yuvaraj, R. Butola, L. Tyagi // *SN Applied Sciences*. –2020. – Vol. 2. – P.1-10.
74. Oleiwi, J. Laser Treatment Effect on Fatigue Characterizations for Steel Alloy Beam Coated with Nanoparticles [Text] / J. Oleiwi, N Fahad, M. Abdulridha, M. Al-Waily, K. Njim // *International Journal of Nanoelectronics & Materials*. – 2023.

- Vol. 16. (1).
75. Zhukeshov, A. M. Hardening of structural steel by pulsed plasma treatment [Text] / A. M. Zhukeshov, A. T. Gabdullina, A. U. Amrenova, S. A. Ibraimova // Journal of Nano and Electronic Physics. – 2014. – Vol. 6 (3) P. 03066.
 76. Wang, Y. Fatigue damage rule of LY12CZ aluminum alloy under sequential biaxial loading [Text] / Y. Wang, D. Zhang, W. Yao // Science China Physics, Mechanics and Astronomy. –2014. – Vol. 57(1). – P. 98-103.
 77. Srivatsan, T. S. Advances in Manufacturing Techniques for Materials: Engineering and Engineered [Text] / T. S. Srivatsan, T. S. Sudarshan, K. Manigandan. – London: CRC Press and Taylor & Francis Inc., 2018. – P.518.
 78. Alalkawi, H. Improvement of Mechanical and Fatigue Properties for Aluminum Alloy 7049 By Using Nano Composites Technique [Text] / H. Alalkawi, Y. Ali, H. Abduljabar // Al-Khwarizmi Engineering Journal. –2019. – Vol. 15(1). – P. 1-9.
 79. Vaghari, M. Studying on the fatigue behavior of Al- Al₂O₃ metal matrix Nanocomposites processed through powder metallurgy [Text] / M. Vaghari, R. Gholam, S. Jenabali // Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials. –2019. – Vol. 52(2). – P. 210-217.
 80. Nazaruddin, A. Effect of addition of nanoparticles on the mechanical properties of aluminium [Text] / A. Nazaruddin, T. S. Krishnakumar // International Journal of Engineering & Research. –2015. – Vol. 4(08). – P. 268-272.
 81. Alagarsamy, S. Synthesis, microstructure and properties of TiO₂ reinforced AA7075 matrix composites via stir casting route [Text] / S. Alagarsamy, M. Ravichandran // Materials Research Express. –2019. – Vol. 6.8. – P. 086519.
 82. Bayoumi, M. Fatigue behavior of a commercial aluminum alloy in sea water at different temperatures [Text] / M. Bayoumi // Engineering Fracture Mechanics. – 1993. – Vol.45. – P. 297-307.
 83. Alrobei, H. Effect of different parameters and aging time on wear resistance and hardness of SiC-B4C reinforced AA6061 alloy [Text] / H. Alrobei // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2020. – Vol.34(5). – P.2027-2034.
 84. AL Alkawi, H. Characterization of AA 6061–alloy composites reinforced by Al₂O₃

- nano particles obtained by stir casting [Text] / H. AL Alkawi, J. Hussain, J. Abdul // Engineering and Technology Journal. –2018. – 36. – P. 792-797.
85. Albert, T. Preparation and characterization of aluminium-titanium carbide (Al-TiC) composite using powder metallurgy [Text] / T. Albert, J. Sunil, A. Christopher, R. Jegan, P. Prabhu, M. Selvaganesan // Materials Today: Proceedings. – 2021. – Vol. 37. – P.1558-1561.
86. Naim, M. Erosion behavior of Prestrained and Aged 2024 Aluminum [Text] / M. Naim, S. Bahadur // Wear. –1988. –Vol.128. – pp. 239-247.
87. Obert, B. An investigation of the reduction in tensile strength and fatigue life of pre-corroded 7075-T6 aluminum alloy [Text] / B. Obert, K. Ngo, J. Hashemi, S. Ekwaro-Osire, P. Sivam // Journal of materials engineering and performance. – 2000. – Vol. 9. – P. 441 – 448.
88. Araghchi, M. Optimization of the mechanical properties and residual stresses in 2024 aluminum alloy through heat treatment [Text] / M. Araghchi, H. Mansouri, R. Vafaei, Y. Guo // Journal of Materials Engineering and Performance. –2018. – Vol.27(7). – p.3234-3238.
89. Natrayan, L. A potential review on influence of process parameter and effect of reinforcement on mechanical and tribological behavior of HMMC using squeeze casting method [Text] / L. Natrayan, S. Kumar // Journal of Critical Reviews. – 2020. – Vol. 7(2). – P.1-5.
90. Guo, M. Effect of Environmental Factors on the Corrosion of 2024 T 3 Aluminum Alloy [Text] / M. Guo, D. Li, X. Rao, L. Guo // Materials Forum. –2004. – Vol. 28. – P.433 – 438.
91. Maurya, M. Assessment of the mechanical properties of aluminum metal matrix composite [Text] / M. Maurya, K. Sudhir, B. Vivek // Journal of Reinforced Plastics and Composites. –2019. –Vol. 38(6). – P. 267–298.
92. Farajollahi R. Effects of Ni on the microstructure, mechanical and tribological properties of AA2024-Al₃NiCu composite fabricated by stir casting process [Text] / R. Farajollahi, H.K. Aval, R. Jamaati R. //Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – T. 887. – C. 161433.

93. Mahan, M. Experimental and Numerical Investigations of the Fatigue Life of AA2024 Aluminium Alloy-Based Nanocomposite Reinforced by TiO₂ Nanoparticles Under the Effect of Heat Treatment [Text] / S. M. Meybodi, S V. Konovalov, S. Najm, O. Mihaela // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. – 2023.
94. Assi, A. D. Effect of Adding SiC and TiO₂ Nanoparticles to AA6061 by Stir Casting Technique on the Mechanical Properties of Composites [Text] /A. D. Assi, H. A. Abdulhadi, S. H. Omran // Journal of Mechanical Engineering, Research and Developments. –2020. – Vol. 43(6). – p. 167-183.
95. Bhandare, R. Preparation of aluminum matrix composite by using stir casting method [Text] / R. Bhandare, P. Sonawane // International journal of engineering and advanced technology. –2013. –Vol.3(2). –P.61- 65.
96. Farajollahi, R. S. Effects of Ni on the microstructure, mechanical and tribological properties of AA2024-Al₃NiCu composite fabricated by stir casting process [Text] /R. S. Farajollahi, H. J. Aval, R. Jamaati // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 887 – 161433.
97. Agrawal, P. Additively manufactured novel Al-Cu-Sc-Zr alloy: Microstructure and Mechanical properties [Text] / P. Agrawal, S. Gupta, S. Thapliyal, S. Shukla, R. S. Haridas, R. S. Mishra // Additive Manufacturing. –2020. – Vol. 37.– P. 101623.
98. ГОСТ 25698-98 Материалы металлические спеченные, исключая твердые сплавы. Определение кажущейся твердости материалов в основном с равномерной твердостью по сечению.
99. ГОСТ 2789-73 Шероховатость поверхности.
100. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: Стандартиформ, 2008. – 22 с.
101. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М.: Стандартиформ, 2008. – 9 с.
102. ГОСТ 23.208-79 Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы.

103. Hussain, H. Properties of hybrid and polymer matrix composites that used to manufacture partial foot prosthetic [Text] / H. Hussain, A. Takhakh // *Al-Nahrain Journal for Engineering Sciences*. – 2017. – Vol. 20.4. – P. 887-893.
104. Reddy, T. Development and wear behavior investigation on aluminum-7075/B4C/fly ash metal matrix composites [Text] / T. Reddy, S. Kishore, P. Theja, P. Rao // *Advanced Composites and Hybrid Materials*. –2020. – Vol.3(2). – p. 255-265.
105. Диссертация канд. тех. наук. Скориков Р.А. Структура и свойства порошковых углеродистых сталях общемашиностроительного назначения, упрочненных наноразмерными добавками. Москва 2013, 155 с.
106. Georgantzia, E. Aluminium alloys as structural material: A review of research [Text] / E. Georgantzia, M. Gkantou, G. Kamaris // *Engineering Structures*. – 2023. – Vol. 227. – P. 111372.
107. Khan, M. An intelligent process model: predicting springback in single point incremental forming [Text] / M. Khan, F. Coenen, C. Dixon, S. El-Salhi, M. Penalva, A. Rivero // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 76(9). – P. 2071-2082.
108. Mahmoud, T. S. Effect of friction stir processing on electrical conductivity and corrosion resistance of AA6063–T6 Al alloy [Text] / T. S. Mahmoud // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. – 2008. – Vol. 222 (7). – P. 1117–1123.
109. Han, J. Relationship between amounts of low- melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al– Cu– Mg alloys during solidification [Text] / J. Han, J. S. Wang, M. S. Zhang, K. M. Niu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. –2020. – Vol.30. – P.2311–2325.
110. Wang, Y. Characterization and strengthening effects of different precipitates in Al–7Si–Mg alloy [Text] / Y. Wang, Y. Lu, S. Zhang, H. Zhang, H. Wang, Z. Chen // *Journal of Alloys and Compounds*. –2021. –Vol. 885. – p.161028.
111. Mahan, H. M. Enhancement of Mechanical properties and Microstructure of Aluminium alloy AA2024 By adding TiO₂ nanoparticles [Text] / H. M. Mahan, S.

- B. Konovalov, O. A. Shabeeb // International Journal of Nanoelectronics and Materials. –2023. – Vol.16(3). – P.481 - 494
112. Srinivasan, D. Tribological behavior of Al / Nanomagnesium/Aluminum nitride composite synthesized through liquid metallurgy technique [Text] / D. Srinivasan, M. Meignanamoorthy, A. Gacem, M. Vinayagam, T. Sathish, M. Ravichandran, H. L. Allasi // Journal of Nanomaterials. – 2022. – Vol. 2022. – P 1- 12.
113. Gangwar, S. Characterization of mechanical and tribological properties of graphite and alumina reinforced zinc alloy (ZA-27) hybrid metal matrix composites [Text] / S. Gangwar, V. Payak, V. K. Pathak, A. Jamwal, P. Gupta // Journal of Composite Materials. –2020. – Vol. 54(30). – p.4889-4901.
114. Zheng, Y. G. Roles of grain boundary and dislocations at different deformation stages of nanocrystalline copper under tension [Text] / Y. G. Zheng, H. W. Zhang, Z. Chen, C. Lu, Y. W. Mai // Physics Letters A. – 2009. –Vol. 373. –P. 570-574.
115. Guo, H. Microstructure characteristics and mechanical properties of reformed wrought aluminium alloy 2024 [Text] / H. Guo, X. Yang, M. Zang // Transactions of Nonferrous Metal Society of China. – 2008. – Vol. 18. –P.555-61.
116. Karaaslan, A. Effect of aging temperature and of retrogression treatment time on the microstructure and mechanical properties of alloy AA 7075 [Text] /A. Karaaslan, I. Kaya, H. Atapek // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49. –p. 443 - 447.
117. Махан, Х. М. Исследование свойств и структуры алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 [Текст] / Х. М. Махан, С. В. Коновалов, И. А. Панченко, Д. Д. Пашкова // Ползуновский вестник 2022 . – № 2(4). – С. 7– 13.
118. Isadare, A. D. Effect of heat treatment on some mechanical properties of 7075 aluminum alloy [Text] / A. D. Isadare, B. Aremo, M. O. Adeoye, O. J. Olawale, M. D. Shittu // Materials Research. – 2013. –Vol.16 (1). – P.190-194.
119. Li, L. Y. Investigation on the sintering technology of high temperature rare earth permanent magnets Sm_2 (Co, Cu, Fe, Zr) [Text] / L.Y. Li, J. H. Yi, Q. L. Zeng,

- Y. S. Fu // *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*. – 2002. – Vol. 7. – P. 62-65.
120. Ahmadvand, M. Thermomechanical synthesis of hybrid in-situ Al-(Al₃Ti+ Al₂O₃) composites through nanoscale Al-Al₂TiO₅ reactive system [Text] / M. Ahmadvand, A. Azarniya, H. R. Hosseini // *Journal of Alloys and Compounds*. –2019. –Vol. 789. – P. 493-505.
121. Zhao, N. A. Finite element analysis of pressure on 2024 aluminum alloy created during restricting expansion-deformation heat-treatment [Text] / N. A. Zhao, Y. Q. Yang, H. A. Ming, L. U. Xian, G. H. Feng, R. J. Zhang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2012. – Vol. 22(9). – P. 2226-2232.
122. Yang, S. L. Atomic structure and evolution of a precursor phase of precipitate in an Al-Cu-Mg-Ag alloy [Text] / S. L. Yang, X. J. Zhao, H. W. Chen, N. Wilson, J. F. Nie // *Acta Materialia*. –2022. – Vol. 225. – P. 117538.
123. Kumar, A. Optimization of incremental sheet forming process using artificial intelligence-based techniques [Text] / A. Kumar, D. Kumar, P. Kumar, V. Dhawan // *Nat-Inspired Optim Adv Manuf Process Syst*. –2020. – Vol. 32. – P.113-130.
124. Rao, R. Fabrication and investigation on Properties of TiC reinforced Al7075 metal matrix composites [Text] / R. Rao, V. N. Ramanaiah, M. M. Sarcar // *Applied Mechanics and Materials*. –2014. – Vol. 592. – P. 349 - 353.
125. Mahan, H. M. The Effects of Titanium Dioxide (TiO₂) Content on the Dry Sliding Behavior of AA2024 Aluminum Composite [Text] / H. M. Mahan, S. V. Konovalov, I. Panchenko, M. A. Al-Obaidi // *Journal of Mechanical Engineering*. –2023. – 20(3). –P. 239-261.
126. Ray, S. Synthesis of cast metal matrix particulate composites [Text] / S. Ray // *Journal of materials science*. – 1993. – Vol. 28(20). – P. 5397-5413.
127. Chu, D. Cu-Al interfacial compounds and formation mechanism of copper cladding aluminum composites [Text] / D. Chu, J. Y. Zhang, J. J. Yao, Y. Q. Han, C. J. Wu // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. –2017. – Vol. 27(11). – P. 2521-2528.

128. Zhang, G. P. Production of a high strength Al ($\text{TiAl}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3$) composite from an Al-TiO₂ system by accumulative roll-bonding and spark plasma sintering [Text] / G. P. Zhang, Q. S. Mei, F. Chen, Y. Ma, X. M. Mei // *Materials Science and Engineering: A*. –2019. – Vol. 752. – P. 192-198.
129. Feng, C. F. Formation of Al₃Ti and Al₂O₃ from an Al-TiO₂ system for preparing in-situ aluminum matrix composites [Text] / C. F. Feng, F. Ludo // *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. –2000. –Vol. 31.4. – P. 385-390.
130. Yazdian, N. F. Microstructural evolution of nanostructure 7075 aluminum alloy during isothermal annealing [Text] / N. F. Yazdian, M. Tavoosi // *Journal of alloys and compounds*. –2010. –Vol. 493. – P. 137-141.
131. Yoshida, Y. A. Effect of Solidified Structure on Hot Tearing in Al-Cu Alloy [Text] / Y. A. Yoshida, K. Shinozuka // *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd. – 2015. – Vol. 828. – P. 58- 61.
132. Farajollahi, R. Hamed, J. Roohollah, J. Development and Characterization of in-situ AA2024-Al₃NiCu Composites [Text] / R. Farajollahi, J. Hamed, J. Roohollah // *International Journal of Metalcasting*. – 2023. – Vol. 17(1). – P.109-123.
133. Ye, X. Effect of electropulsing treatment on microstructure and mechanical properties of cold-rolled pure titanium strips [Text] / X. Ye, Z. T. H. Tse, G. Tang, X. Li, G. Song // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 222. – P. 27–32.
134. Chen, Z. W. Microstructures in interface region and mechanical behaviours of friction stir lap Al6060 to Ti-6Al-4V welds [Text] / Z.W. Chen, S. Yazdanian // *Materials Science and Engineering: A*. –2015. –Vol. 634. – P. 37-45.
135. Yu, L. Ti transition zone on the interface between TiC and aluminum melt and its influence on melt viscosity [Text] / L. Yu, X. Liu // *Journal of materials processing technology*. –2007. –Vol. 182. – P. 519-524.
136. Palavar, O. Artificial neural network prediction of aging effects on the wear behavior of IN706 superalloy [Text] / O. Palavar, O. Dursun, K. Ali // *Materials & Design*. –2015. –Vol. 82. – P. 164-172.

137. Al-Samarai, R. A. Effect of load and sliding speed on wear and friction of aluminum-silicon casting alloy [Text] / R. A. Al-Samarai, A. K. Haftirman, Y. A. Douri // International Journal of Scientific and Research Publications. –2012. –Vol. 2(3). – P.1-4.
138. Nayak, D. Analysis of tribological performance of Cu hybrid composites reinforced with graphite and TiC using factorial techniques [Text] / D. Nayak, N. Ray, R. Sahoo, M. Debata // Tribology Transactions. – 2014. – Vol. 57(5). – P. 908-918.
139. Melik, C. Abrasive wear behaviour of cast Al–Si–Mn alloys. “Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers [Text] / C. Melik // Part E: Journal of Process Mechanical Engineering. –2019. – Vol. 233(4). – P. 908 – 918.
140. Srivivas, P. D. Aluminum metal matrix composites a review of reinforcement; mechanical and tribological behavior [Text] / P. D. Srivivas, M. S. Charoo // International Journal of Engineering & Technology. –2018. – Vol.7(2.4). – P. 117-122.
141. Mahan, H. M. Effect of heat treatment on the mechanical properties of the aluminium alloys AA2024 with nanoparticles [Text] / H. M. Mahan, S. V. Konovalov, I. Panchenko // International Journal of Applied Science and Engineering. –2023. – Vol. 20 (2). – P.1-6.
142. Kumar, G. B. Mechanical and dry sliding wear behavior of Al7075 alloy-reinforced with SiC particles [Text] /G. V. Kumar, C. S. Rao, N. Selvaraj // Journal of Composite Materials. –2012. –Vol. 46 (10). – P. 1201-1209.
143. Kennedy, A. R. Characterising particle–matrix interfacial bonding in particulate Al–TiC MMCs produced by different methods [Text] / A. R. Kennedy, S. M. Wyatt // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. –2001. – 32(3-4). – P. 555-559.
144. Kumar, S. A. Production and investigation on mechanical properties of TiC reinforced Al 7075 MMC [Text] / S. A. Kumar, A. P. Kumar, B. B. Naik, B. Ravi // Materials Today: Proceedings. –2018. – Vol. 5(9). – P. 17924-17929.

145. Jerome, S. Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al–TiC composites [Text] / S. Jerome, B. Ravisankar, P. K. Mahato, S. Natarajan // Tribology International. –2010. – Vol. 43(11). – P. 2029-2036.
146. Ahn, J. Optimization of Process Parameters and Weld Shape of High Power Yb-Fibre Laser Welded 2024-T3 Aluminum Alloy [Text] / J. Ahn, L. Chen, E. He, J. P. Dear, C. M. Davies // Journal of Manufacturing Processes. – 2018. – Vol. 34. – P. 70–85.
147. Enz, J. Mechanical properties of laser beam welded similar and dissimilar aluminum alloys [Text] / J. Enz, M. Kumar, S. Riekehr, V. Ventzke, N. Huber, N. Kashaev // Journal of Manufacturing Processes. –2017. – Vol. 29. – P. 272-280.

ПРИЛОЖЕНИЕ



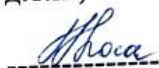
УТВЕРЖДАЮ
Проректор по учебной работе
Гаврилов А.В.
«09» 12 2024г

АКТ


О внедрении (использовании) результатов научно-исследовательской работы (диссертационного исследования) в учебный процесс

Результаты диссертационного исследования Махан Хамид Мохаммед Махан по теме «Исследование свойств и структуры алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 », выполненного на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) под руководством д.т.н., профессора Коновалова С.В., внедрены в учебный процесс на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) на основании решения кафедры (протокол № 5 от «27» декабря 2023 г). Материалы диссертационной работы использовались при подготовке бакалавров и магистров по направлению 22.03.02 и 22.04.02 «Металлургия» в дисциплинах «Материаловедение» и «Термическая обработка материалов», а также для выполнения курсовых и дипломных работ.


Заведующий кафедрой ТМиАМ
д.т.н.,

 / Носова Е.А.
«09» 01 2024г


Соискатель ученой степени

 / Махан Х. М.
«09» 01 2024г

Начальник отдела аспирантуры
докторантуры
к.т.н

 / Родионова Е.В.
«09» 01 2024г

Начальник отдела сопровождения
научных исследований
к.т.н., доцент

 / Родионов Л.В.
«09» 01 2024г



Общество с ограниченной ответственностью

«Вест 2002»

654041, г. Новокузнецк, а/я 318

Тел.: (3843) 777-677

E-mail: vest2002@mail.ru

Исх.11

От 14.02.2024 г.

АКТ

использования результатов диссертационной работы

Махан Хамид Мохаммед Махан

«Исследование структуры и свойств алюмоматричных композитов,
армированных частицами TiO_2 »

Настоящим актом подтверждается, что в результате опробования заготовок, изготовленных из алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 , изготовленных в рамках выполнения Махан Хамид Мохаммед Махан своей диссертационной работы на тему «Исследование структуры и свойств алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 » установлено их соответствие заявленным в диссертационной работе механическим свойствам. Режимы получения алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 и их состав рекомендованы к практическому внедрению в качестве ответственных элементов агрегатов, применяемых в условиях горнодобывающей промышленности.

Генеральный директор
ООО «Вест 2002»,
доктор технических наук, доктор наук



Райков С.В.