

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

Институт машиностроения
(наименование института полностью)

Кафедра «Нанотехнологии, материаловедение и механика»
(наименование)

22.04.01. «Материаловедение и технологии материалов»
(код и наименование направления подготовки, специальности)

«Инжиниринг перспективных материалов и диагностика поведения материалов в изделиях»
(направленность (профиль) / специализация)

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (МАГИСТЕРСКАЯ РАБОТА)

на тему «Испытание ультрамелкозернистого магниевого сплава на кручение и компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния медицинского винта»

Обучающийся

А.А. Батова

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

Доктор техн. наук, профессор Г.В. Клевцов

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

Тольятти 2024

Содержание

| | |
|--|----|
| Введение..... | 4 |
| 1 Аналитический обзор. Наноструктурированные материалы и теоретические аспекты напряженно-деформированного состояния изделий..... | 6 |
| 1.1 Технология получения и свойства ультромелкозернистых материалов.. | 6 |
| 1.2 Методики исследования структуры и механических свойств магниевого сплава при растяжении | 10 |
| 1.3 Механические свойства и биосовместимость наноструктурированного металлических материалов для изготовления медицинских изделий..... | 17 |
| 1.4 Перспективные медицинские изделия для челюстно-лицевой хирургии | 29 |
| 1.5 Теоретические аспекты моделирования напряженно-деформированного состояния в медицинских изделиях | 38 |
| 1.6 Структура и свойства магниевого сплава..... | 44 |
| 1.7 Теоретический расчет модуля упругости магниевого сплава..... | 49 |
| 2 Материал и методики исследования..... | 66 |
| 2.1 Исследуемый материал, методики исследования структуры и механических свойств магниевого сплава при растяжении..... | 66 |
| 2.2 Методика испытания образцов на кручение и макро- и микрофрактографических исследований..... | 68 |
| 2.3 Методы построения геометрической и сетчатой модели винта из магниевого сплава..... | 70 |
| 2.4 Разработка алгоритма моделирования и анализ напряженно-деформированного состояния винта из магниевого сплава при кручении...71 | |

| | |
|---|----|
| 3 Результаты исследования..... | 75 |
| 3.1 Структура и механические свойства магниевового сплава при растяжении | 75 |
| 3.2 Результаты испытания образцов из магниевового сплава при кручении .. | 76 |
| 3.3 Механизм разрушения магниевового сплава при кручении | 77 |
| 3.4 Результаты моделирования эквивалентных напряжений в винте из УМЗ магниевового сплава при кручении | 79 |
| Заключение | 80 |
| Список используемой литературы и используемых источников | 83 |

Введение

В последние несколько десятилетий учеными выявлен обширный потенциал наноматериалов для применения в биомедицине [3, 6, 9] и здравоохранении был тщательно изучен. Данные тематические исследования продемонстрировали, что наноматериалы могут предложить решения текущих проблем с сырьем в биомедицинских областях и областях здравоохранения. При этом продолжается поиск различных подходов к синтезу наночастиц и наноструктурированных материалов, а также новых технологий в биомедицине и здравоохранении в целом. В зависимости от их морфологии (например, размера, соотношения сторон, геометрии, пористости), наноматериалы могут использоваться в качестве модификаторов рецептур, увлажнителей, нанонаполнителей, добавок, мембран и пленок. Поскольку токсикологическая оценка зависит от размеров и морфологии, требуется строгое регулирование при тестировании эффективных дозировок наноматериалов, что выдвигает новые, более точные методы моделирования и биовизуализации, проверки на прочность и вероятность деформации применяемых материалов, что обуславливает актуальность данной работы.

Предметом исследования являются прочностные характеристики и механизм разрушения наноструктурированного магниевого сплава системы Mg-Zn-Ca при растяжении и кручении, а также результаты компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния медицинских винтов из наноструктурированного магниевого сплава.

Цель работы – изучить механические свойства наноструктурированного магниевого сплава системы Mg-Zn-Ca и использование данных свойств для разработки технологии и проведении апробации компьютерного моделирования медицинских изделий (винтов) из наноструктурированного магниевого сплава.

Исходя из поставленной цели автором для исполнения в работе разработан ряд задач:

- провести аналитический обзор технологии получения и свойств ультромелкозернистых материалов;
- изучить механические свойства и механизм разрушения магниевых сплавов в КЗ и УМЗ состоянии при растяжении и кручении;
- создать имитационную модель медицинского винта из наноструктурированного магниевого сплава;
- разработать алгоритм создания имитационной модели и провести моделирование его характеристик;
- обосновать эффективность разработанного алгоритма.

За последние несколько лет, челюстно-лицевая хирургия претерпела значительные изменения и улучшения: от диагностики до лечения. Так, при лечении переломов, для остеосинтеза широко используется метод жесткой фиксации отломков пластиной с винтами. В качестве материалов погружных металлических фиксаторов широкое применение находят магниевые сплавы, а именно наноструктурированные магниевые сплавы, обладающие хорошей биосовместимостью с человеческой костной тканью.

В настоящее время широко применяются новейшие методы компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния с применением CAD/CAE технологий.

Построение математической модели и оценка напряженно-деформированного состояния элементов исследуемых металлоконструкций была реализована в пакете конечно-элементного анализа ANSYS Products 2021 R2. Показано эффективное использование УМЗ магниевого сплава для изготовления медицинских винтов, что расширяет представления о физической природе прочности и механизмах разрушения наноструктурированных материалов.

Структура работы включает в себя введение, 3 главы, заключение и список использованных источников.

1 Аналитический обзор. Наноструктурированные материалы и теоретические аспекты напряженно-деформированного состояния изделий

1.1 Технология получения и свойства ультромелкозернистых материалов

Стали являются наиболее важными конструкционными материалами человечества, позволяющими совершать технологические прорывы в различных областях, таких как энергетика, транспорт, безопасность и медицина. «Серьезный прогресс в этих областях был достигнут благодаря разработке передовых высокопрочных сталей (AHSS), чему способствовали противоречивые требования автомобильной промышленности по одновременному повышению безопасности при столкновении и экономии топлива» [1].

«Среди различных механизмов упрочнения, используемых для современных сталей, измельчение зерна является одним из немногих методов одновременного повышения прочности и ударной вязкости» [1]. Таким образом, ультромелкозернистые стали с относительно простым химическим составом, упрочненные в основном за счет измельчения зерна, имеют большой потенциал для замены некоторых традиционных низколегированных высокопрочных сталей. Это касается как (в основном) одиночных, так и массивнолегированных усовершенствованных высокопрочных многофазных сталей [1].

Управление микроструктурой позволяет улучшить различные свойства, такие как прочность и усталостные свойства, баланс прочности и пластичности и обрабатываемость [1].

Основные преимущества такого подхода заключаются в том, чтобы избежать дополнительных легирующих элементов; избежать дополнительных термообработок, таких как мягкий отжиг, закалка и отпуск; улучшить

свариваемость за счет более низкого содержания углерода и других легирующих элементов по сравнению с другими высокопрочными сталями [1]. Еще одной областью высокого потенциала для такой ультрамелкозернистой стали является возможность сверхпластичности при высокой скорости деформации при средних и повышенных температурах [1].

«Как правило, термин ультрамелкое зерно бывает среднего размера с зерном от 1 мкм до 2 мкм в диаметре; субмикрон относится к размерам зерен от 100 до 1000 нм; в то время как наноструктурированные имеют размеры зерен менее примерно 100 нм» [1].

Сверхтонкие аустенитно-ферритные дуплексные стали со средним содержанием Mn часто демонстрируют явление прерывистой текучести, которое обычно не наблюдается в других композитоподобных многофазных материалах. Среднемарганцевые стали с аустенитной матрицей (доля аустенита ~65 об. %) могут демонстрировать ярко выраженную прерывистую текучесть [24]. Для исследования этого явления используется комбинация нескольких методов определения характеристик мелкозернистости от макроскопического (несколько миллиметров) до наноскопического масштаба (ниже 100 нм) [24].

В этом микропластическом режиме пластическая деформация начинается в аустенитной фазе до того, как феррит выйдет из строя [24]. Границы раздела аустенит-феррит действуют как предпочтительные места зарождения новых частичных дислокаций в аустените и полных дислокаций в феррите [24]. Большая общая площадь, обусловленная субмикронным размером зерна, может обеспечить высокую плотность источников дислокаций и привести к быстрому росту подвижных дислокаций, что считается основной причиной прерывистой текучести в таких сталях [24]. Размер зерна и устойчивость аустенита к образованию мартенсита, вызванного деформацией, являются двумя важными факторами [24].

Микроструктурные факторы, контролирующие характеристики полос Людерса с точки зрения количества мест зарождения полос и скорости их

распространения [24]. Таким образом, эти факторы определяют ранние стадии текучести сталей со средним содержанием марганца из-за их решающего влияния на образование подвижных дислокаций и локальное деформационное упрочнение [24].

Сверхпластичные сплавы обладают чрезвычайно высокой пластичностью (>300 %) без трещин при деформируются при растяжении при температурах выше половины их температуры плавления [24]. Сверхпластичность, напоминающая текучесть меда, вызвана скольжением границ зерен в металлах. Хотя сообщается о нескольких сверхпластичных сплавах цветных и черных металлов, их практическое применение ограничено из-за высокой стоимости материала, низкой прочности после формования, высокой температуры деформации и сложного процесса изготовления [24].

Сталь со средним содержанием марганца характеризуется ультрамелким зерном, низкой стоимостью материала, простотой изготовления, т. е. обычной горячей и холодной прокаткой, низкой температурой деформации (около 650 °С) и превосходной пластичностью выше 1300% при 850 °С. Мы предполагаем, что эта сверхмелкозернистая среднемарганцевая сталь может ускорить коммерциализацию сверхпластичных ферросплавов [24].

Ультрамелкозернистые стали с размером зерен менее 1 мкм предлагают перспективу высокой прочности и высокой ударной вязкости по сравнению с традиционными составами стали [24].

Эти материалы в настоящее время являются предметом обширных исследований во всем мире. Ультрамелкозернистые стали могут быть получены либо с помощью передовых термомеханических процессов, либо с помощью стратегий жесткой пластической деформации [24]. Оба подхода подходят для создания субмикронных зернистых структур с привлекательными механическими свойствами. В этом обзоре описаны различные методы изготовления сверхмелкозернистых ОЦК-сталей, соответствующие микроструктуры и полученный спектр механических свойств [24].

«Среди различных механизмов упрочнения измельчение зерна является единственным методом одновременного повышения прочности и ударной вязкости» [24].

«Таким образом, сверхмелкозернистые стали со сравнительно примитивным химическим составом, упрочненные в основном за счет измельчения зерна» [24], имеют большой потенциал для замены некоторых традиционных низколегированных высокопрочных сталей. Основные преимущества такого подхода:

- отсутствие необходимости дополнительных легирующих элементов;
- отсутствие необходимости дополнительных термообработок, таких как мягкий отжиг, закалка и отпуск; улучшить свариваемость за счет более низкого содержания углерода и других легирующих элементов по сравнению с другими высокопрочными сталями.

Автором анализируется технология, основанная на применении приобретшим максимальное развитие методом создания субультрамелкозернистых и наноструктурных материалов [16], равноканальное угловое прессование (РКУП) [25].

Метод состоит из продавливания заготовки пуансоном через 2 канала, пересекающиеся под определенным углом. Угол стыка каналов инструмента находится в диапазоне с 90° до 120° . Входной и выходной каналы инструмента имеют равное поперечное сечение, что в свою очередь не препятствует неоднократно воспроизводить процесс прессования для достижения требуемого уровня накопленной деформации (рисунок 1) [16].

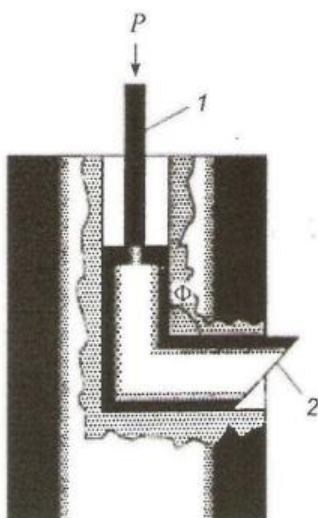


Рисунок 1 – Процесс интенсивной пластической деформации РКУП [1]

К основным параметрам РКУП относят:

- температуру заготовки при прессовании;
- степень накопленной деформации;
- угол стыка каналов инструмента;
- маршрут прессования [1].

Температура деформации способствует развитию мелкого зерна при деформировании [1]. Степень деформации подбирается в зависимости от требуемого уровня механических характеристик и параметров структуры эталона [1]. Показано, что для формирования новой зеренной структуры с большеугловыми границами зерен обычно требуется 4-8 проходов при угле пересечения каналов 90° в зависимости от температуры и материала [1].

1.2 Методики исследования структуры и механических свойств магниевого сплава при растяжении

Медицинские устройства, например, такие как: интракорпоральные или экстракорпоральные устройства, временные или постоянные имплантаты, стенты, сосудистые трансплантаты, анастомозы, устройства для

восстановления аневризмы, эмболические устройства и имплантируемые устройства (например, ортопедические или зубные имплантаты) обычно инфицированы условно-патогенными бактериями и другими инфекционными микроорганизмами, в некоторых случаях случаи, требующие удаления имплантируемых устройств [18]. «Такие инфекции также могут привести к болезни, длительному пребыванию в больнице или даже смерти» [1]. Поэтому крайне желательно предотвратить образование биопленки и инфекции на постоянных катетерах, ортопедических имплантатах, кардиостимуляторах, контактных линзах, стентах, сосудистых трансплантатах, эмболических устройствах, устройствах для восстановления аневризмы и других медицинских устройствах [1].

«Повышение устойчивости биоматериалов к росту бактерий и содействие быстрой интеграции тканей и трансплантации поверхностей биоматериалов являются областями исследований» [1]. «Однако, несмотря на достижения в области стерилизации и асептических процедур, а также достижения в области биоматериалов, бактериальные и другие микробные инфекции остаются серьезной проблемой при использовании медицинских имплантатов» [1]. Например, более половины всех внутрибольничных инфекций вызваны имплантированными медицинскими устройствами [11]. «Эти инфекции часто являются результатом образования биопленок в месте введения медицинского имплантата» [11]. К сожалению, такие инфекции часто устойчивы к реакциям врожденной иммунной системы, а также к обычным антибиотикам. Следует понимать, что такие инфекции являются проблематичными не только для лечения людей, но также и для лечения ряда других организмов. Желанным дополнением к уровню техники могут стать медицинские импланты, которые не чувствительны к болезнетворной бактериальной среде и не являются ареалом ее обитания [1].

Варианты осуществления настоящего изобретения включают различные медицинские устройства, такие как зажимы, клапаны, интракорпоральные или экстракорпоральные устройства (например, катетеры), временные или

постоянные имплантаты, стенты, сосудистые трансплантаты, анастомозы, устройства для восстановления аневризмы, эмболические устройства и имплантируемые устройства [27] (например, ортопедические и зубные имплантаты) и т.п., которые содержат поверхности с усиленной наноструктурой. Наноструктуры могут содержать нановолокна (включая нанопроволоки), нанотрубки или наночастицы и/или их комбинации, включая тканые и нетканые волокнистые маты, содержащие нановолокна и нанотрубки [27].

Наноструктуры могут быть покрытыми или непокрытыми, или иметь несколько покрытий. Конкретные покрытия варьируются в зависимости от желаемой цели устройства или способа [27]. Такие улучшенные поверхности обеспечивают множество улучшенных характеристик медицинских устройств, в которых они используются, на них или внутри которых они используются, в том числе, например, для предотвращения/уменьшения биологического обрастания, увеличения потока жидкости благодаря гидрофобности, увеличения адгезии, биоинтеграции и т. д. [27].

Современные изделия должны иметь одну или более поверхностей, имеющих множество связанных с ней наноструктурных компонентов [19]. Медицинское устройство может включать интракорпоральное или экстракорпоральное устройство, временный или постоянный имплантат, стент [19], сосудистый трансплантат, анастомотическое устройство, устройство для восстановления аневризмы, эмболическое устройство, имплантируемое устройство, катетер, клапан или другое устройство, которое выигрывает от наноструктурированной поверхности в соответствии с идеями настоящего изобретения [19].

Наноструктуры могут содержать нановолокна, нанотрубки или наночастицы и/или их комбинации, включая тканые и нетканые волокнистые маты, содержащие наноструктуры [19]. Наноструктуры могут быть покрытыми или непокрытыми, или иметь несколько покрытий. Конкретные

покрытия описаны здесь и варьируются в зависимости от желаемой цели устройства или способа [19].

Множество наноструктурированных компонентов улучшают одно или несколько из следующих свойств: сцепление, отсутствие сцепления, трение, проходимость или биоинтеграцию устройства с одной или несколькими тканевыми поверхностями тела пациента в зависимости от конкретного применения устройства [19].

Нановолокна (или другие наноструктурные компоненты) на поверхности медицинского устройства могут быть необязательно полностью или частично покрыты любым количеством материалов, включая биосовместимые полимеры, которые могут быть текучими (например, для инъекций в организм) [19].

Полимер может защищать провода во время введения в тело пациента, а затем, в некоторых вариантах осуществления, может быть растворимым, чтобы обнажить нанопровода *in situ* для их предполагаемого применения (например, адгезия, клеточная интеграция и т.п.) [19].

«В одном варианте осуществления нанопроволоки могут быть встроены (например, залиты) в пластиковый или полимерный матричный материал, такой как ПТФЭ, а затем материал может быть частично протравлен или частично удален другим образом (либо на месте, либо вне его), так что пластик или полимерная матрица может защитить большую часть длины каждого нановолокна, оставляя только части нанопроволок, такие как их концы, открытыми для их желаемого предполагаемого применения (например, адгезия, клеточная интеграция, защита от биологического обрастания и т. д.)» [7].

Таким образом, например, наноструктуры, такие как нанотрубки и нанопроволоки, могут быть легко применены к пластикам и полимерам с низкой температурой плавления для различных применений в медицинских устройствах, как описано здесь более подробно [26].

«Полимерные цепи могут образовываться в разбавленном водном растворе, в основном состоящем из мономера и окислителя» [26]. «В одном варианте осуществления полимер создается в растворе и впоследствии спонтанно адсорбируется на поверхности нановолокна в виде однородной ультратонкой пленки толщиной от примерно 10 до более чем 250 ангстрем» [26].

Полимеризацию, инициируемую УФ-излучением, также можно использовать для проведения полимеризации, или можно использовать любой другой подходящий способ, известный в данной области техники [26].

«В одном предпочтительном варианте осуществления настоящего изобретения нановолокна покрыты фибриногеном и/или фибрином, и на них нанесено второе покрытие, содержащее биосовместимый полимер, например, нановолокно. для перевязки ран» [26]. Множество нановолокон или нанопроволок может иметь среднюю длину, например, от «примерно 1 мкм до по меньшей мере примерно 500 мкм, от примерно 5 мкм до по меньшей мере примерно 150 мкм, от примерно 10 мкм до по меньшей мере примерно 125 мкм. мкм или от примерно 50 мкм» [26] до по меньшей мере примерно 100 мкм».

«Множество нановолокон или нанопроволок может иметь средний диаметр, например, от примерно 5 нм до по меньшей мере примерно 1 мкм. Множество нановолокон или нанопроволок может иметь среднюю плотность на одной или нескольких поверхностях медицинского устройства, например, примерно от 0,11 нановолокна на кв» [26].

«В настоящее время перспективными считаются наноструктуры с покрытием и композитные покрытия, содержащие наноструктуры» [7]. Композитные покрытия могут быть нанесены или сформированы на подложках, включая медицинские устройства [7].

«В одном варианте композитные покрытия содержат матричный материал и по меньшей мере одну наноструктуру» [7]. «Предпочтительно множество наноструктур, одинаковых или разных» [7]. «Предпочтительно

наноструктуры содержат материал или имеют материал, нанесенный на него или связанный с ним, обладающий биологической функцией, такой как наночастицы, содержащие серебро (Ag) или цинк (Zn), которые обладают антибактериальными свойствами» [7].

Например, наноструктура может содержать Ag или иметь наночастицы Ag, нанесенные (или покрытые, или связанные с ними) в наноструктуру [7]. Предпочтительно матричный материал включает биоразлагаемый материал, такой как SiO₂. При желании наночастицы могут быть покрыты несколькими покрытиями [7].

Различные слоистые покрытия могут выполнять различные функции. В качестве неограничивающих примеров к нанопроволокам могут быть присоединены факторы роста или пептиды (например, BMP, VEGF, IKVAV). Костный морфогенный белок может быть добавлен для костной интеграции. Сосудистый эндотелиальный фактор роста (VEGF) может быть добавлен для эндотелизации [7]. Пептидные последовательности, такие как IKVAV, могут быть добавлены для прикрепления нервов и вызвать неврит этих нервов [7].

В одном варианте осуществления нанопроволоки содержат оболочку из оксида кремния и/или диоксида кремния [7]. Предполагается, что покрытие может содержать обожженный CaCO₃ или полифосфат кальция с известными свойствами интеграции с костями [7].

В другом аспекте изобретения раскрыт сосудистый стент, который содержит множество наноструктурных компонентов, связанных с одной или несколькими поверхностями стента. В другом варианте осуществления стент имеет наноструктурное композитное покрытие и/или связанную с ним наноструктурированную поверхность [7].

Наноструктуры могут содержать нановолокна, нанотрубки или наночастицы и/или их комбинации, включая тканые и нетканые волокнистые маты или сетки, содержащие наноструктуры [16]. Связанные с ними наноструктуры, включая волокнистые маты, могут быть покрытыми или непокрытыми, или иметь несколько покрытий [16]. Конкретные покрытия

описаны здесь и варьируются в зависимости от желаемой цели устройства или способа [16].

Множество нановолокон или нанопроволок может содержать материал, независимо выбранный из группы, состоящей из кремния, стекла, кварца, металлов и металлических сплавов, неорганических полимеров и сополимеров, включая термопласты, включая, но не ограничиваясь ими, полиакрилонитрилы (ПАН), полиэфиркетон и полиамиды, термореактивные пластмассы и органические полимеры [15].

Нановолокна или нанопроволоки и/или композитные материалы (включая наноструктурированную поверхность) могут быть прикреплены к одной или нескольким поверхностям стента путем выращивания нановолокон непосредственно на одной или нескольких поверхностях, или, например, путем отдельного ковалентного присоединения нановолокон или нанопроволоки к одной или нескольким поверхностям с использованием, например, одного или нескольких функциональных фрагментов или химических соединений [15].

Стент может содержать различные материалы, выбранные из нитинола, сплава никеля, сплава олова, нержавеющей стали, кобальта, хрома, золота, полимеров и/или сополимеров или керамики [16]. Стент может содержать лекарственное соединение, которое непосредственно адсорбируется на наноструктурированной поверхности или иным образом связано с наноструктурной поверхностью (например, посредством ковалентного, ионного, ван-дер-ваальсова и т. д. присоединения) посредством использования одной или нескольких силановых групп или других химических связей [16]. Кроме того, в одном варианте осуществления наноструктура может содержать нанотрубку, имеющую состав, такой как лекарство, внутри и/или снаружи нанотрубки [16].

В другом варианте осуществления изобретения раскрыто устройство для пластики аневризмы, которое содержит элемент трансплантата (например, такой как заплатка или спираль), который сконфигурирован для размещения

внутри тела пациента в области аневризмы, протез элемент, содержащий множество наноструктурированных компонентов, связанных с одной или несколькими поверхностями элемента трансплантата. Множество наноструктурированных компонентов может содержать, например, множество нановолокон или нанопроволок [16].

1.3 Механические свойства и биосовместимость наноструктурированных металлических материалов для изготовления медицинских изделий

Титан был впервые применен в качестве материала для имплантатов в конце 1960-х годов компанией «Grånemark» [6].

Термин «остеоинтеграция» был создан для описания прямого контакта между имплантатом и костью, который можно выявить с помощью светового микроскопа [6]. На сегодняшний день титан по-прежнему играет незаменимую роль при заболеваниях, связанных с костной тканью, и считается привлекательным первоклассным металлическим материалом на основании следующих нескольких аспектов [6].

Во-первых, он обладает отличной биосовместимостью, что является одной из основных характеристик титанового имплантата [7]. В широком смысле биосовместимость можно понимать как «способность имплантата работать с соответствующей реакцией хозяина в конкретном приложении» [7].

Во-вторых, титан обладает превосходной коррозионной стойкостью [7]. Например, это стойкость к электрохимической коррозии от окружающего межтканевого флюида [7]. Такое сопротивление может быть связано с естественным образованием оксидного слоя (TiO_2) на поверхности титана толщиной в несколько нанометров [7].

В-третьих, поверхностным зарядом поверхности титанового имплантата можно управлять с помощью различных методов [7]. Широко признано, что поверхностный заряд влияет на адсорбцию белка и поведение клеток [7].

В-четвертых, соответствующий модуль упругости позволяет титановому имплантату не деформироваться под нагрузкой [7]. Как правило, когда имплантат имеет более высокий модуль упругости, чем окружающая костная ткань, он вызывает эффект «защиты от напряжения» [7]. То есть костная ткань испытывает меньшую нагрузку, чем она, что обычно приводит к асептическому разрыхлению [7].

В частности, титан имеет сравнительно более низкий модуль упругости, чем многие другие биоматериалы, используемые в медицинских имплантатах, поэтому титан является наиболее подходящим материалом для использования в ортопедии благодаря подходящим механическим свойствам [7].

Кроме того, титан может естественным образом образовывать на своей поверхности оксидный слой TiO_2 при воздействии кислородсодержащих сред, в том числе в организме живого человека [7]. Хотя такой оксидный слой без специфической топографии поверхности демонстрирует превосходную биосовместимость с титановыми имплантатами, его биологическая активность недостаточна [23]. Сообщается, что он индуцирует образование слоя фиброзной ткани вокруг имплантата, предотвращая прилипание клеток, связанных с остеогенезом, к поверхности имплантата и в дальнейшем вызывает отказ имплантата [23].

Таким образом, дополнительный TiO_2 слой с топографией поверхности может быть искусственно создан на поверхности титанового имплантата, чтобы проявлять лучшую биологическую активность и предотвращать образование фиброзной ткани, что благоприятно для остеоинтеграции [23].

Например, при изготовлении и стабилизации наноструктурированного оксидного слоя TiO_2 на титановых имплантатах. При изготовлении наноструктурированной поверхности одновременно формируется поверхностный нанотопологический рисунок [23]. Исследования показывают,

что нанотопография может улучшить остеоинтеграцию в нескольких аспектах, включая адсорбцию белка [23] прикрепление фибринового сгустка, поведение клеток и иммунный ответ [23]. С одной стороны, нанотопологический оксидный слой увеличивает адгезию клеток и влияет на секрецию цитокинов [23].

С другой стороны, он имитирует внутреннюю топографию нативной кости с большой структурной сложностью, что может быть сигналом для остеобластоподобных клеток распознавать поверхность имплантата [23]. Такая реорганизация клеток необходима для остеогенеза и важна для остеоинтеграции, стимулируя остеогенез на поверхности имплантата для достижения контактного остеогенеза [23].

Поэтому были предприняты усилия по изготовлению соответствующих нанотопологических рисунков TiO_2 на поверхности имплантата [23].

Преыдущие исследования показали, что нанотрубки, наностержни, наноточки и другие нанотехнологии могут применяться для изготовления поверхностей с различными биологическими свойствами [23]. Однако функция поверхности в основном способствует только одному определенному этапу остеогенеза [7, 23]. То есть систематические исследования и обсуждения нанотопологического слоя, влияющего на каждую стадию остеоинтеграции титанового имплантата, отсутствуют [23].

Установлено, что упорядоченные и частично упорядоченные поверхностные нанотопологические структуры способствуют адгезии клеток и остеогенной дифференцировке [23]. Чтобы изменить поверхность титана в вертикальном измерении, можно создать нанотопографию, включающую наноточки, наностержни и нанотрубки [23].

TiO_2 NTA были широко исследованы при восстановлении костей [16]. Он зарекомендовал себя как перспективный материал с выдающимися свойствами биосовместимости, коррозионной стойкости и остеоинтеграции [16].

Более того, его многомерная структура, включая длину, диаметр, толщину стенок и расстояние между ними, делает его потенциальным кандидатом на регулировку для эффективной остеоинтеграции [16]. Что еще более важно, по сравнению с наноточками и наностержнями, часто получаемыми путем напыления или распыления, анодные NTA TiO_2 прочно прилипают к поверхности титана и демонстрируют регулируемое соотношение сторон. Высокое соотношение сторон обеспечивает достаточное вертикальное пространство для дальнейшей модификации и придает нанотрубчатому слою твердую стабильность [16].

Таким образом, в этом обзоре мы берем TiO_2 NTA в качестве примера, чтобы прояснить, как наноструктура TiO_2 способствует остеоинтеграции [16].

Слой нанотрубочек может управлять количеством, видом и конформацией адсорбированного белка [16]. Для адгезии воспалительных клеток и воспалительной реакции TiO_2 NTA улучшают адгезию макрофагов на поверхности и индуцируют M2-поляризацию. TiO_2 NTA также облегчают связанную с восстановлением адгезию клеток и образование филоподий для дополнительной адгезии релевантных клеток [16].

На стадиях ангиогенеза и остеогенеза TiO_2 NTA проявляют способность индуцировать остеогенную дифференцировку и потенциал для образования кровеносных сосудов [16]. В итоге мы предлагаем многомерное регулирование TiO_2 NTA на титановых имплантатах для достижения высокоэффективных манипуляций с остеоинтеграцией, которые могут дать представление о рациональном дизайне и разработке титановых имплантатов [16].

«Магний (Mg) и сплавы Mg считаются потенциальными кандидатами для биомедицинских применений из-за их высокой удельной прочности, низкой плотности и модуля упругости, способности к разложению, хорошей биосовместимости и биомеханической совместимости» [16]. Однако быстрая скорость коррозии магниевых сплавов приводит к преждевременной потере

механической целостности, что ограничивает их клиническое применение в несущих деталях [9].

Кроме того, низкая прочность магниевых сплавов ограничивает их дальнейшее применение. Важно понимать характеристики и факторы, влияющие на механическое и коррозионное поведение, а также методы улучшения механических характеристик и коррозионной стойкости сплавов Mg [16].

Магний (Mg), обладающий способностью к биоразложению, не только демонстрирует механические характеристики, аналогичные человеческой кости (плотность 1,74 г/см³ и модуль упругости 41–45 ГПа), но также демонстрирует хорошую биосовместимость [9].

Магний является важным питательным веществом для поддержания здоровья человеческого организма, что может способствовать росту костей, повышает адгезию клеток к биоматериалам и способствует дифференцировке и биоминерализации остеобластов [16]. Кроме того, сплавы Mg легко подвергаются коррозии в физиологических условиях из-за их активных химических свойств, поэтому они могут разлагаться с образованием гидроксида магния [Mg(OH)₂] и водорода (H₂) [16].

По сравнению с другими металлическими имплантатами продукты коррозии магниевых сплавов нетоксичны и могут выводиться из организма через метаболизм человека [16].

Механические свойства Mg и его сплавов соответствуют натуральным свойствам кости, что значительно уменьшает несоответствие костной ткани, тем самым обеспечивая эффект защиты от стресса [25]. Основным ограничением сплавов Mg является их быстрая скорость разложения в хлоридсодержащих физиологических средах [25]. Следовательно, необходимо контролировать скорость деградации Mg, чтобы облегчить процесс заживления кости [25].

Существует ряд способов модифицировать биометаллы, таких как обработка кислотами и щелочами, пескоструйная обработка,

электрохимическое окисление, биоактивное покрытие фосфатом кальция и гидроксиапатитом (НАР) [25].

Покрытия НАР могут быть разработаны различными методами, включая ионную имплантацию, плазменное напыление, золь-гель и электрофоретическое осаждение [27]. И наоборот, расслоение обычно происходит на границе имплантата и кости из-за отсутствия взаимодействия между подложкой и покрытием [27]. Это приводит к удалению покрытия с поверхности искусственного имплантата [27]. Соответственно, серьезные усилия биомедицинских исследователей по всему миру были сосредоточены на совершенствовании конструкции и производства ортопедических имплантатов [27].

С этой точки зрения междисциплинарные исследовательские подходы, объединяющие усилия биоинженеров, материаловедов, медицинских экспертов, нанонаучников, биологов и клиницистов, недавно показали многообещающие результаты [27].

Создание поверхностей с наноструктурами на имплантатах выгодно, поскольку это недорого, можно спроектировать химический состав поверхности, можно контролировать структуру пор / трубок, они гибкие, механически жесткие, химически устойчивые, имеют большую площадь поверхности, исключительную биосовместимость и, что более интересно, могут быть надежно сформированы на поверхности медицинских имплантатов [27]. В этом отношении наноструктурирование, по-видимому, предлагает решение этой проблемы, приводящее к повышению эксплуатационных характеристик имплантатов [27].

Создание наноструктур на сплаве Mg обычно улучшает коррозионную стойкость подложки благодаря образованию оксида/гидроксидов Mg [27]. Кроме того, он повышает биологическую активность с точки зрения ускорения роста гидроксиапатита [27]. Включение покрытия из биоактивных материалов в разработанные магниевые наноструктуры могло бы еще больше повысить биосовместимость. Следовательно, разумно предположить, что разработка

упорядоченной структуры на Mg является одной из интересных областей для ее широкого применения[27].

В течение нескольких лет предпринимались обширные исследовательские попытки по разработке новаторских наноматериалов, включая наноструктуры, полученные методами анодирования, гидротермального, золь-гель-осаждения и осаждения из паровой фазы [11]. Текущие исследования показали, что нанотрубки TiO₂, сформированные на титановых (Ti) подложках, могут быть использованы в качестве наилучшей платформы для представления наноразмерной структуры [11].

Было предложено использовать наноструктурированные материалы для решения многих проблем, связанных в настоящее время с ортопедическими имплантатами [25]. Параметры анодирования, а именно концентрация электролита, плотность тока и время анодирования, сильно изменяют качество оксидного слоя [25]. Подход анодирования в основном используется для утолщения пленок нативного оксида/гидроксида на металлических поверхностях, и были исследованы специальные подходы анодирования для создания нанопористых оксидных слоев [25].

Главное - использовать электролит, который приводит к конкуренции между ростом и растворением анодного оксида. Самоорганизующийся рост нанопористых или нанотрубчатых оксидных слоев может быть достигнут при использовании оптимальных электрохимических параметров [25].

Применение массивов нанотрубок из титана (TNTA) в области биомедицинских применений хорошо зарекомендовало себя [25]. О формировании наноструктур на магниевом сплаве (AZ31) методом электрохимического анодирования пока не сообщалось [25].

При контакте с кровью наноструктуры (например, нанопроволоки, выращенные на поверхности спирали) будут способствовать образованию сгустков, вызывая тромбогенный ответ в сосуде [25]. Фибрин также может быть связан с поверхностью наноструктур, чтобы способствовать образованию сгустка [25]. Чтобы избежать любого потенциального

физического или механического повреждения проволоки во время введения спирали в сосуд в месте аневризмы, наноструктуры могут быть инкапсулированы (залиты) в биоразлагаемый полимер, такой как полимолочная кислота или полигликолевая кислота, или их смесь[25]. Это позволило бы, например, наноструктурам, выращенным на катушке, разместиться в теле без каких-либо заметных повреждений [25].

В другом варианте осуществления изобретения раскрыто медицинское устройство для создания анастомоза у пациента, соединяющее первый сосуд со вторым сосудом анастомозом конец в конец или конец в бок, причем устройство содержит трубчатый элемент, содержащий множество наноструктурных компонентов, связанных с одной или несколькими поверхностями трубчатого элемента [11]. Множество наноструктурных компонентов может содержать, например, множество нановолокон или нанопроволок [11].

Множество нановолокон или нанопроволок может содержать материал, независимо выбранный из группы, состоящей из кремния, стекла, кварца, металлов и металлических сплавов, неорганических полимеров и сополимеров, включая термопласты, включая, но не ограничиваясь ими, полиакрилонитрилы (ПАН), полиэфиркетоны, полиимиды и полиамиды, терморезистивные пластмассы и органические полимеры [11].

Нановолокна или нанопроволоки могут быть прикреплены к одной или нескольким поверхностям трубчатого элемента путем выращивания нановолокон непосредственно на одной или нескольких поверхностях или путем прикрепления нановолокон к одной или нескольким поверхностям, например, с использованием ковалентных, ионных или других средств крепления [11].

Трубчатый элемент может состоять из одной или нескольких обработанных натуральных тканей, лабораторно-инженерных тканей, денатурированных тканей животных, нержавеющей стали, металла, сплавов,

керамических или стеклянных тканей, полимеров, пластика, силикона и синтетических полимерных тканей [11].

В одном варианте осуществления трубчатый элемент может содержать T-образную трубку для выполнения анастомоза конец в бок или прямую трубку для выполнения анастомоза конец в конец [11]. Трубчатый элемент может содержать одно или несколько биосовместимых или биоактивных покрытий, нанесенных на одну или несколько наноструктурированных поверхностей трубчатого элемента [11]. Трубчатый элемент может иметь форму поперечного сечения, например, круглую, полукруглую, эллиптическую и многоугольную [11].

В другом варианте осуществления медицинское устройство имеет наноструктурное композитное покрытие и/или связанную с ним наноструктурированную поверхность [26].

Наноструктуры могут содержать нановолокна, нанотрубки или наночастицы и/или их комбинации, включая тканые и нетканые волокнистые маты или сетки, изготовленные из нановолокон и нанотрубок и/или имеющие на них наноструктуры [26]. Связанные с ними наноструктуры, включая нетканую сетку и/или волокнистые маты, могут быть покрытыми или непокрытыми или иметь несколько покрытий [26].

В другом варианте осуществления изобретения раскрыто имплантируемое ортопедическое устройство, которое содержит структуру тела, содержащую множество наноструктурированных компонентов, связанных с одной или несколькими поверхностями структуры тела [26]. Имплантируемое ортопедическое устройство может быть выбрано по меньшей мере из одного из следующего: тотальные коленные суставы, тотальные тазобедренные суставы, голеностопные, локтевые, лучезапястные и плечевые имплантаты, включая те, которые заменяют или наращивают хрящ, имплантаты длинных костей, например, для восстановления переломов и внешней фиксации. большеберцовой, малоберцовой, бедренной, лучевой и локтевой костей, спинальные имплантаты, включая устройства для фиксации

и слияния, челюстно-лицевые имплантаты, включая устройства для фиксации костей черепа, искусственные костные заменители, зубные имплантаты, ортопедические цементы и клеи, состоящие из полимеров, смол, металлов, сплавов, пластмасс и их комбинации, гвозди, винты, пластины, фиксаторы, проволоку и штифты [26].

Множество наноструктурированных компонентов может содержать, например, множество нановолокон или нанопроволок [20]. Множество нановолокон или нанопроволок может содержать материал, независимо выбранный из группы, состоящей из кремния, стекла, кварца, металлов и металлических сплавов, неорганических полимеров и сополимеров, включая термопласты, включая, но не ограничиваясь ими, полиакрилонитрилы (ПАН), полиэфиркетоны, полиимиды и полиамиды, терморезистивные пластмассы и органические полимеры [20].

Также раскрыты варианты использования для лечения пациентов с помощью одного из вышеперечисленных или нескольких медицинских устройств, которые включают, например, способ терапевтического лечения пациента, включающий приведение пациента в контакт с медицинским устройством, имеющим поверхность и множество нановолокон, связанных с поверхностью [20].

Раскрываются возможные варианты введения лекарственного препарата в тело пациента. Сюда можно отнести обеспечение устройства для выделения лекарственного средства, содержащего по меньшей мере одну поверхность, множество нановолокон и/или нанотрубок, связанных с поверхностью, и лекарственное соединение, связанное с множеством нановолокон и/или нанотрубок; введение устройства с лекарственным покрытием в тело пациента; и доставку лекарственного соединения в организм пациента. Устройство, выделяющее лекарственное средство, в одном варианте осуществления включает коронарный стент, хотя в способах по настоящему изобретению можно использовать любое устройство, для которого

эффективна локальная доставка лекарственного средства в место заболевания (например, поражения) [20].

Если в качестве устройства, выделяющего лекарственное средство, используется коронарный стент, лекарственное соединение может включать, например, паклитаксел или сиролимус, или множество других лекарственных средств, включая, помимо прочего, одно или несколько из следующих: противовоспалительные иммуномодуляторы, такие как дексаметазон, М. - преднизолон, интерферон, лефлуномид, такролимус, мизорибин, статины, циклоспорин, траниласт, биорест; антипролиферативные соединения, такие как таксол, метотрексат, актиномицин, ангиопептин, винкристин, митомицин, рестеназа и рибозим PCNA; ингибиторы миграции, такие как батимастат, ингибиторы пролилгидроксилазы, галофугинон, ингибиторы С-протеиназы и пробукол; и соединения, которые способствуют заживлению и повторной эндотелизации, такие как VEGF, эстрадиолы, антитела, доноры NO и BCP671 [20].

«Лекарственное соединение может быть адсорбировано непосредственно на поверхности нановолокна и/или нанотрубки, или лекарство может быть расположено внутри нанотрубки устройства, выделяющего лекарство, или иным образом связано с ним посредством использования одной или нескольких силановых групп, линкерных молекул или других веществ. ковалентные, ионные, ван-дер-ваальсовы и др. средства присоединения» [20].

«Нановолокно и/или поверхность могут быть сконфигурированы таким образом, чтобы лекарственное соединение медленно элюировалось с течением времени. Это может быть достигнуто, например, с использованием покрытий с временным высвобождением [20]. Множество нановолокон необязательно заделывают в биосовместимое нетромбогенное полимерное покрытие для обеспечения повышенной прочности нановолокон» [20].

В других вариантах осуществления настоящего изобретения способы усиления остеобластов (или другие клеточные) функции на поверхности

имплантата медицинского устройства, которые обычно включают в себя обеспечение имплантата медицинского устройства, содержащего множество нанопроволок на нем, и воздействие на имплантат медицинского устройства остеобластов (или клеток другого типа) [20].

Для повышения клеточной интеграции и адгезии нанопроволоки могут иметь среднюю длину от около 25 микрон до по меньшей мере около 100 микрон и среднюю плотность на наноструктурированной поверхности от около 20 нанопроволок на квадратный микрон до по меньшей мере около 100 нанопроволок на квадратный микрон нанопроволоки на квадратный микрон [27].

«Множество нанопроволок может содержать материал, независимо выбранный из группы, состоящей из: кремния, стекла, кварца, пластика, металлов и металлических сплавов, полимеров» [27]. «Нанопроволоки могут быть прикреплены к поверхности имплантата медицинского устройства путем выращивания нанопроволок непосредственно на поверхности или путем ковалентного или иного прикрепления нанопроволок к поверхности» [27].

Имплантат медицинского устройства может быть выбран по меньшей мере из одного из следующих: тотальные коленные суставы, тотальные тазобедренные суставы, голеностопные, локтевые, лучезапястные и плечевые имплантаты, включая те, которые заменяют или наращивают хрящ, имплантаты длинных костей, например, для восстановления переломов и внешней фиксации. большеберцовой, малоберцовой, бедренной, лучевой и локтевой костей, спинальные имплантаты, включая устройства для фиксации и слияния, челюстно-лицевые имплантаты, включая устройства для фиксации костей черепа, искусственные костные заменители, зубные имплантаты, ортопедические цементы и клеи, состоящие из полимеров, смол, металлов, сплавов, пластмасс и их комбинации, гвозди, винты, пластины, фиксирующие устройства, проволоку, штифты и т.п [27].

Имплантат медицинского устройства может также содержать один или несколько агентов, выбранных из группы, состоящей из

противоинфекционных, гормональных, анальгетических, противовоспалительных агентов, факторов роста, химиотерапевтических агентов, агентов против отторжения, простагландинов, пептидов RDG, лекарственных покрытий, лекарственно-элюирующих агентов. покрытия, лекарства или другие соединения, гидрофильные покрытия, сглаживающие покрытия, коллагеновые покрытия и покрытия для посева клеток человека [27].

Автор предполагает целесообразным использование наноструктуры на биоразлагаемом магниевом сплаве AZ31 методом электрохимического анодирования с использованием гибридной композиции электролита для потенциальных биомедицинских применений [27]. В настоящей диссертации предлагается наноструктуры магния, сформированные на сплавах Mg, и биоактивные материалы (нанокompозиты HAP + TiO₂) включить в единую наноструктуру, а коррозионное поведение наноструктурированных образцов в моделируемой жидкости организма исследовать с помощью спектроскопии электрохимического импеданса и исследований потенциодинамической поляризации, а также исследовать биосовместимость субстрата и наноструктурированных образцов *in vitro* с использованием клеток MG-63 [27].

1.4 Перспективные медицинские изделия для челюстно-лицевой хирургии

«За последние несколько лет челюстно-лицевая хирургия (OMFS) претерпела значительные улучшения в области медицины и стоматологии. Эта специальность включает в себя диагностику, хирургическое и вспомогательное лечение заболеваний, травм и дефектов, затрагивающих как функциональные, так и эстетические аспекты твердых и мягких тканей полости рта и челюстно-лицевой области» [13].

В последние годы клиницисты и исследователи внесли несколько существенных изменений в каждый аспект OMFS от диагностики до лечения. В частности, синергия между хирургией полости рта, челюстно-лицевой хирургией и оральной патологией играет первостепенную роль в лечении пациентов с проблемами челюстно-лицевой области. В последнее время внимание исследователей приковано к новым лечебно-диагностическим подходам в лечении заболеваний полости рта, к инновационным хирургическим методикам реабилитации атрофированных челюстей, к применению новых методик регенерации твердых и мягких тканей и на виртуальном хирургическом планировании. По этой причине терапевтико-диагностический подход требует значительных усилий со стороны исследователей и медицинских работников [13].

«Интенсивные изменения в возрастной структуре населения планеты означают, что все большему числу людей необходимы возможности по замене тканей искусственными имплантируемыми устройствами» [43]. «Металлические материалы (в первую очередь титановые и кобальтохромовые сплавы) широко используются для хирургических протезов, таких как замена суставов, механические сердечные клапаны и зубные имплантаты» [43]. «Несмотря на то, что технология традиционных материалов привела к явному улучшению эксплуатационных характеристик и долговечности имплантатов, отторжение или поломки имплантатов все еще случаются» [43]. «Увеличение средней продолжительности жизни, а также стремительный прогресс в современной хирургии требует новых поколений клинически значимых биоматериалов с улучшенными биологическими и механическими характеристиками» [43]. «Ожидается, что достижения в области технологий производства титана сыграют важную роль в разработке медицинских имплантатов следующего поколения» [43].

«Медицинские имплантаты и протезы обеспечивают структурную и механическую помощь или замену частей тела, которые больше не могут выполнять свои функции по назначению» [43]. Имплантаты, подверженные

нагрузкам, должны выдерживать необходимые нагрузки без отказа, а также должны быть коррозионностойкими и химически совместимыми с органами и жидкостями тела, поскольку они могут оставаться в организме годами [13]. Имплантаты обычно включают металлическую проволоку, стержни, пластины, винты, трубки и другие устройства. Некоторые из них прикреплены к кости, чтобы позволить другим укрепить поврежденную кость в организме [13]. Поскольку они, как правило, намного жестче кости, они могут способствовать экранированию напряжения в прикрепленной кости, что может привести к расшатыванию имплантата и остеопорозу [13]. Имплантаты обычно имеют срок службы около 7-10 лет [13]. Возможна хирургическая замена имплантата, однако обычно не более двух раз для конкретного имплантата из-за повреждения кости, вызванного первым имплантатом. В результате рекомендуемые медицинские процедуры с использованием имплантатов, как правило, предназначены для пожилых людей [13].

Титановые сплавы обычно являются предпочтительным материалом для изготовления медицинских имплантатов. В частности, титановый сплав Ti-6V-4Al, первоначально разработанный для аэрокосмических применений, в настоящее время является сплавом, используемым для изготовления большинства ортопедических имплантатов, и он описан в различных статьях и патентах [13]. Например, пат. В патенте SM Bugle № 4854496 под названием «Имплантат с пористым металлическим покрытием и способ его производства», опубликованном 9 августа 1989 г., описан имплантат, изготовленный путем диффузионного связывания порошка титана с подложкой из титана или титанового сплава Ti-6Al-4V. Покрытие придает имплантату повышенную биосовместимость [13].

Согласно прогнозу отраслевого исследования, в США [13], титан и титановые сплавы обеспечат наилучшие возможности роста среди биосовместимых металлов в ближайшие годы и увеличат диапазон возможностей применения в области замены суставов, зубных имплантатах, сращивающих клетках, стентах, механических клапанах сердца и т.д [43].

Наноструктурирование разнообразными методиками обработки – один из стремительно развивающихся направлений в создании биоматериалов на основе Ti с улучшенными свойствами [43]. Компьютерное моделирование и численное тестирование в дальнейшем сможет полностью или частично могут сменить дорогостоящие эксперименты и приблизить наноструктурированные материалы на основе Ti к клинической реализации [43].

В течение нескольких десятков лет, «металлические биоматериалы широко использовались для хирургических имплантатов благодаря хорошей формуемости, высокой прочности и стойкости к разрушению, которые может обеспечить этот класс материалов» [43]. «Однако важным недостатком металлов является их склонность к коррозии в физиологических условиях, и большое количество металлов и сплавов было признано непригодными для имплантации, поскольку они слишком реакционноспособны в организме» [43]. «Таким образом, список металлов, используемых в настоящее время в имплантируемых устройствах, ограничен тремя основными системами:

– железо-хромоникелевые сплавы (аустенитные нержавеющие стали), сплавы на основе кобальта и хрома, а также титан и его сплавы» [43].

«Если рассматривать коррозионную стойкость, то Ti превосходит другие хирургические металлы благодаря образованию на его поверхности очень стабильного пассивного слоя TiO₂. Ti по своей природе биосовместим и часто демонстрирует прямое прилегание кости» [43]. «Другим благоприятным свойством Ti является низкий модуль упругости (в два раза ниже по сравнению с нержавеющей сталью и Co–Cr), что приводит к меньшей защите от стресса и связанной с этим резорбции кости вокруг ортопедических и зубных имплантатов Ti» [43]. «Кроме того, титан более легкий, чем другие хирургические металлы, и производит меньше артефактов при компьютерной томографии (КТ) и магнитно-резонансной томографии» [43].

«Однако статическая и усталостная прочность титана слишком низка для того, чтобы имплантаты из коммерчески чистого титана (cp-Ti) можно было использовать в условиях нагрузки» [43]. «Добавление легирующих

элементов, таких как алюминий и ванадий, позволяет значительно улучшить механические свойства титана» [43]. «В настоящее время Ti-6Al-4V является наиболее широко используемым хирургическим сплавом Ti. Несмотря на превосходную пассивность и коррозионную стойкость Ti-6Al-4V, повышенные концентрации ионов металлов были обнаружены в тканях вокруг имплантатов, а также в сыворотке, моче и отдаленных участках тканей» [7]. «Это медленное пассивное растворение и накопление ионов Al и V уже давно вызывает опасения относительно долгосрочной безопасности имплантатов из сплава Ti-6Al-4V» [7].

Ожидается, что ионы Al и V будут возникать в ситуациях трибокоррозии из-за одновременного действия коррозии и износа [43]. Исходя из того, что сплавы Ti имеют недостаточную износостойкость, их не используют в условиях скользящего контакта, например, в шарнирных элементах при полной замене суставов [43]. Тем не менее, во многих клинических случаях, таких как контакт стержня бедренной кости с шариком модульных «имплантатов, интерфейс стержня / кости бесцементных имплантатов или интерфейс зубного имплантата / кости, усиленное высвобождение ионов Al и V из Ti-6Al-4V может происходить из-за фреттинга (трибокоррозия, включающая микродвижения)» [43]. «Поэтому много усилий направляется на разработку V- и Сплавы Ti, не содержащие Al» [43].

«Исследования титановых сплавов, состоящих исключительно из нетоксичных элементов, ведутся уже несколько лет» [43].

«Альтернативный подход к преодолению проблемы выделения вредных ионов заключается в полном отказе от концепции легирования и повышении механических свойств чистого титана путем измельчения наноразмерных зерен» [43]. «Возможность упрочнения различных металлов путем наноструктурирования была продемонстрирована в нескольких исследованиях» [43]. «В дополнение к улучшенным механическим свойствам сообщалось о более благоприятной реакции клеток на наноструктурированный по сравнению с крупнозернистым титаном» [43].

«Особая группа сплавов Ti, которая набирает популярность во многих биомедицинское применение находят сплавы Ni–Ti (нитинол) на основе равноатомного интерметаллического соединения NiTi, содержащие 54–60 мас.% Ni» [15]. «Нитинол проявляет уникальные свойства памяти формы и сверхэластичности, которые используются в стентах, проводниках, фильтрах для защиты от эмболии и других устройствах для периферических сосудов» [43]. Ввиду высокого содержания титана нитиноловые сплавы обладают хорошей биосовместимостью и коррозионной стойкостью *in vivo*.

«В то же время высвобождение ионов Ni вызывает беспокойство, поскольку они могут вызывать аллергические и канцерогенные эффекты, а также изменять поведение клеток» [43].

«В дополнение к памяти формы нитинол в своем мартенситном состоянии обладает очень низким модулем упругости – менее половины от чистого титана» [43]. «Это делает нитинол привлекательным материалом-кандидатом для ортопедических, спинномозговых и зубных имплантатов, поскольку низкая жесткость сводит к минимуму стресс-защиту периимплантной кости» [43]. Эти новые области применения потребуют улучшения механических и физических свойств (более высокая прочность, более жесткий трансформационный гистерезис и т.д.). «В нескольких работах сообщалось, что наноструктурирование нитинола может привести к значительному улучшению его памяти формы и прочностные характеристики» [11].

«Исходя из всего вышесказанного, можно говорить о том, что применение имплантируемых устройств на основе титана стало неотъемлемой частью современной медицины, перспективным способом дальнейшего повышения безопасности, эффективности и долговечности медицинских имплантатов, изготовленных из этих материалов» [43].

«Наноструктурирование титана и сплавов Ti открывает новые возможности для улучшения долговременных характеристик медицинских имплантатов» [26].

Однако, «требования к технологиям наноструктурирования, используемые в производстве медицинских изделий, высоки» [43]. «Технологии должны обеспечивать эффективное и доступное изготовление объемных образцов с однородной микроструктурой без каких-либо дефектов» [43]. «Наноструктурированные образцы должны сохранять свою микроструктуру даже после нанесения покрытия или установки образцов» [43].

«Один из максимально эффективных методов изготовления объемных нанокристаллические материалы - технология металлообработки - тяжелая пластическая деформация SPD» [43]. «Концепция SPD основана на подвержении металлического образца высоким пластическим деформациям со сложным напряженным состоянием, очень высокому гидростатическому давлению и очень высоким деформациям, приводящим к дроблению крупных зерен на ультратонкие (размером 100-1000 нм) или наноразмерные (размером менее 100 нм) зерна» [13]. «Таким образом, СДПГ была названа подходом «сверху вниз». Основные методы SPD-обработки металлов включают:

1) Равноканальное угловое выдавливание (ЕСАР). Метод ЕСАР накладывает большую пластическую деформацию на большую заготовку простым сдвигом» [27]. «Заготовка прессуется через специальную матрицу, которая имеет два канала, имеющих одинаковые поперечные сечения и пересекающихся под углом в диапазоне 90-120°» [27]. «Заготовка может быть подвергнута нескольким проходам ЕСАР, чтобы увеличить общую деформацию, вносимую в заготовку. Следует отметить, что технология ЕСАРConform была разработана в последнее десятилетие для изготовления очень длинных стержней» [27].

2) «Кручение под высоким давлением (НРТ). В НРТ помещается небольшой диск между двумя наковальнями, и одна из них способна вращаться под давлением в несколько ГПа, таким образом, деформируя диск чистым сдвигом» [4].

Даже труднодеформируемые металлические материалы могут быть подвергнуты НРТ-обработке благодаря очень высоким давлениям. «Два недостатка этого метода SPD включают малый размер образцов, которые могут быть обработаны, и неоднородность микроструктуры по радиусу диска» [22].

3) «Накопительное склеивание рулонов (ARB)» [17]. Это метод прокатки стопки металлических листов, которые многократно прокатываются с высокой степенью обжатия, разделяются на две половины, снова складываются и свернутый» [17]. «Следует отметить, что ARB включает в себя не только деформацию, но и склеивание (roll bonding). Только листы могут быть изготовлены методом ARB» [17].

4) «Гидростатическая экструзия (HE) - это еще один метод, который использовался для измельчения зерна в металлических материалах. В процессе заготовка окружена жидкостью под давлением, за исключением области контакта с фильерой» [12]. «Этот процесс может быть выполнен горячим, теплым или холодным, однако температура ограничена стабильностью используемой жидкости» [12]. «Процесс должен быть осуществлен в герметичном цилиндре для хранения гидростатической среды» [12]. «Основными преимуществами HE-обработки являются отсутствие какого-либо трения между контейнером и заготовкой и равномерный поток материала» [12].

Это обеспечивает более высокую скорость обработки, более высокие коэффициенты обжатия и более низкие температуры заготовки [12].

Образование нанокристаллических структур «в титановых образцах - есть результат высокого гидростатического давления и напряжений сдвига титановых стержней при обработке SPD» [43]. «Качество наноструктур, распределение зерен по размерам, средние размеры зерен, свойства границ зерен и другие микроструктурные параметры сильно зависят от параметров термомеханической обработки (температура, скорость деформации, давление и т.д.)» [43].

«Для изучения взаимосвязей между параметрами обработки SPD и сформированными микроструктурами, многомасштабными используются вычислительные модели процесса SPD» [43]. «Был разработан ряд моделей, учитывающих инженерные аспекты SPD, и, с другой стороны, дислокационные и наноразмерные механизмы эволюции микроструктуры при SPD» [43]. «Для изучения взаимосвязей макро-микро-нано и технология-физика в процессе SPD была разработана многомасштабная модель процесса SPD» [43]. «Во-первых, пластическое течение материала во время SPD (ЕСАР) было смоделировано с использованием программного обеспечения Deform 3D с реальными технологическими параметрами» [43]. «Это позволило одному из оцените поля напряжений и деформаций» [43]. «Был сделан вывод, что интенсивность деформации в заготовке в продольном и поперечном сечении была достаточно равномерной при выбранных параметрах ЕСАР» [43].

«Кроме того, была разработана многомасштабная модель FE, которая позволила проанализировать эволюцию микроструктуры (размер зерна, плотность дислокаций, концентрация вакансий) и текстуры, а также механических свойств чистого Ti после обработки ЕСАР-С, приводящей к образованию наноструктуры» [43].

На макроуровне, FEM-модель для ЕСАР-С обработки Ti был разработан, который учитывает различные параметры обработки (конструкция штампа, температура, коэффициент трения, скорость обработки, маршрут обработки и т.д.). «На мезоуровне Модель CP (вязкопластическая самосогласованная модель) использовалась для расчета эволюции текстуры чистого Ti во время обработки ЕСАР-С, а также для моделирования деформационного поведения поликристаллического Ti при заданных условиях нагружения» [43].

1.5 Теоретические аспекты моделирования напряженно-деформируемого состояния в медицинских изделиях

Для получения первых трехмерных изображений медицинских изделий на дисплеях компьютеров широко применяются аддитивные технологии [41].

«В настоящее время на рынке есть различные аддитивные системы, производящие модели по всевозможным технологиям и из разнообразных материалов» [41]. «Однако, все они работают по схожему, послойному принципу построения физической модели, который заключается в следующем:

- считывание трёхмерной геометрии из 3D CAD-систем;
- разбиение трёхмерной модели на горизонтальные сечения (слои) с помощью специальной программы, поставляемой с оборудованием или используемой как приложение;
- построение сечений детали слой за слоем снизу-вверх, до тех пор, пока не будет получен физический прототип модели» [41].

«Слои располагаются снизу-вверх, один над другим, физически связываются между собой. Построение прототипа продолжается до тех пор, пока поступают данные о сечениях CAD-модели» [41].

«Аддитивное производство (АП) стало неотъемлемой частью современного быстрого прототипирования. Основанный на автоматизированном проектировании (CAD), АМ использует многоуровневую технологию производства для непосредственного производства конечных продуктов» [41].

«В медицине, используя цифровые срезы CAD, 3D-сканирование (генерируемое программным обеспечением Mimics или InVesalius) и данные микрокомпьютерной томографии (μ СТ), АМ позволяет напрямую создавать индивидуальные биологические модели для различных клинических приложений» [41].

«Данные модели можно использовать для диагностики заболеваний, хирургического планирования, клинического обучения и общения с пациентами» [41].

Процесс АМ непрерывно формируется благодаря достижениям в разработке и производстве индивидуальных имплантатов в соответствии с индивидуальными потребностями пациентов. АМ представляет собой мост, который точно передает смоделированный хирургический план на место хирургического вмешательства [41].

Исходя из вышесказанного, можно сделать выводы о том, что достигается высокая точность и эффективность планирования и выполнения хирургических вмешательств. Существует более 20 отдельных процессов АМ, которые различаются по методу наслоения и производства. Такие процессы как селективное лазерное плавление, так и электронно-лучевое плавление (EBM) были широко разработаны и усовершенствованы для изготовления хирургических металлических имплантатов в различных клинических условиях.

Металлические биоматериалы, такие как нержавеющая сталь 316L, сплав на основе кобальта и хрома и титана, обширно применяются в производстве хирургических имплантатов.

В отличие от других биосовместимых металлов, титан и магний обладают увеличенными усталостной прочностью и модулем упругости, сравнимым с человеческой костью [14]. «Ti6Al4V со сверхнизким внедрением (ELI) представляет собой сплав α - β , содержащий 6% алюминия и 4% ванадия. Уровни контролируемых промежуточных элементов обозначаются как ELI; отсюда и обозначение Ti6Al-4V ELI» [41].

Ti6Al-4V ELI — один из наиболее широко используемых титановых сплавов в производстве хирургических имплантатов. «Ti6Al4V ELI обладает рядом преимуществ по сравнению с чистым титаном, включая более высокую прочность на растяжение и улучшенную усталостную прочность» [41].

«Кроме того, Ti6Al4V ELI обладает улучшенной прочностью на растяжение, подходящей жесткостью, высокой степенью устойчивости к коррозии и улучшенной пористой структурой, которая обладает превосходными механическими свойствами, подобными свойствам человеческой кости» [41].

«Были предприняты значительные исследовательские усилия для оценки биосовместимости Ti6Al4V ELI с использованием EBM (Ti6Al4V ELI EBM) в физиологических условиях/ Ti6Al4V ELI EBM демонстрирует перспективы для изготовления тазобедренных суставов и коленных суставов для клинического использования» [41].

Нижняя челюсть является крупнейшей костью в черепе человека, она поддерживает нижние зубы, обеспечивает поддержку во время жевания и формирует форму нижней части лица. Эта кость состоит из тела и ветви, расположенной ниже верхней челюсти. «Тело представляет собой горизонтально изогнутый сегмент, который формирует контур нижней челюсти» [41]. «Дефекты нижней челюсти, вызванные воспалением, травмой или опухолью в области лица и челюсти, могут привести к нарушениям жевательной функции, деформации лица и серьезно повлиять на качество жизни пациента» [41].

«Из-за разнообразных размеров дефектов и воздействия лучевой терапии на кровоснабжение окружающих тканей восстановление и реконструкция дефектов нижней челюсти всегда представляли собой сложную задачу для хирургов» [41]. «С развитием современной медицины был достигнут значительный прогресс в данной области» [41].

В настоящее время существует ряд реконструктивных методик, включая коммерческие металлические пластины (например, Stryker Leibinger Universal System), неоваскуляризированные аутогенные костные трансплантаты, костные трансплантаты на ножке и неоваскуляризированную малоберцовую кость. «Однако существующие методы реконструкции часто не могут

полностью восстановить непрерывность и целостность нижней челюсти, что приводит к повторной травме» [41].

С использованием цифровой медицинской визуализации и 3D-печати металлом возможно создание пористых материалов из титанового сплава, которые могут служить заменителями костной ткани. Эти материалы могут быть разработаны и изготовлены в соответствии с данными компьютерной томографии пациентов, чтобы «точно соответствовать форме, размеру и весу костного дефекта» [41]. «Такой подход позволяет достичь индивидуального восстановления и реконструкции костных дефектов» [41].

«В настоящее время эта технология применяется в области реконструкции бедра, колена, позвоночника и черепа; однако, насколько нам известно, существует ограниченное количество исследований, сообщающих о его использовании при дефектах полости рта и челюстно-лицевой области» [23].

Недавние достижения в области «цифровых изображений и САПР позволили создавать индивидуальные 3D-модели из медицинских изображений» [23]. «Технология АМ, также известная как 3D-печать, позволяет использовать цифровые модели для конкретных пациентов для изготовления анатомически специфичных 3D-сетчатых титановых каркасов для реконструкции дефектов нижней челюсти» [23].

«Технология АМ предлагает новый уровень контроля структуры пористости и твердости титана, чтобы привести модуль Юнга в соответствие с модулем Юнга костной ткани» [23]. «В результате полученный продукт из титана обладает улучшенным эффектом защиты от напряжения, что может стимулировать остеогенез, тем самым значительно повышая стабильность интерфейса имплантат-кость и снижая риск расшатывания имплантата» [23].

Кроме того, титан с микропористой структурой обеспечивает лучшую адгезию клеток и усиление врастания кости для достижения биологической фиксации. «3D-печать может создавать сложные пористые элементы внутри имплантата для повышения биосовместимости, и позволяет клиницисту

спроектировать эти имплантаты для эстетического улучшения косметического результат» [23].

Среди всех групп лечения группа А была наиболее удовлетворена симметрией лица, а также продемонстрировала максимальное улучшение максимального открывания рта и окклюзионной функции [23]. Кроме того, высокоточные имплантаты из титанового сплава, напечатанные на 3D-принтере, можно быстро установить и зафиксировать «во время операции, вместо применения традиционных готовых реконструированных титановых пластин для восстановления во время операции требуется меньше времени, чтобы согнуть, чтобы подогнать концы нижней челюсти и восстановить челюстно-лицевой вид» [23].

Сила технологии АМ проявляется в областях, где традиционные методы имплантации ограничены, включая персонализацию [23]. Однако, для создания индивидуальных имплантатов необходимо учитывать точные параметры, которые требуют использования методов визуализации с высоким разрешением для оптимизации интерфейса между костью и имплантатом [23]. Разработка и производство высококачественных индивидуальных имплантатов для реконструкции нижней челюсти сложны и требуют тесного сотрудничества между клиницистами и инженерами [23]. Хотя использование технологии АМ в реконструкции нижней челюсти многообещающе, широкое применение этой технологии ограничивается несколькими важными факторами, в том числе

- дорогостоящим обслуживанием материалов и оборудования;
- неоптимальная пористая структура и механические характеристики;
- доступные методы модификации поверхности имплантата.

В заключение можно сказать, что 3D-печать применяется в медицине, в том числе при разработке сложных хирургических процедур, хирургическом моделировании, изготовлении хирургических шаблонов, разработке и производстве имплантатов [23].

Для реконструкции дефектов нижней челюсти варианты лечения включают реконструкцию титановыми пластинами и васкуляризированными аутологичными костными трансплантатами, но каждый метод имеет свои преимущества и недостатки. Благодаря достижениям в технологии 3D-печати стало возможным изготовление индивидуальных титановых имплантатов для реконструкции нижней челюсти [23].

Благодаря приобретению цифровых данных изображения, полученных посредством вычислительной томографии (КТ), можно «построить трехмерные (3D) модели, усовершенствовать хирургические планы, по спросу производить персонализированные импланты титанового сплава, повысить точность хирургических процедур, сократить сроки работы и, в конечном счете, ускорить результаты выздоровления и реабилитации пациентов» [23].

«Достижения в технологии АМ в челюстно-лицевой хирургии положительно сказываются на здоровье этих пациентов» [23]. «Пациенты с индивидуальными титановыми имплантатами продемонстрировали улучшение симметрии и функций контура нижней челюсти с минимальными послеоперационными осложнениями» [23].

Основываясь на результатах настоящего исследования, хирурги могут сформулировать адекватные стратегии и планы действий в чрезвычайных ситуациях для контроля послеоперационных осложнений.

«Главные преимущества аддитивных технологий:

1. Высокая точность, позволяющая учесть индивидуальные особенности человека.
2. Возможность создания конструкций любой сложности.
3. Облегчение веса напечатанных изделий.
4. Сокращение сроков производства (в том числе за счет отсутствия оснастки), и как следствие – ускорение оказания медицинской помощи.
5. Экономия трудовых и материальных ресурсов.
6. Снижение себестоимости изделий.
7. Большой выбор инновационных материалов» [23].

Таким образом, аддитивное производство в области медицины позволяет производить персонализированные медицинские изделия с низкими затратами [23]. Но, прежде чем печатать 3D-модель, необходимо использовать программное обеспечение для 3D-моделирования для ее создания [23].

1.6 Структура и свойства магниевых сплавов

Магниевые сплавы имеют низкую плотность ($\sim 1,7 \text{ г/см}^3$) и высокую удельную прочность, определяемую соотношением высокой прочности к плотности [25]. Предел текучести магниевых сплавов ниже, чем у алюминиевых сплавов, многие исследователи пытались улучшить свойства и использовать его во многих областях [25]. Показано, что магниевый сплав полностью растворяется в организме человека, что позволяет использовать его в биоразлагаемых имплантатах, поскольку он обладает высокой прочностью по сравнению с обычными полимерами [25].

Магний и магниевые сплавы хорошо известны своей легкой переработкой, превосходным демпфированием и одновременном ограничении с точки зрения их низкого модуля упругости, низкой абсолютной прочности и плохим сопротивлением [25]. Металлические материалы, которые обладают низкой плотностью и высокой жесткостью очень желательны, поэтому эластичный модуль материалов, основанных на Mg, рассматривается как один из наиболее важных вопросов в последние десятилетия при разработке материалов, включая и медицинскую отрасль [25].

Модуль упругости является внутренним свойством для определенной материальной системы, ограниченный модуль обычно получают либо методом легирования или изготовлением композитов [25]. Таким образом, это все еще проблемное место для изготовления материалов на основе Mg [25].

Эластичный модуль зависит от межатомной силы связывания. В результате не чувствителен к термообработке, процессу мануфактуризации

или незрелым композитным вариациям [25]. Чтобы увеличить это значение, нужно ввести определенные компоненты в систему, которая может изменить взаимодействие между соседними атомами. В настоящее время, существуют в основном два типа методов значительно увеличить модуль упругости Mg:

- Разработка сплавов Mg;
- Изготовление магниевых матричных композитов путем включения усиленных фракций, таких как керамические частицы и длинные волокна в композитные системы.

Обычно в магниевых сплавах может увеличить модуль Юнга на менее чем на 25% по сравнению с чистым Mg, намного меньше, чем индукция одной и той же фракции легирующих элементов [25]. Для композитов магния усиление модуля относительно выше, чем у магниевых сплавов, и эффективность укрепления сильно зависит от используемых укреплений. В настоящее время композиты магния, усиленные с наночастицами, имеют относительно самый высокий модуль [25]. Верхний предел композитов матрицы Mg намного выше, чем сплавов Mg и изготовление Магниевых наносплавов, как правило, является более многообещающим способом получения материалов на основе модуля Mg в будущем [25].

Модуль эластичности описывает сложность упругой деформации объекта или вещества под конкретным применением нагрузки внутри эластичного диапазона, включая модуль Юнга (E), Модуль сдвига (G) и объемный модуль (B). Это все чаще трудно вызвать упругую деформацию твердого тела с увеличенным модулем упругости. Для металлических материалов модуль упругости относится к модулю Юнга, который определяет тенденцию объекта деформироваться вместе с осью под натяжением или сжатием вдоль этой оси и определяется как отношение нормального напряжения ($\sigma = f/a$: сила на единичную площадь) до нормальной деформации ($\epsilon = l/l$: пропорциональное увеличение длины параллельноприменяемой силе), то есть, σ/ϵ .

Модуль упругости является фундаментальной межатомной силой связывания материала и в зависимости от типа межатомного связывания силы. Эта сила связывания отличается от категории межатомной связи, такой как гомовалентные, ионные и металлические связи. В результате металлические связи доминируют в модуле Юнга сплавов Mg, потому что они преобладают в металлических материалах. Когда упругая деформация происходит, межатомное расстояние увеличивается или уменьшается, что приводит к изменению энергии связывания. Таким образом, факторы, которые влияют на межатомную силу связывания, такие как типы связей, кристаллическая структура, состав химического вещества, микроструктура и температура могут привести к изменению упругого модуля материала.

Жесткость твердого тела определяется эластичным модулем компонентного материала, который действует как один из наиболее важных структурных материалов [11].

Модуль эластичности зависит от межатомных сил связывания и регулируется взаимодействием между электростатическими притягивающими и отталкивающими силами [11]. Он описывает сопротивление атомных связей с изгибом или растяжением. Эта потенциальная энергия (обозначенная как u) может быть описана классическим потенциалом Леннарда-Джонса [11]:

$$U(r) = 4\varepsilon \left[\left(\frac{\sigma}{r} \right)^{12} - \left(\frac{\sigma}{r} \right)^6 \right], \quad (1)$$

где r - межатомное расстояние,

ε - энергия связи, σ обозначает конечное расстояние, на котором межмолекулярная потенциальная энергия между двумя соседними атомами равна нулю.

В этом уравнении переменная $(1/r)$ обозначает силу отталкивания, и член $(1/r)^6$ обозначает силу притяжения. Конечная потенциальная энергия определяется результатом борьбы двух сил конфликта. В свете этого соотношения межатомные потенциальную энергетическую «яму» можно построить, как показано на рисунке 2, мы задаем силу отталкивания положительной и силу притяжения как отрицательную [11].

Глубина потенциала энергия хорошо просто равна энергии связи и также обозначается как ϵ на этом рисунке. Минимум потенциальной энергии равен от первой производной потенциала, т. е. $dU/dr = 0$, это происходит, когда потенциальная энергия равна $-\epsilon$, в это время r находится как раз на равновесном расстоянии $r=r_0=1,12\sigma$. Межатомная сила F равна $-dU/dr$, т. е. наклон кривой $U-r$, можно сделать вывод, что высокая эластичность модуль возникает из-за более острой потенциальной ямы, которая обладает более значительным наклоном в интервальном равновесии [11].

Модуль упругости является внутренней характеристикой материала и является функцией энергии межатомной связи (ϵ) и расстояния между двумя соседними атомами (r). Для получения значительного приращению модуля необходимо вводить в систему материалов внешние компоненты или проводить специальную обработку.



Рисунок 2 - Межатомная потенциальная энергия (U_r) в зависимости от расстояния между двумя соседними атомами

В настоящее время для улучшения модуля упругости чистого Mg, изготовление сплавов Mg и композитов с матрицей Mg используются следующие:

– Высокомодульные магниевые сплавы

Поскольку модуль упругости является своего рода собственным материалом и напрямую связан с прочностью связей между атомами в кристаллических телах, легирование становится стандартом в адаптации модуля упругости металлических материалов [22]. По форме существования легирования элементы в системе сплавов, их можно разделить на два типа, то есть твердый раствор и интерметаллическое соединение [22].

Модуль Юнга увеличивается при легировании элементы обладают более высоким средним модулем, чем матрица металла [22]. Противоположные эффекты будут генерироваться, когда принимаются более низкие модульные элементы [22]. Иными словами, для прерывистого твердого раствора легирующие элементы обычно обладают малым содержанием в композитах [22]. Некоторые из больших легирующих атомов занимают место атомов матрицы, и другие небольшие легирующие атомы, такие как N, H, C, B и т. д., могут занимать междоузлия матричного сплава. Несмотря на их существование формы в системах сплавов, существенного изменения модуля не происходит [22].

Прочность магниевого сплава значительно улучшается с помощью процесса ИПД, что позволяет уменьшить размер зерна и улучшить свойства [22]. Для получения ультрамелкозернистых (UFG) материалов использовалось множество методов, например, равноканальное угловое прессование (ECAP), кручение под высоким давлением (НРТ), накопительная прокатка (ARB) и т. д. [22].

Общая прочность магниевого сплава зависит от состава, размера зерна, микроструктуры и способа изготовления [22].

После отжига и прокатки размер зерна значительно уменьшается, а механические свойства значительно улучшаются [22].

Подготовка образца играет важный аспект с точки зрения микроструктурного исследования любого металла, сплава [22]. Первый этап подготовки образцов для металлографического исследования включает полировку, наждачную бумагу, электрополировку, переход от грубой к очень мелкой, а затем с помощью алмазной пасты получить очень тонкую зеркальную полировку поверхности [22].

«Для успешной обработки отлитый разбавленный редкоземельный элемент, содержащий магниевый сплав, сначала подвергался отжигу для снятия внутренних напряжений, а затем выполнялась многоосная ковка (MAF)» [22]. «Важным преимуществом такого подхода к обработке было получение бестекстурной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с высокой прочностью и высоким удлинением» [22].

Предел текучести (YS), предел прочности при растяжении (UTS) и удлинение до разрушения сплава УМЗ составляют 521 и 538 Мпа и и 13% соответственно. По сравнению с полученным образцом, сплав УМЗ показал 230% и 170% улучшение показателей YS и UTS соответственно [22].

1.7 Теоретический расчет модуля упругости магниевого сплава

Как указано в уравнении (3) модуль упругости определяется прочностью атомной связи.

Так как легирующие элементы в прерывистых сплавах не меняют тип связи или расстояние между атомами зримо, модуль сплава не будет кардинально меняться. Следовательно, ни непрерывные, ни прерывистые сплавы не приводят к значительному изменению модуля относительно чистого Mg.

Следует отметить, что экспериментальный модуль упругости для сплавов Mg-Al, Mg-Li, Mg-Zn и Mg-Pb были измерены для нескольких составов и были экстраполированы на Mg - (2,77% ат.% X) для сравнения.

Было замечено, что на упругие свойства сплавов Mg-X влияют электроны валентных оболочек легирующих элементов. Однако, хотя существует сильная зависимость модуля объемного сжатия на валентных электронах легирующего элемента, добавленного к Mg, такая зависимость отсутствует в случае модуля сдвига. В таблице 1 представлены расчетные и некоторые экспериментальные упругие свойства чистого Mg и его сплавов.

Таблица 1 – Расчетные и экспериментальные упругие свойства (ГПа) чистого Mg и магниевых сплавов

| Блок | Объемный модуль | Модуль сдвига | Модуль Юнга |
|-------------|-----------------|---------------|-------------|
| Al | 36.6 | 18.5 | 47.4 |
| 2.77 в % Al | - | - | 45.0 |
| Ba | 33.4 | 16.8 | 43.2 |
| Ca | 35.2 | 15.4 | 40.4 |
| Cu | 37.5 | 17.4 | 45.2 |
| Ge | 36.6 | 18.2 | 46.7 |
| K | 33.2 | 15.3 | 39.7 |
| Li | 34.84 | 16.17 | 42.0 |
| 2.77 в % Li | 35.3 | 17.1 | 44.1 |
| Ni | 38.2 | 19.6 | 50.3 |
| Pb | 35.8 | 17.9 | 46.0 |
| 2.77 % Pb | - | - | 43.1 |
| Si | 37.0 | 18.5 | 47.5 |
| Y | 36.1 | 18.3 | 47.1 |
| Zn | 37.1 | 17.3 | 44.8 |
| Mg | 35.83 | 18.5 | 47.4 |

Модуль упругости магниевых сплавов не сильно меняется в зависимости от получения сплошного или прерывистого твердого раствора [40]. В большинстве случаев сплавы Mg состоят из матрицы твердого раствора с бинарными или тройными вторыми фазами из-за низкой растворимости легирующих элементов в Mg [40]. В настоящее время наиболее эффективным способом увеличения модуля упругости Mg путем легирования является добавление определенных легирующих элементов в Mg для получения большого количества высокомодульных выделений (вторых фаз) в сплаве [40]. Эти вторые фазы работают как подкрепление в системе сплава, так что те с высокой прочностью, высоким модулем упругости, хорошей

совместимостью и высокотемпературной стабильностью являются предпочтительными [40].

Результаты показали, что добавление Si привело к образованию высокомодульного Mg_2Si и $(RE+Si)$ - богатые частицы, которые увеличили модуль Юнга сплава на 7 ГПа, изучали эффекты добавок Al и Li на модуль упругости и пластичность сплава Mg-Gd-Zn-Zr-Ag и получили приращение 18,2% по модулю упругости сплавом Mg-Gd-Zn-Zr-Ag-6Al5Li. Высокомодульный Al_2Li_3 (125,39 ГПа) и Al_2Gd (144,23 ГПа), как показано на рис. 2, относились к основным причинам повышенного модуля упругости. Кроме того, изготовленный Mg-1,3Y-0,8Zn-6,4Al-16,7Li (ат.%) сплав с повышенным модулем Юнга 52,9 ГПа по сравнению с 46,9 ГПа сплава Mg-1,3Y-0,8Zn, и автор связывает повышенный модуль Юнга с добавлением Li в твердый раствор и образование высокомодульных фаз Al-Li и Al_2Y [40].

Как правило, многоэлементный сплав разработан и изготовлен для увеличения модуля упругости магниевого сплава за счет образования высокомодульных вторых фаз [40].

Кроме того, поскольку используемые легирующие элементы обычно не бесконечные элементы твердых растворов, они обладают низким содержанием в системе сплава Mg, что может привести к низкому содержанию вторых фаз в сплаве [40]. «В результате по правилу смесей (ПЗУ) модуль Юнга сплава Mg не может значительно увеличиться за счет низкой доли там, где образовались высокомодульные вторые фазы» [40]. Следует отметить, что наряду с формированием осадки различных типов, размеров и форм, различных типов границ фаз могут быть сгенерированы и названы когерентными, полукogerентными и некогерентными фазовыми границами в соответствии с степенью соответствия между металлической матрицей и осадками [40].

«Когерентные фазовые границы создают небольшие или почти нулевые искажения решетки и обеспечивают идеальную передачу нагрузки между матрицей и осадками» [40]. Таким образом, когерентная фаза граница практически не влияет на модуль упругости система сплавов. Иными словами,

поры и интенсивная деформация решетки могли генерироваться на полукогерентных или некогерентных фазовых границах. В результате модуль упругости сплава будет уменьшаться [41]. Однако, поскольку «фазовые границы обычно приходится лишь очень небольшая объемная доля системы сплава, они почти не влияют на модуль упругости системы сплава и могут быть проигнорированы при проведении расчет модуля» [41].

Как упоминалось выше, введение высокомодульного второго фаз в Mg сплавлением ограничивается многими условиями и может принести лишь ограниченный прирост к окончательному результату модуля Юнга. Иными словами, изготовление композитов с матрицей Mg, при этом высокомодульное металлическое или неметаллическое армирование включены в системы из чистого Mg или сплава Mg, могут в значительной степени увеличить модуль упругости Mg [41].

С другой стороны, существует меньше ограничений для выбора используемого армирования, чем легирующих элементов в сплаве Mg [41]. Хотя мы также можем использовать различные типы легирования элементов, чтобы произвести определенные осадки в сплаве системы, тип и количество осадков строго ограничивается добавлением легирующих элементов [41]. Для матрицы Mg композитов, нам также нужно взять во внимание некоторые символы, такие как смачиваемость и химическая стойкость армирования, чтобы они были совместимы в составной системе [41].

Композиты с матрицей Mg, армированные различными армирующими элементами изготавливают с целью повышения механических и физических свойств композитов с магниевой матрицей в прошлые десятилетия [41]. С другой стороны, содержание армирующих добавок в композитах с магниевой матрицей обычно намного больше, чем у образовавшихся на месте вторых фаз в сплавах Mg [41]. Это связано с тем, что растворимость легирующих элементов в сплаве Mg обычно мала.

Соответственно, объем доли выделений также невелик, так как они пропорциональны содержанию легирующих элементов. Иначе, для

композитов с матрицей Mg нет ограничений по содержанию добавленных подкреплений, если мы не будем следовать равномерному распределению армирования в матрице Mg. Примечательно, всесторонние механические свойства матрицы Mg композитов тесно связаны с распределением армирования. Общеизвестно, что равномерное распределение усиление в композитах обычно используется для устранения компромисса между прочностью и пластичностью, особенно в материалах на основе магния.

Таким образом, чтобы избежать преждевременного выхода из строя материала из-за образования кластеров армирования объемная доля армирования также ограничена, особенно для наноразмерных армирующих частиц [37]. Как правило, объемная доля микроразмерных конкретных армирующих элементов меньше, чем 20%, и сложно успешно включить больше 5 об.% наноразмерных частиц в композиты с матрицей Mg, хотя существуют и применяются многие передовые методы изготовления, такие как полутвердое механическое перемешивание [37], высокоэнергетическая ультразвуковая вибрационная обработка [38], молекулярное перемешивание, порошковая металлургия и т. д.

По форме подкреплений они в основном подразделяются на три типа, т. е. частицы, короткие волокна и непрерывные длинные волокна.

На рисунке 3 показана схема композитов с магниевой матрицей, армированных тремя типами армирования.

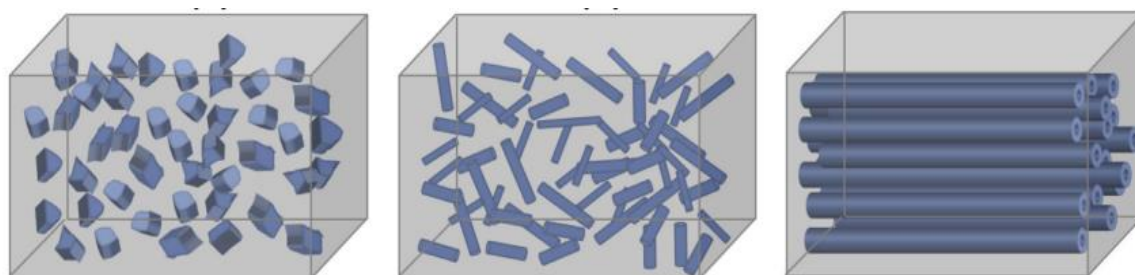


Рисунок 3 – Различные типы армирования, используемые в высокомодульных матричных композитах Mg (частицы, короткие волокна и непрерывные волокна).

Введенные усиления не изменяют межатомную связь сил между атомами матрицы. Они адаптируют модуль упругости, вводя в состав системы компоненты с высоким модулем Юнга [37]. Таким образом, на модуль Юнга композита с магниевой матрицей большое влияние оказывают особенности используемого материала [37].

Возможность правильно предсказать модуль Юнга имеет решающее значение для успешного проектирования и изготовления высокомодульных материалов [36]. В последние десятилетия было предложено несколько моделей, многие исследователи хорошо отзываются о модуле Юнга, армированного несплошными армирующими элементами, в том числе частицами, вискерами и короткими волокнами [36].

Модуль Юнга композитов может быть выражен как:

$$E_c = E_m (1 + 2S * q * V_p) / (1 - q * V_p), \quad (2)$$

где

$$q = (E_p/E_m - 1) / ((E_p/E_m) + 2S) \quad (3)$$

где E_m — модуль упругости матричного сплава,

E_p — модуль упругости армирующих частиц,

E_c — модуль упругости модуля композита,

V_p — объемная доля армирующих частиц,

S - соотношение сторон армирующих частиц [36].

Пороговое значение для размера частиц необходимо выявить дальнейшими систематическими исследованиями. Как определенные подкрепления, усы и короткие волокна также являются прерывистыми подкреплениями. Для магния матричные композиты, армированные различными типами вискером и коротких волокон, их модуль упругости также можно было предсказать по модели Халпина-Цая, выраженной в уравнениях (2) и (3) [36].

Однако, поскольку усы имеют гораздо большее соотношение сторон, чем конкретного армирования, они должны обладать более высоким модулем эффективности усиления, когда они имеют сравнимую эластичность модуля

по сравнению со сферической арматурой. В этом случае непрерывные волокна лучшее армирование для модульного усиления.

Для непрерывного армирования, такого как углеродные волокна, правило смесей обычно используется для прогнозирования модуля Юнга композитов и модуля Юнга [36].

Модуль композита можно предсказать по следующему уравнению:

$$E_c = E_f V_f + E_m (1 - V_f), \quad (4)$$

где E_c — модуль Юнга композита в исходном состоянии,

E_f — модуль упругости встроенной арматуры,

E_m — модуль упругости матричного сплава,

V_f — объемная доля арматуры [36].

В этом случае, теоретически, нет предела модуль упругости композитов с магниевой матрицей, поскольку он определяется модулем упругости и объемной долей включенных армирующих материалов [36].

Из приведенных выше результатов можно сделать вывод, что магниевые сплавы и композиты с магниевой матрицей увеличивают их сопротивление модуля Юнга, в основном, за счет введения высокомодульных вторых фаз в системе [36]. Основное отличие заключается в способе введения, т. е. высокомодульные вторые фазы в Mg сплавы образуются путем осаждения при добавлении внешне в композитах с матрицей Mg [36].

Таким образом, модуль Юнга сплавов Mg и композитов с магниевой матрицей определяется механическими свойствами второй фазы в той или иной степени [36].

На рисунке 4 изображены плотности и модуль Юнга некоторых типичных вторых фаз в магниевых сплавах и особое армирование, используемое в магниевой матрице композитов [36].

Видно, что выделения в сплавах Mg все обладают относительно низким модулем Юнга (ниже 250 ГПа) по сравнению с добавленным извне особым подкрепление. Что касается последнего, то большинство из них обладают модулем (кроме BN, SiO₂, ZrO₂ и MoC₂) в диапазоне 300–500 ГПа и не

зависит от их плотности. Обычно плотность также является важным фактором при подготовке легких, высокомодульных материалов на основе Mg.

Таким образом, дешевые частицы SiC и B₄C с относительно низкой плотностью идеально армирующие добавки для модульного упрочнения матрицы Mg композиты [36].

За исключением разницы по абсолютному модулю Юнга два типа вторых фаз, они также представляют различные достижимые объемные доли в сплаве или композитных системах [36]. Для композитов с матрицей Mg, поскольку модуль упругости в основном зависит от типа и количества добавленных частиц и не чувствителен к микроструктуре материала, нет ограничений на содержание добавленных частиц, если мы не берем другие механические свойства, такие как прочность, учитывают пластичность, вязкость и т. д [36].

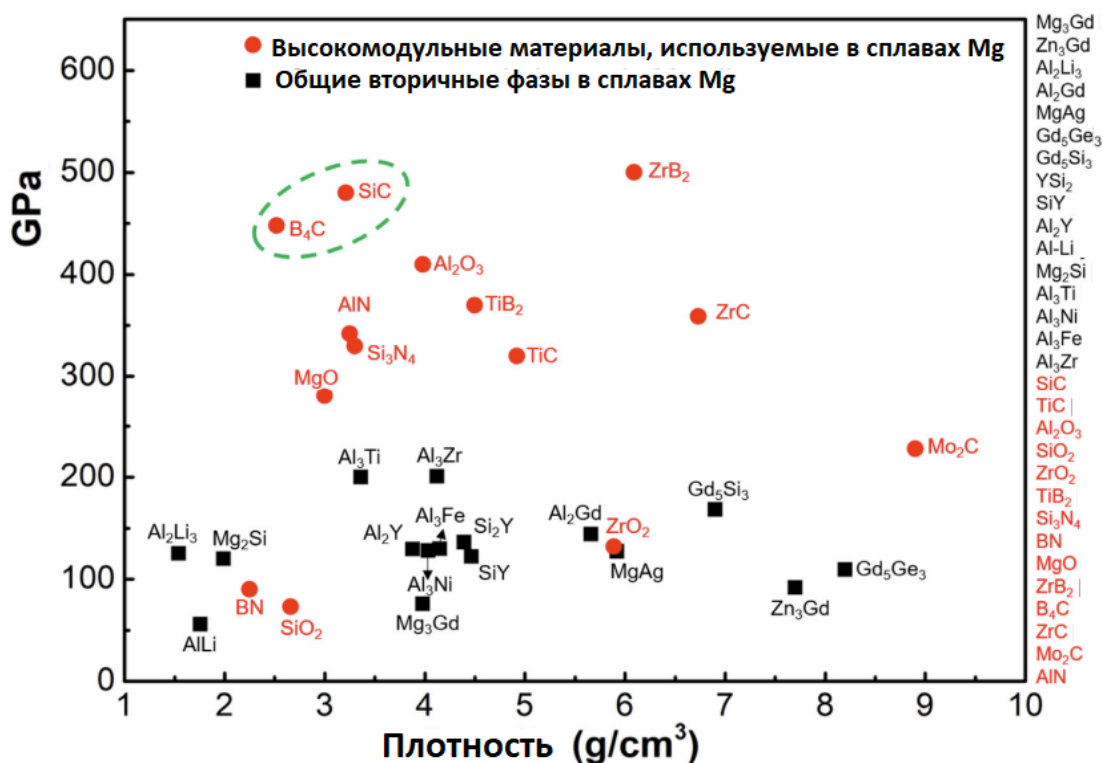


Рисунок 4 – Модуль Юнга обычных вторых фаз в сплаве Mg и армирующих частицах, используемых в высокомодульных матричных композитах Mg

В то время как для сплавов Mg количество выделений сильно ограничено растворимостью отдельных растворенных элементов в твердом состоянии. Для высокомодульных сплавов Mg упрочняющие выделения обычно бинарные или тройные интерметаллические соединения. Более того, эти высокомодульные интерметаллиды всегда имеют переход и редкоземельные (RE) элементы, которые обладают низкой растворимостью в растворенных веществах в сплавах Mg. В результате объемная доля выделений в сплавах Mg обычно мала. Ограничено низкий модуль и малая объемная доля, сплавы Mg всегда обладают ограниченным приращением модуля по сравнению с матрицей Mg композитов.

Что касается высокомодульных матричных композитов Mg, модуль определяется множеством факторов, например, типом армирования (частицы, нитевидные кристаллы и волокна), размером армирования и условия межфазного соединения матрицы-армирования, и т. д. Следует отметить, что матричные сплавы этих композитов могут быть различными, например, чистыми Mg, AZ91, AZ91D, MB15, Mg-6Zn и др. Несмотря на химический состав и состояние термической обработки матрицы сплавов, их модуль Юнга находится в диапазоне 40–45 ГПа.

Таким образом, может быть отражена укрепляющая эффективность различных подкреплений.

Влияние армирования на модуль Юнга композитов с магниевой матрицей является значительным, очевидный прирост модуля реализуется малым содержанием арматуры. Однако, их ограниченное содержание в композитах ограничивает модуль от дальнейшего роста. Особые подкрепления обладают более высоким содержанием в композитах (до 20%), и их укрепляющий эффект тесно связан с размером частиц.

Например, для частиц SiC размер 10 мкм частицы SiC обладают относительно высокой эффективностью упрочнения. Композиты с матрицей Mg, армированные вискерами обладают более высоким модулем Юнга, чем армированные конкретными подкреплениями. Однако это приращение модуля

равно реализуется за счет использования высокого содержания вискеро в композитах. Углеродные волокна обладают самым высоким упрочняющим эффектом по модулю среди всех подкреплений.

Другие механические элементы, такие как прочность, пластичность и ударная вязкость также имеют решающее значение для всестороннего представления материала. Следовательно, реальный модуль настоящего Mg и его матричных композитов намного ниже теоретических значений, предсказанных по модульным моделям.

Основные задачи заключаются в том, чтобы адаптировать всесторонние характеристики материалов на основе Mg, приняв подходящие методы обработки и обнаружив новые усиления для матрицы Mg. Самое главное, крайне важно понять физическую сущность модуля упругости, чтобы проинструктировать проектирование и изготовление высокомодульных материалов на основе Mg.

«Искусственные имплантаты, такие как костные пластины, тазобедренные суставы, устройства для фиксации позвоночника и корни зубов, используются для восстановления поврежденной кортикальной костной ткани. Эти устройства часто подвергаются высоким нагрузкам» [17]. «Такие имплантаты можно создавать из металлических биоматериалов» [17]. «Им необходима высокая механическая надежность и высокая коррозионная стойкость для предотвращения растворения металлических элементов, а также они должны состоять из элементов с низкой токсичностью и аллергическими реакциями» [17]. «В то же время металлические биоматериалы требуют низкого модуля Юнга, близкого к костному (10–30 ГПа), для предотвращения резорбции кости и достижения хорошего ремоделирования кости» [17].

Титан и его сплавы демонстрируют превосходную биосовместимость по сравнению с другими выдающимися металлическими биоматериалами, включая нержавеющую сталь (в частности SUS 316L) и кобальто-хром-молибденные сплавы. Кроме того, модуль титановых сплавов Young ниже, чем модуль нержавеющей стали SUS 316L и кобальто-хром-молибденных

сплавов, в то время как их свойства коррозионной устойчивости одинаково впечатляют. Кроме того, титановые сплавы демонстрируют более оптимальный баланс между прочностью и ductильностью по сравнению с другими металлическими материалами. Таким образом, эти сплавы приобрели значительный интерес к применению в имплантируемых медицинских приборах.

«Например, наиболее широко используемый титановый сплав Ti64 ELI ($\alpha + \beta$)-типа (называемый Ti64 ELI) для биомедицинских применений имеет модуль Юнга (~ 110 ГПа), который составляет лишь около половины модулей SUS 316 L нержавеющей стали (~ 200 ГПа) и сплавы Co–Cr–Mo (~ 210 ГПа), которые до сих пор широко используются в имплантационных устройствах» [17]. «Однако из-за токсичности ванадия и более высокого модуля Юнга Ti64 ELI, чем у кости (~ 10 – 30 ГПа), этот сплав не может найти широкого применения в спинальных фиксаторах» [17].

За последние два десятилетия для биомедицинских применений было разработано много новых типов титановых сплавов с хорошей биосовместимостью и низким модулем Юнга, подобным модулю кости. «Например, Ti–29Nb–13Ta–4,6Zr (TNTZ) β -типа обладает хорошими механическими свойствами, коррозионной стойкостью и биосовместимостью, а также низким модулем Юнга ~ 60 ГПа» [17].

Таким образом, «TNTZ считается перспективным кандидатом для использования в качестве металлического биоматериала следующего поколения» [17].

«Было установлено, что ни один существующий сплав не удовлетворяет сопутствующие требования как медицинских специалистов, так и пациентов при применении спинной фиксации» [17]. В частности, хирурги требуют материалов, повышающих модульные значения молодого человека для смягчения отека тканей во время хирургических процедур, учитывая ограничения, наложенные телесной полостью пациента. Пациенты, наоборот, нуждаются в материалах, демонстрирующих сниженные модульные свойства

молодого человека, чтобы обеспечить адекватную защиту от механического напряжения.

Другими словами, «металлические стержни, используемые в устройствах для фиксации позвоночника, должны иметь низкий модуль Юнга, хорошую биосовместимость и низкое пружинение» [17]. «Соответственно, необходимо разработать новые сплавы титана, обладающие хорошей биосовместимостью и изменяемым модулем Юнга» [17]. «Для этого должна быть предусмотрена возможность изменения локального модуля Юнга до высокого значения (>100 ГПа) в определенных частях устройства путем деформации при комнатной температуре, в то время как модуль Юнга остальной части устройства остается неизменным при более низком значении (близкое к кости $10\text{--}30$ ГПа)» [17].

«Метастабильные сплавы Ti β -типа (далее сплавы Ti β -типа) обладают низким модулем Юнга, а также хорошими механическими свойствами и отличной коррозионной стойкостью» [17]. «Кроме того, в титановых сплавах β -типа может происходить деформационное превращение, которое может изменить модуль Юнга; следовательно, сплавы β -типа могут быть предпочтительными материалами для биомедицинских применений» [17].

«Кроме того, ω -фаза оказывает существенное влияние на механические свойства сплавов Ti [28]. «Фаза ω может быть введена в сплавы Ti β -типа путем фазового превращения, индуцированного деформацией» [28]. «Однако фазовое превращение, вызванное деформацией, зависит от типа сплава и стабильности β -фазы. Ханада и Идзуми» [28] сообщили, что ω -фаза образуется при холодной обработке после закалки сплавов Ti–Cr в диапазоне составов $8\text{--}11,5$ мас.% Cr. «Кроме того, ω -фаза может быть введена деформацией при комнатной температуре в метастабильные сплавы Ti–V, Ti–Fe и Ti–Mo» [28].

«Известно, что Cr регулирует анодную активность сплава и повышает склонность Ti к пассивации, а пассивные пленки сплавов Ti, в свою очередь, позволяют им сохранять устойчивость к коррозии» [25]. Таким образом, «Cr

подходит в качестве легирующего элемента для разработки биоматериалов на основе Ti» [25]. «Однако содержание Cr в бинарных сплавах Ti-Cr необходимо оптимизировать, чтобы вызвать ω -фазовое превращение, вызванное деформацией, чтобы разработать новый сплав Ti с изменяемым модулем Юнга для применения в области фиксации позвоночника. Были систематически исследованы модуль Юнга и свойства растяжения разработанных сплавов, а также исследованы упругость и цитотоксичность оптимизированных сплавов для использования в приложениях для фиксации позвоночника» [25].

Как упоминалось выше, когда имплантаты вживляются для восстановления поврежденной кости, предотвращения резорбции кости и улучшения ремоделирования кости, модуль Юнга имплантатов должен быть близок к модулю Юнга кости [25].

Для удовлетворения этого специфического спроса были созданы многочисленные сорта титановых сплавов, состоящих из компонентов, которые являются как нетоксичными, так и гипоаллергенными. Эти сплавы демонстрируют высокий модуль Юнга, приблизительно к тем, которые находятся в костной ткани человека, тем самым облегчая их использование в приложениях, где биосовместимость является первостепенной. В частности, эти титановые сплавы обладают относительно низким модулем Юнга, что делает их подходящими для использования в контексте, где механические свойства должны быть тщательно сбалансированы против биологических соображений.

«Большинство из них представляют собой титановые сплавы β -типа, поскольку их кристаллическая структура является объемно-центрированной кубической (ОЦК), где атомы титана в β -фазе не упакованы плотно, как в титановых сплавах α - и $(\alpha + \beta)$, где атомы титана в α -фазы, имеющие закрытоупакованную (ГПУ) структуру, плотно упакованы» [25].

«Некоторыми типичными низко модульными титановыми сплавами β -типа для биомедицинских применений являются Ti-13Nb-13Zr (ASTM F1713-96), Ti-12Mo-6Zr-2Fe (ASTM F1813-97), Ti-15Mo (ASTM F2066), Ti-16Nb-

10Hf, Ti–15Mo–2,8Nb–0,2Si–0,26O, Ti–35Nb–7Zr–5Ta (ТНЗТ), Ti–29Nb–13Ta–4,6Zr (ТНТЗ), Ti–Mo–Sn, Ti–40Ta и Ti–50Ta» [24].

«Они содержат большое количество дорогостоящих нетоксичных и не вызывающих аллергии элементов, таких как Nb, Ta, Zr и Mo» [27]. «Среди них TNTZ был теоретически разработан Niinomi et al. с использованием метода проектирования d-электронного сплава» [27].

«В состав ТНТЗ входят Nb, Ta и Zr, которые считаются самыми безопасными легирующими элементами» [32]. «Из-за высокой стоимости редких металлов, таких как Nb, Ta, Mo и Zr, совсем недавно были предложены низко модульные титановые сплавы β -типа на основе недорогих элементов, таких как Fe, Cr, Mn, Sn и Al. Примеры таких сплавов включают Ti–10Cr–Al, Ti–Mn, Ti–Mn–Fe, Ti–Mn–Al, Ti–Cr–Al, Ti–Sn–Cr, Ti–Cr–Sn–Zr, Ti–(Cr, Mn)–Sn и Ti–12Cr» [32].

«Модули Юнга репрезентативных титановых сплавов β -типа с низким модулем Юнга для биомедицинских применений используются вместе с модулями типичных титановых сплавов α - и $(\alpha + \beta)$ -типа» [32]. «Как упоминалось ранее, модули Юнга титановых сплавов β -типа с низким модулем Юнга (обычно ~ 80 ГПа) намного меньше, чем у титановых сплавов α - и $(\alpha + \beta)$ -типа» [32]. «Модули Юнга TNTZ вместе с модулями Ti64 ELI и кости. TNTZ демонстрирует самый низкий модуль Юнга ~ 55 ГПа при жесткой холодной прокатке (CR) после обработки на твердый раствор (ST) и самый высокий модуль Юнга ~ 97 ГПа при старении после ST» [32].

Самый низкий модуль Юнга TNTZ примерно вдвое меньше, чем у Ti64 ELI (110 ГПа), но все же больше, чем у кости (10–30 ГПа). Следовательно, для TNTZ требуется дальнейшее уменьшение модуля Юнга. С другой стороны, самый высокий модуль Юнга TNTZ близок к показателю Ti64 ELI. Следовательно, с другой точки зрения, модуль Юнга TNTZ можно регулировать от самого низкого значения ~ 55 ГПа до самого высокого значения ~ 100 ГПа, что почти такое же, как у Ti64 ELI как при термообработке, так и при термомеханической обработке.

Самый низкий модуль Юнга титанового сплава с низким модулем Юнга, как правило, получается в растворенных условиях, что приводит к плохой прочности. Следовательно, прочность титанового сплава с низким модулем Юнга должна быть увеличена при сохранении низкого модуля Юнга. «Статическая прочность (т. е. предел прочности при растяжении) титановых сплавов β -типа, таких как TNTZ, может быть улучшена с помощью тяжелых процессов холодной обработки давлением, таких как жесткое CR, жесткая холодная штамповка и/или интенсивная пластическая деформация, такая как высокое давление. кручение (КВД)» [32].

«Такие процессы могут повысить предел прочности на растяжение до уровня, аналогичного или выше, чем у Ti64 ELI, сохраняя при этом хорошую пластичность (удлинение), поскольку высокая степень вносимых дислокаций приводит к значительному наклепу» [32]. «Прочность на растяжение, условное напряжение 0,2% и относительное удлинение TNTZCR составляют в среднем 800 МПа, 565 МПа и 22,5% соответственно» [32].

Упрочнение твердого раствора кислородом (O) также эффективно для повышения прочности TNTZ при сохранении низкого модуля Юнга [30].

«С увеличением содержания кислорода предел прочности при растяжении и условный предел текучести 0,2 % всех вариантов TNTZ увеличиваются, но их относительное удлинение сначала уменьшается, а затем увеличивается» [32]. Их предел прочности при растяжении может достигать ~1100 МПа, а их относительное удлинение может достигать ~20%. Как прочность на разрыв, так и относительное удлинение Модули Юнга увеличиваются с увеличением содержания кислорода. Модули Юнга составляют <65 ГПа— менее ~75 ГПа, что намного меньше, чем у Ti64 ELI (~100–110 ГПа). Следовательно, увеличение модулей Юнга после горячей прокатки можно объяснить растворением кислорода в фазе.

Вышеупомянутые объемные «свойства титана и его сплавов очень важны с точки зрения проектирования элементов и обработки изготовления» [32]. «Установлено, что воздействие биоматериалов и устройств на

биологические системы во многом зависят от их физико-химических характеристик поверхности» [32]. «Износостойкость, коррозионная стойкость, смазывающие свойства, совместимость с кровью, адгезия и рост клеток, адсорбция белка, транспортные и электрические свойства биоматериалов могут быть улучшены или изменены с помощью физико-химических методов обработки поверхности, при этом сохраняя объемные характеристики и модифицируя только внешнюю поверхность» [32].

Для биомедицинских применений часто необходимы модификации поверхности титановых сплавов. Существуют две основные категории модификации «поверхности: химические или физические изменения атомов, соединений или молекул на существующей поверхности (например, химическая модификация, травление, механическое придание шероховатости), а также нанесение на существующую поверхность покрытия материалом другого состава (например, покрытие, прививка и напыление тонкой пленки)» [32].

Для преодоления «проблемы недостаточной биосовместимости и механической прочности титана и титановых сплавов были разработаны различные методы модификации поверхности» [32]. «Среди них можно выделить термическое напыление, золь-гель, химическую и электрохимическую обработку, ионную имплантацию, механические методы и другие» [32]. Эти методы позволяют улучшить функциональность материала, увеличить его срок службы и предотвратить выделение ионов металлов, что может привести к коррозии в биологической среде. Для замены твердых тканей имплантаты из титанового сплава обычно покрываются более биосовместимыми материалами, например, биокерамикой на основе фосфата кальция.

Из-за сходства «химического состава с природным минералом кости фосфат кальция, в частности гидроксиапатит, широко используется для изготовления поверхностных покрытий для ортопедических применений» [32].

«Среди методов покрытия поверхности, которые были предприняты для изготовления биомедицинских покрытий, термическое напыление, в частности плазменное напыление, является наиболее широко используемым подходом, который до сих пор является единственным сертифицированным методом для нанесения покрытий CaP на поверхности протезов» [4].

С точки зрения долгосрочных характеристик имплантата желательными считаются удовлетворительная прочность сцепления и высокая кристалличность покрытий CaP, наносимых плазменным напылением. «С развитием технологии обработки поверхностей некоторые новые методы, например, плазменное напыление низкого давления, плазменное напыление прекурсоров растворов, холодное напыление и аэрозольное напыление, привлекают все большее внимание, поскольку они предлагают новые возможности создания уникальных и отличительных покрытий для биомедицинских приложений» [4].

«Кроме того, серьезной проблемой, связанной с титановыми имплантатами, является бактериальная инфекция, которая является одним из самых больших осложнений после операции» [4]. «Для предотвращения таких инфекций были применены некоторые подходы для улучшения антибактериальной способности материалов» [4]. «В последние годы были достигнуты впечатляющие успехи; однако антибактериальные покрытия на титановом сплаве, титановое покрытие с биоцидным агентом и т. д. до сих пор не нашли широкого клинического применения» [35]. «Однако разработка новых титановых сплавов создает новые проблемы и возможности для существующих методов модификации поверхности» [35].

2 Материал и методики исследования

2.1 Исследуемый материал, методики исследования структуры и механических свойств магниевое сплава при растяжении

«В качестве исследуемого материала был выбран широко применяемый в медицине магниевый сплав Mg-1% Zn-0,15% Ca» [33]. Химический состав сплава указан в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав магниевое сплава

| Сплав | Zn | Zr | Al | Fe | Mn | Ni | Cu | Si | Ca | Pb |
|----------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Mg-Zn-Ca | 0,8611 | <0,001 | 0,0122 | 0,0245 | 0,0023 | <0,001 | 0,0024 | 0,0006 | 0,1404 | <0,001 |

Сплав в «исходном состоянии исследовали после гомогенизационного отжига литой заготовки при температуре 450 °С, 24 часа с охлаждением в воде» [3]. Для получения УМЗ состояния заготовки подвергали РКУП ¹⁾ (маршрут Вc, n=9, φ=120°); проходы осуществляли с понижением температуры от 400 до 200 °С.

«Исследование структуры КЗ магниевое сплава проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEM-6390 (рисунок 4); тонкую структуру УМЗ сплава исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100 ²⁾ (рисунок 5)» [40].

¹⁾ РКУП заготовок проводили сотрудники ИФПП УУНиТ (г. Уфа)

²⁾ Структуру сплава исследовали сотрудники ИФПП УУНиТ (г. Уфа)



Рисунок 5 - Растровый электронный микроскоп (РЭМ) JEM-6390



Рисунок 6 - Металлографический микроскоп Axiovert 40 MAT

«Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм проводили при температуре 20 °С на универсальной испытательной машине Н50КТ (рисунок 7)» [13]. «Скорость растяжения составляла 5 мм/мин» [13].



Рисунок 7 - Универсальная испытательная машина Н50КТ, с компьютерным управлением предназначена для определения механических свойств материалов

2.2 Методика испытания образцов на кручение и макро- и микрофрактографических исследований

Испытанию на кручение подвергали образцы диаметром 3 мм (ГОСТ 3565-80 [22]). Все испытания на кручение были проведены на машине КТС-405-20-0.5³⁾ (рисунок 8). Проводили запись диаграмм «крутящий момент – угол закручивания». «По результатам испытания образцов рассчитывали механические свойства сплава при кручении» [8]. «Микрорельеф поверхности изломов исследовали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) Phenom ProX G6» [8].

¹ Испытание образцов на кручение было проведено сотрудниками АО «ООО «Стрела» (г. Оренбург)



Рисунок 8 - Машина КТС-405-20-0.5 для испытания образцов на кручение

Макро- и микрорельеф поверхности изломов магниевых сплавов, которые были получены при кручении образцов, исследовали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) Phenom ProX G6, представленном на рисунке 9.

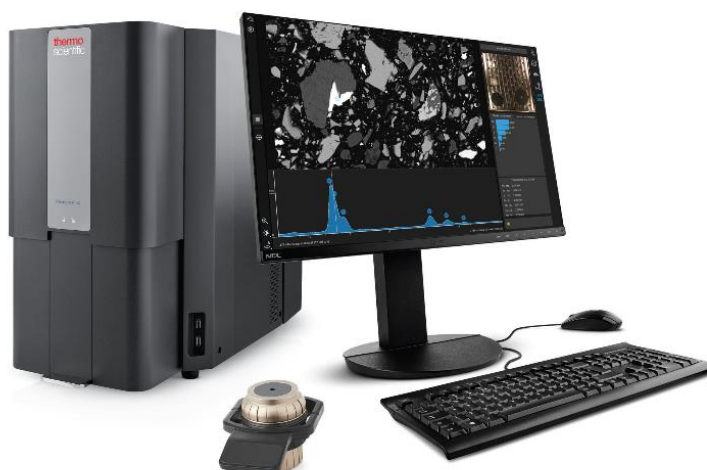


Рисунок 9 - Электронный микроскоп Phenom ProX G6

2.3 Методы построения геометрической и сетчатой модели винта из магниевого сплава

При закручивании мини винта из магниевого сплава в кость, особенно на стадии плотного прижатия мини пластины к кости, возможно превышение крутящего момента головки винта, что приведет к срезу винта. Поэтому было проведено моделирование и анализ напряженно-деформированного состояния винтов из магниевого сплава при кручении.

«Моделирование и анализ напряженно-деформированного состояния винта при КЗ и УМЗ магниевого сплава при кручении были проведены в программе ANSYS Products 2021 R2, основанной на методе конечных элементов, позволяющий определять распределение эквивалентных напряжений изделия» [32]. «При расчетах были использованы механические свойства магниевого сплава при кручении» [32]. Построенная твердотельная модель винта разбита на сеть конечных элементов. Конечно-элементная сетка имеет 213898 узлов и 137132 элементов. Модель, разбитая на сеть конечных элементов и схема нагружения винта при закручивании на рисунках 10 и 11.



| Statistics | |
|-----------------------------------|--------|
| <input type="checkbox"/> Nodes | 213898 |
| <input type="checkbox"/> Elements | 137132 |
| Show Detailed St... | No |

Рисунок 10 – Сетчатая модель

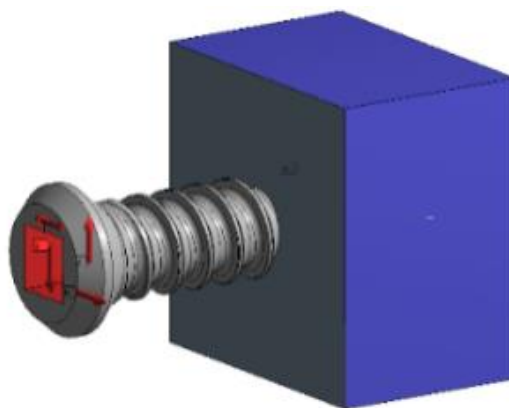


Рисунок 11 – Схема нагружения винта при закручивании

2.4 Разработка алгоритма моделирования и анализа напряженно-деформированного состояния винта из магниевого сплава при кручении

На основе исходных данных, приведенных в главе 2, произведем описание алгоритма построения модели винта из магниевого сплава:

Шаг 1. Размещение модели в окне Ansys WB программы Shurup Workbench с выбором модели Static Structural (рисунок 12).

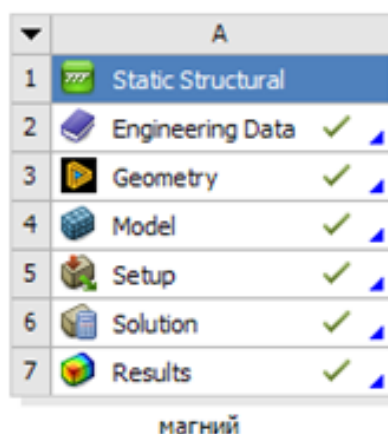


Рисунок 12 – Размещение модели в Static Structural

Шаг 2. Во вкладке «Engineering Data» добавить материал. В случае данного исследования – это «Magnesium Alloy» (рисунок 13).

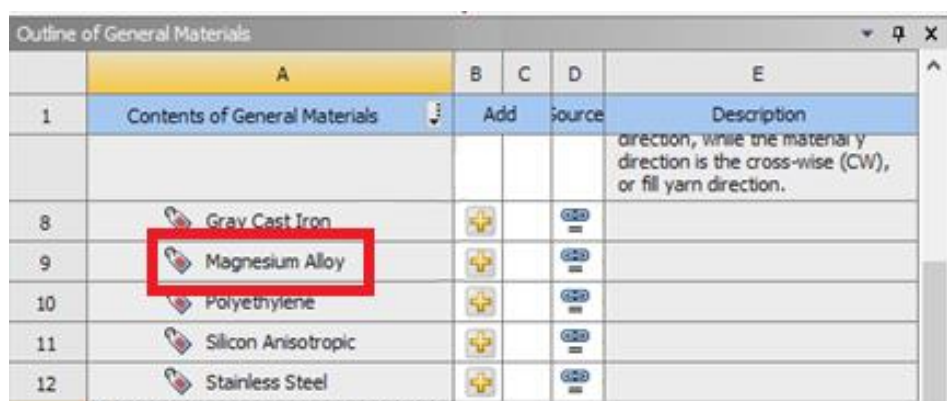


Рисунок 13 – Выбор материала

Шаг 3. Корректировка модуля упругости и удаление пределов прочности и текучести выбранного материала.

Шаг 4. Добавление билинейной модели деформирования материала.

Шаг 5. Во вкладке Geometry производится импорт геометрии винта.

Шаг 6. Осуществляется перемещение плоскости на расстояние 5 витков от головки (рисунок 14).

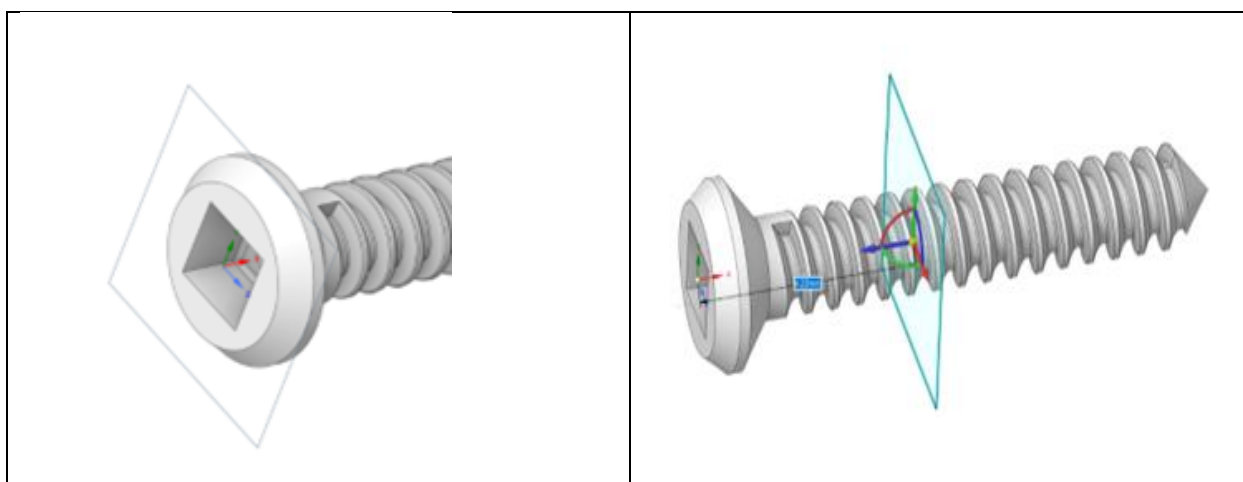


Рисунок 14 – Определение положения плоскости относительно головки винта

Шаг 7. Осуществляется разделение тела винта и удаление его задней части

Шаг 8. Во вкладке Model винту присваивается материал (рисунок 15)

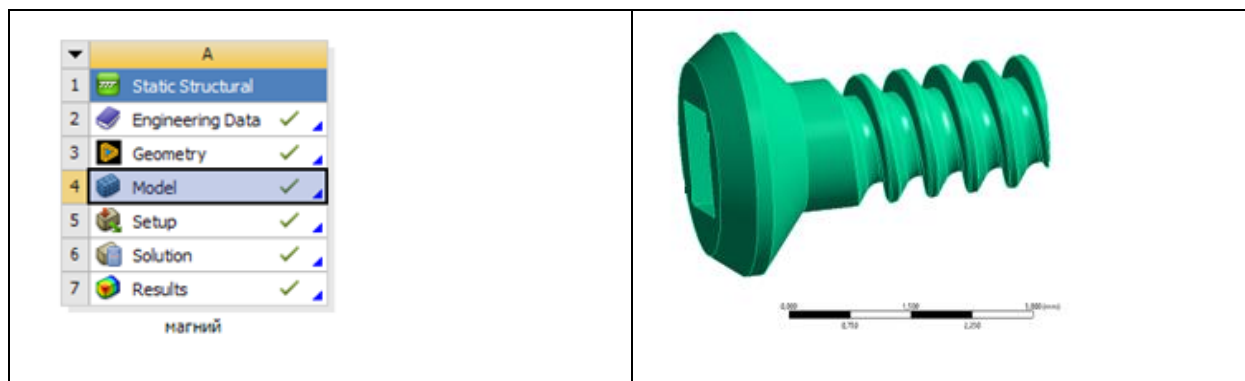


Рисунок 15 – Присвоение материала изделию

Шаг 9 – Производятся настройки сетки технических параметров изделий и размеров конечного элемента.

Шаг 10. Включение в настройках решателя функции «Эффект больших деформаций» (Model A4 – Static Structural A5 – «Large Defection» переключить в позицию «On»). Далее задается неподвижное закрепления и крутящегося элемента, после чего производится анализ результатов. Кроме этого, в данной работе были выставлены подшаги для обеспечения более плавного нарастания момента и обеспечения сходимости задачи.

Для задания крутящего момента используется инструмент «Moment», в котором выбираются поверхности его приложения и ось, относительно которой момент действует. Передача момента на узлы поверхностей осуществляется с использованием математический элементов MPC (Multi Point Constrained)

В качестве решателя был использован Sparse (прямой решатель разреженных матриц), который является наиболее быстрым при условии достаточного для размещения в ней задачи объема оперативной памяти. В

данном исследовании задача подошла по параметрам оперативной памяти (запрос 10,8Гб, фактически доступно 11,3Гб).

Выводы по главе 2

Применение автоматизированного геометрического моделирования позволяет создавать модели систем с последующей конечно-элементной дискретизацией и проведением численного эксперимента в системах инженерного анализа. При функциональной нагрузке, вызывающей скручивание винта, определены зоны максимальной концентрации эквивалентных напряжений и особенности распределения напряжений для винтов из КЗ и УМЗ магниевого сплава.

Среди различных механизмов упрочнения, используемых для современных сталей, измельчение зерна является одним из немногих методов одновременного повышения прочности и ударной вязкости. Таким образом, сверхмелкозернистые стали с относительно простым химическим составом, упрочненные в основном за счет измельчения зерна, имеют большой потенциал для замены некоторых традиционных низколегированных высокопрочных сталей. Это касается как (в основном) одиночных, так и массивнолегированных усовершенствованных высокопрочных многофазных сталей.

Основные преимущества такого подхода заключаются в том, чтобы избежать дополнительных легирующих элементов; избежать дополнительных термообработок, таких как мягкий отжиг, закалка и отпуск; улучшить свариваемость за счет более низкого содержания углерода и других легирующих элементов по сравнению с другими высокопрочными сталями. Еще одной областью высокого потенциала для такой ультрамелкозернистой стали является возможность сверхпластичности при высокой скорости деформации при средних и повышенных температурах.

3 Результаты исследования

3.1 Структура и механические свойства магниевого сплава при растяжении

Структура КЗ сплава Mg-1%Zn-0,15%Ca в исходном состоянии (после отжига) состоит из зерен α -Mg со средним размером 415 мкм (рисунок 16, а). Частицы (предположительно $Ca_2Mg_6Zn_3$) с размером до 1 мкм были обнаружены внутри зерен; на границе зерен размер этих частиц составил 4 мкм с объемной долей 1 %. В процессе РКУП сформировалась структура с высокоугловыми границами, размером, примерно, 1.5 мкм и субзеренная структура размером 0.7 мкм (рисунок 16, б, в). Средний размер зерна и механические свойства магниевого сплава при растяжении представлены в таблице 3.

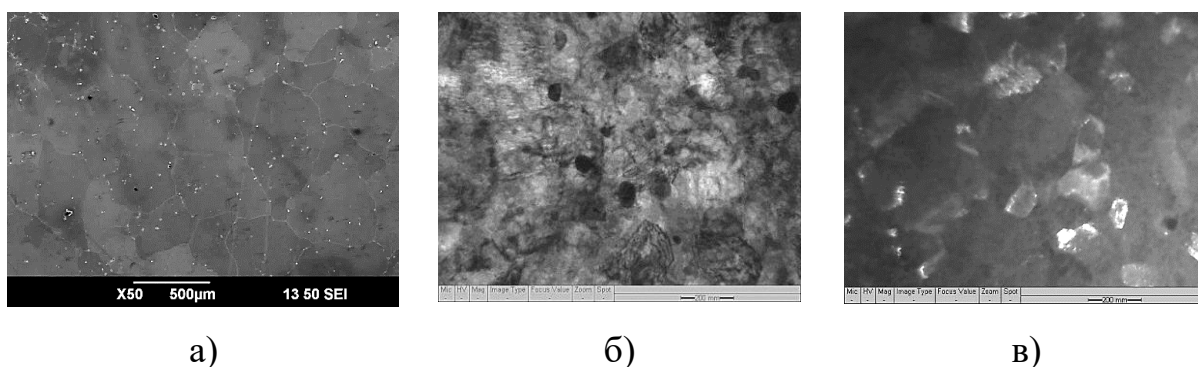


Рисунок 16 – Микроструктура магниевого сплава Mg-Zn-Ca после отжига в КЗ стоянии (РЭМ) (а) и тонкая структура после РКУП в УМЗ состоянии светлопольное (б) и темнопольное изображение (в) (ПЭМ)

Таблица 3 – Средний размер зерна и механические свойства при растяжении магниевого сплава

| Состояние | $d_{ср.}$, мкм | σ_B , МПа | $\sigma_{0.2}$, МПа | δ , % |
|-------------------|-----------------|------------------|----------------------|--------------|
| После отжига (КЗ) | 415 | 119±9 | 65±5 | 9±0.3 |
| После РКУП (УМЗ) | 1.5-0.7 | 305±10 | 234±20 | 15±0.5 |

Из приведенной таблицы видно, что в результате РКУП, по приведенным выше режимам, прочностные свойства сплава при растяжении увеличились в 2,6-3.6 раза, а относительное удлинение уменьшилось в 1,6 раза.

3.2 Результаты испытания образцов из магниевого сплава при кручении

Результаты испытания образцов на кручение показали (рисунок 16), что проведение РКУП по усовершенствованному режиму повышает крутящий момент магниевого до 1.85 Н·м; при этом угол закручивания снижается до 148 градусов по сравнению с гомогенизированным состоянием сплава. В таблице 4 представлены средние значения параметров разрушения магниевого сплава:

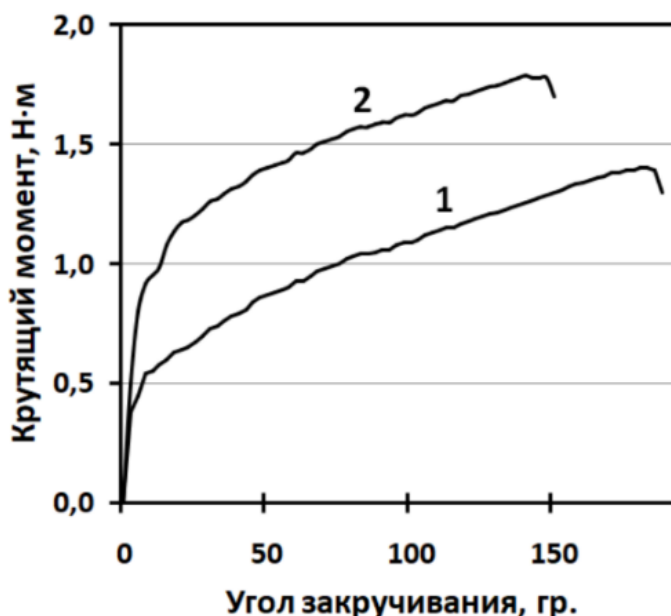


Рисунок 17 - Характерный вид диаграмм «крутящий момент–угол закручивания» при испытании на кручение образцов из сплава Mg-Zn-Ca после отжига (1) и после РКУП (УМЗ) (2)

Таблица 4 – Среднее значение параметров разрушения образцов из магниевого сплава при кручении

| Состояние | Крутящий момент, Н·м | Угол поворота, град. |
|-------------------|----------------------|----------------------|
| После отжига (КЗ) | 1.38±0.01 | 210±08 |
| После РКУП (УМЗ) | 1.85±0.01 | 148±07 |

Оценка механических свойств сплава при кручении, проведенная по результатам анализа диаграмм «крутящий момент – угол закручивания» (рисунок 17), показала, что, по сравнению с КЗ сплавом, после РКУП по усовершенствованному режиму предел прочности при кручении увеличился в 1.3 раза, предел текучести – в 2.3 раза, при этом относительный сдвиг уменьшился в 1.3 раза (таблица 5).

Таблица 5 – Механические свойства магниевого сплава при кручении

| Состояние | τ_k , МПа | $\tau_{0.3}$, МПа | δ , % |
|-------------------|----------------|--------------------|--------------|
| После отжига (КЗ) | 264±9 | 102±5 | 33±0.3 |
| После РКУП (УМЗ) | 345±8 | 230±9 | 26±0.7 |

3.3 Механизм разрушения магниевого сплава при кручении

На поверхности изломов образцов на кручение из сплава Mg-Zn-Ca в исходном КЗ состоянии можно выделить три характерные области: центральную часть, имеющую большую шероховатость, а также переходную и периферийную части, имеющие сглаженный макрорельеф.

Микрорельеф в периферийной и переходной частях излома полностью или частично затерт (рисунок 18, б, в) от взаимного трения с ответной поверхностью излома. В центральной части образца разрушение произошло путем расслоения по плоскостям скольжения; видны участки смятия рельефа от контакта с ответной поверхностью излома (рисунок 18, г).

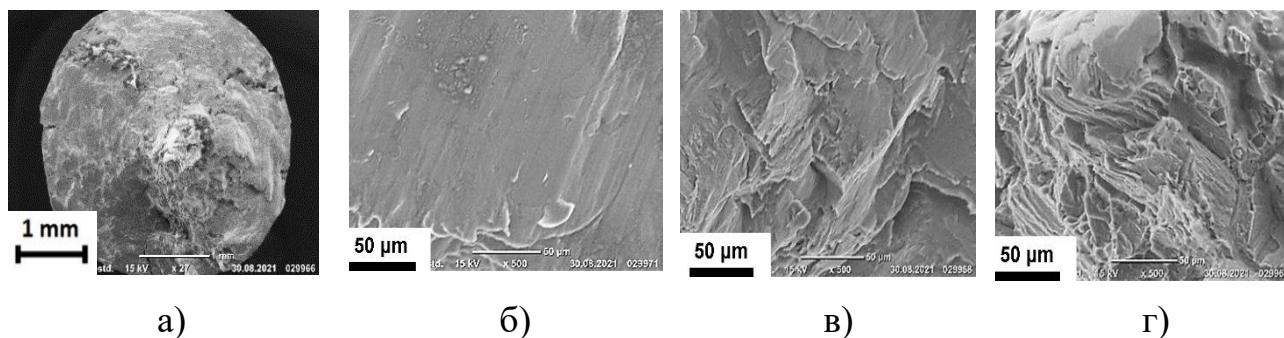
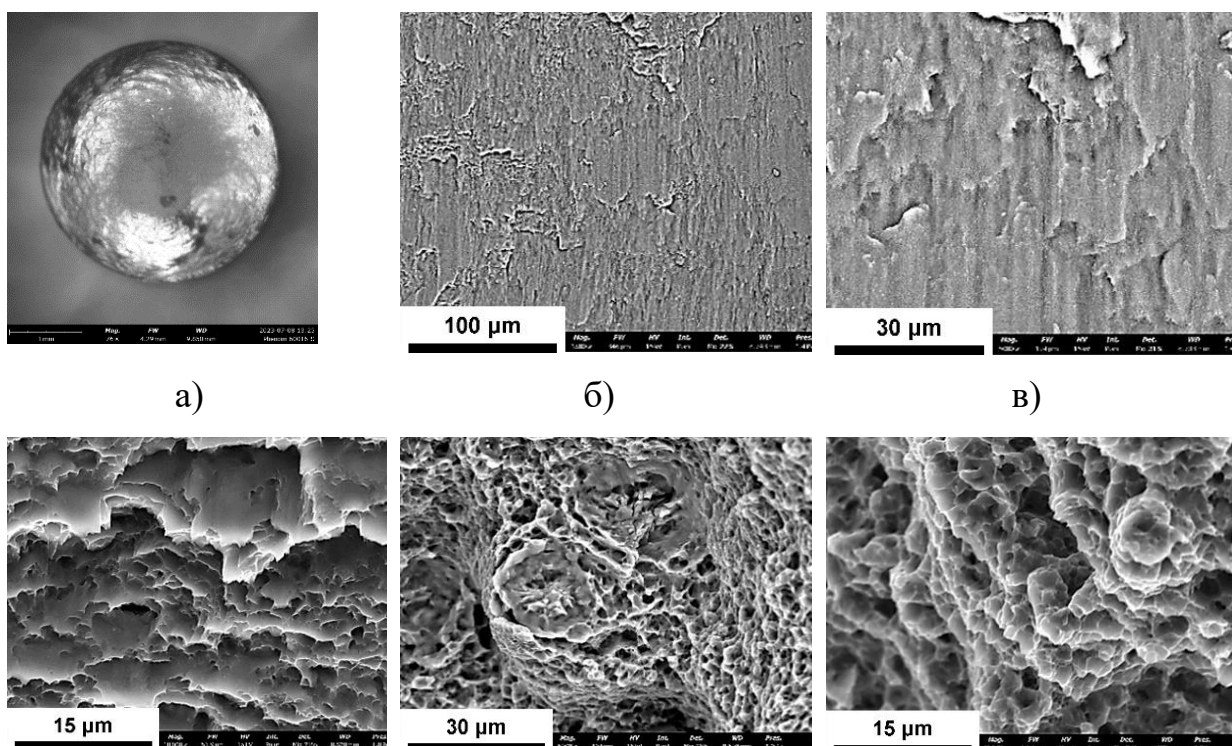


Рисунок 18 – Общий вид (а) и микрорельеф поверхности изломов образцов на кручение из сплава Mg-Zn-Ca в КЗ состоянии (б-г). б- периферийная область; в- переходная область; г- центральная часть излома. б-г- x500

Поверхность изломов образцов из магниевого сплава в УМЗ состоянии более гладкая; на поверхности также видны при области: периферийная, переходная и центральная часть (рисунок 19, а).

Микрорельеф периферийной части излома сильно затерт (рисунок 19, б, в). В переходной части видны ямки сдвига, частично затертые (рисунок 19, г). Микрорельеф центральной части излома состоит из ямок отрыва, частично поврежденных от контакта с ответной поверхностью излома (рисунок 19, д, е).



г)

д)

е)

Рисунок 19 – Общий вид (а) и микрорельеф поверхности изломов образцов на кручение из сплава системы Mg в УМЗ состоянии (б-е). б, в- периферийная область; г- переходная область; д, е- центральная часть излома. б- x1500; в, д- 5000; г, е- x10000

3.4 Результаты моделирования эквивалентных напряжений в винте из магниевого сплава при кручении

Моделирование эквивалентных напряжений в винтах, закрепляющих пластины к кости, выявило наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбой части (рисунок 20), способных привести к срезу ВИНТОВ.

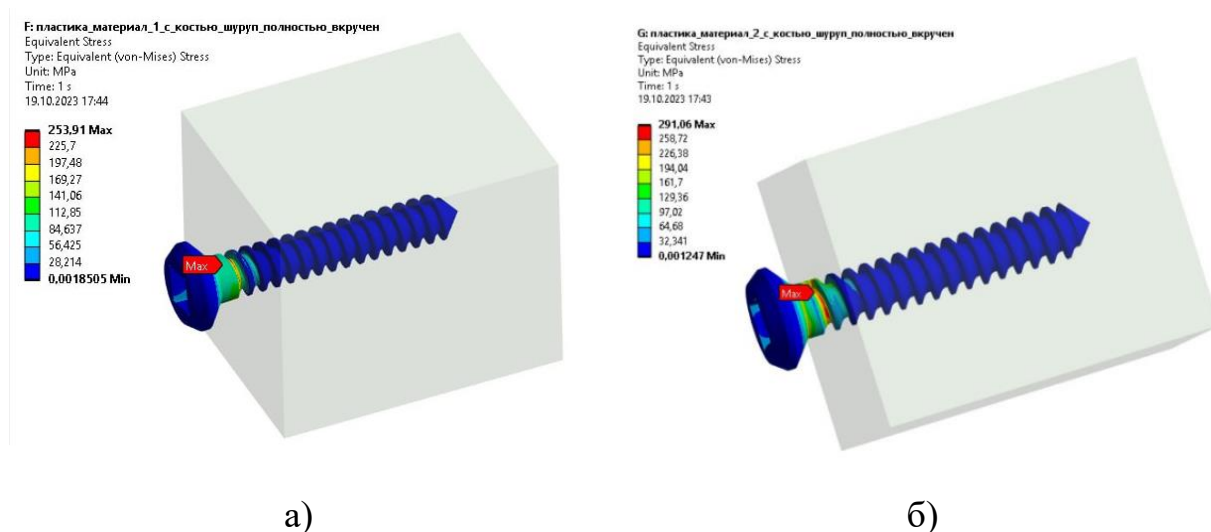


Рисунок 20 – Распределение эквивалентных напряжений в винтах из КЗ (а) и УМЗ (б) магниевого сплава, закрепляющих пластины к кости

Нагружение винтов проводили кручением (рисунок 20) с приложением крутящих моментов 0,0535 Н·м (состояние материала – КЗ (отжиг) и 0,07 Н·м (состояние материала – УМЗ после РКУП). Зависимости эквивалентных напряжений в винтах из магниевого сплава в КЗ состоянии (после отжига) и

УМЗ состоянии (после РКУП) от крутящего момента, приложенного к головке винта представлены на (рисунок 21).

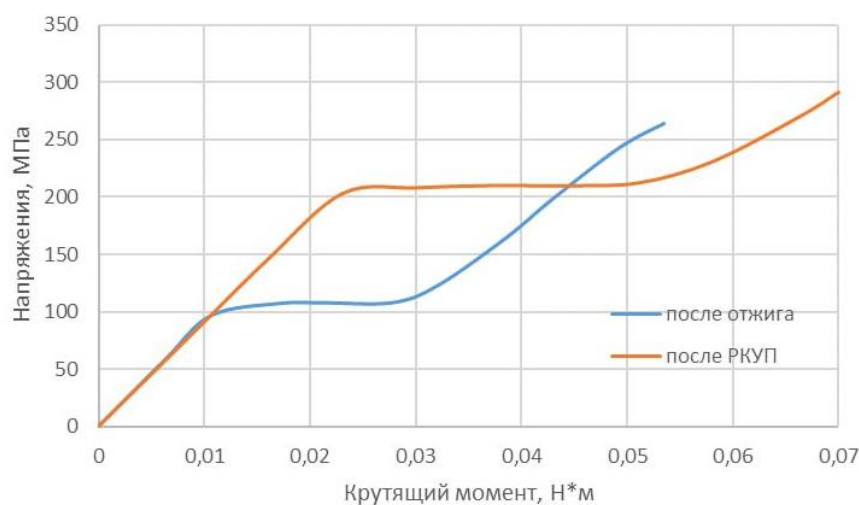


Рисунок 21 – Зависимость эквивалентных напряжений в винтах из магниевого сплава в КЗ состоянии (после отжига) и УМЗ состоянии (после РКУП) от крутящего момента, приложенного к головке винта

Выводы по главе 3

Результаты испытания образцов медицинского винта из магниевого сплава на кручение показали, что проведение РКУП по усовершенствованному режиму повышает крутящий момент до 1,85 Н*м; при этом угол закручивания снижается до 148 градусов по сравнению с гомогенизированным состоянием сплава.

Моделирование эквивалентных напряжений в винтах из УМЗ и КЗ магниевого сплава, возникающих при кручении, показало наличие значительных напряжений между головкой и резьбой.

Общие выводы

1. В процессе РКУП по приведенным выше режимам, сформировалась структура с высокоугловыми границами, размером, примерно, 1,5 мкм и субзеренная структура размером 0,7 мкм.
2. В результате РКУП прочностные свойства сплава при растяжении увеличились в 2,6-3,6 раза, а относительное удлинение уменьшилось в 1,6 раза.
3. Предел прочности при кручении увеличился в 1,3 раза, предел текучести при кручении увеличился в 2,3 раза, а относительный сдвиг уменьшился в 1,3 раза.
4. Разработана геометрическая и сетчатая схема нагружения винта. Проведен анализ напряженно-деформированного состояния винта при КЗ и УМЗ магниевого сплава при кручении.
5. Моделирование эквивалентных напряжений, возникающих в винтах при закручивании или откручивании, выявило наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбой частью винта, способных привести к их срезу.

Заключение

В современной челюстно-лицевой хирургии для лечения переломов кости пациентов широко используют металлические фиксаторы. Как правило, конструкции различных металлических фиксаторов при остеосинтезе состоят из пластин и винтов, предназначенных для фиксации отломков. Основными материалами для изготовления таких конструкций являются титан и магниевые сплавы.

«Использование «щадящих» операционных технологий в челюстно-лицевой хирургии, травматологии и других областях медицины широко распространено благодаря уменьшению размеров медицинских имплантатов и инструментов за счет применения новых материалов с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ)» [7]. «Эти материалы отличаются высокой твердостью и прочностью. Этим требованиям в полной мере отвечают объемные УМЗ металлические материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Многочисленные исследования последних двух десятилетий убедительно свидетельствуют, что создание УМЗ структур в металлических материалах методами ИПД, позволяют значительно увеличить их твердость, прочность и усталостную долговечность. Это относится, прежде всего, к широко используем для изготовления медицинских имплантатов и других устройств биометаллам, к числу которых относятся титан и его сплавы, аустенитные нержавеющие стали, магниевые сплавы и другие материалы» [15].

В настоящей магистерской диссертации реализованы инновационные подходы наноструктурирования вышеуказанных материалов, основанные на сочетании формирования УМЗ структуры, которые позволят обеспечить в металлах и сплавах не только рекордную прочность, но и их пластичность и вязкость, открывая путь к повышению целого комплекса их служебных свойств: ударной вязкости, низкой чувствительности к концентраторам напряжения, усталостной прочности и т.д. Это, в свою очередь, позволит существенно миниатюризировать медицинские имплантаты, предлагая, как

усовершенствованные, так и новые перспективные конструкции имплантатов и сопутствующих медицинских инструментов. Кроме того, проведение поверхностной модификации имплантатов позволит повысить их биофункциональные свойства. Решение поставленной задачи предполагает также расчет прочностных свойств, предполагаемых изделий; исследование микроструктуры и механических свойств, полученных наноструктурных материалов на всех стадиях изготовления изделий – заготовок, полуфабрикатов, изделий, поверхностной обработки. Механические испытания будут включать: статические, ударные, усталостные и специфические для имплантатов нагрузки.

Результатом проведенных исследований стало создание новых научных принципов и технических решений получения медицинских имплантатов нового поколения из наноструктурных металлов с биосовместимыми покрытиями благодаря получению сверхпрочных сплавов металлов путем наноструктурирования методами интенсивной пластической деформации (ИПД).

В ходе выполнения проекта разработаны научно-обоснованные принципы для разработки технологий производства имплантатов, за счет методов обработки интенсивной пластической деформацией значительно улучшены механические характеристики этих материалов (высокая прочность в сочетании с пластичностью и усталостной долговечностью) по сравнению с результатами, имеющимися в мировой практике на сегодняшний день. Физической основой данного подхода является реализация множественных механизмов упрочнения при формировании ультрамелкозернистой структуры и наборе наноструктурных особенностей - нанофазных выделений, зернограницных сегрегаций и пр.

Осуществлен переход к цифровым производственным технологиям. Применение цифрового производства позволит реализовать производство имплантатов персонализированной формы, а применение органических и неорганических покрытий позволит управлять биосовместимостью изделия.

Список используемой литературы и используемых источников

1. Андреещенко В. А. Разработка и исследование способа интенсивной пластической деформации для получения субультрамелкозернистых и наноструктурных материалов Диссертация докторская Республика Казахстан Темиртау, 2013. С. 1-3.
2. Бовина Е. М., Романов, Б. К., Казаков, А. С., Вельц, Н. Ю., Журавлева, Е. О., Букатина Т. М., Аляутдин Р. Н., Меркулов, В. А. Наноразмерные лекарственные средства: особенности оценки безопасности // Безопасность и риск фармакотерапии. 2019. №3. С. 4-5.
3. Виноградов А.М. Метод плазменного напыления порошковых покрытий // Проблемы Науки. 2015. - №5 (35). С. 23-25.
4. Гурьев Е.Л., Звягин А.В., Балалаева И.В. Фотолюминесцентные наноматериалы для медицинской биотехнологии // Acta Naturae (русскаяязычная версия). 2021. №2. С. 5-6.
5. Ешкулов У.Э., Тарбоков В.А., Иванов С.Ю., Ночовная Н.А., Дымников А.Д., Алымбаев Р.С. Исследование биосовместимости титановых сплавов с модифицированной поверхностью // Биомедицина. 2021. №2. С. 4-7.
6. Ерисов Я.А., Инновационные процессы обработки металлов давлением с большими интенсивными пластическими деформациями в прокатно-прессовом производстве [Электронный ресурс]: электрон. учеб.-метод. комплекс дисциплины / М-во образования и науки РФ, Самар. гос. аэрокосм. ун-т им. С. П. Королева (нац. исслед. ун-т); авт.-сост. Я. А. Ерисов. - Электрон. текстовые и граф. дан. - Самара, 2013. – 1 эл. опт. диск
7. Жетесова Г.С., Искаков Б.К. Перспективы наноструктурированных материалов и метод создания нанокластерного композита // Наука и техника. 2011. №4. С. 3-5.
8. Жильцова Е.П., Ибатуллина М.Р., Миргородская А.Б., Гайнанова Г.А., Кузнецова Д.А., Кашапов Р.Р., Захарова Л.Я. Полифункциональные наносистемы на амфифильной и гибридной платформе:

самоорганизация, мезогенные свойства, практическое применение // Жидкие кристаллы и их практическое использование. 2020. №3. С.7-11.

9. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. Москва, МИСИС. - 1998. 400 с.

10. Зуев В.В. Основы создания полимеров медицинского назначения: Учебное пособие. — СПб: Университет ИТМО, 2022. 78 с.

11. Кривенко А.Н., Гришин, Д.В., Перспективы развития секторов рынка отечественной биомедицинской продукции // Государственное управление. Электронный вестник. 2020. №79. С. 6-10.

12. Ларичкин А.Ю., Федорова Н.В., Тодер М.С., Шевела А.А. Различные подходы к оценке работоспособности имплантатов в стоматологии: материалы, моделирование, современные тенденции // Российский журнал биомеханики. 2019. №1. С. 3-5.

13. Марчук М. С., Мутылина И. Н. Биосовместимые материалы, применяемые для изготовления стентов (обзор) // Вологдинские чтения. 2010. №78. С. 1-3.

14. Матвеев А.Т., Получение нановолокон методом электроформования Учебное пособие для студентов по специальности «Композиционные наноматериалы» - МОСКВА – 2020. С. 59-61.

15. Мохан Л. Формирование наноструктур на магниевом сплаве путем анодирования для потенциальных биомедицинских применений. С. 3-4.

16. Мухаметов У.Ф., Люлин С.В., Борзунов Д.Ю., Гареев И.Ф., Бейлерли О.А., Yang G. Аллопластические и имплантационные материалы для костной пластики: обзор литературы // Креативная хирургия и онкология. 2021. №4. С. 4-5.

17. Осколков А.А., Матвеев Е.В., Безукладников И.И., Трушников Д.Н., Кротова Е.Л. Передовые технологии аддитивного производства металлических изделий // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2018. №3. С. 10-12.

18. Петров А.А., Сперанский К.А. Магниевые сплавы: перспективные отрасли применения, преимущества и недостатки (обзор) часть 1. Применение в медицине. Кристаллографические факторы, влияющие на коррозионную стойкость магниевых сплавов // Труды ВИАМ. 2021. №10 (104). С. 4-8.
19. Пихуров Д.В, Зуев В.В. Эпоксидные композиции, модифицированные фуллереном с C_{60} , с повышенной ударопрочностью // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2013. №5 С. 87.
20. Попова Л.М. Введение в нанотехнологию: учебное пособие / СПбГТУРП, СПб., 2013. – С. 63.
21. Прач Е.Л., Михаленков К.В. Разработка нового литейного сплава системы Al–Mg–Si–Mn с добавкой Li // Литейное производство. 2014. № 7. С. 13–15.
22. Смирнов К.А., Бирюков А.В., Иванченко Р.Д., Овчаренко Д.В., Воронков А.А., Трусков И.С., Нифонтов Е.М. История развития и сравнительная оценка современных стентов для коронарных артерий // ПКК. 2019. №S1. С. 5-7.
23. Способ изготовления дентального имплантата из нанотитана с использованием лазерного структурирования поверхности и наноструктурированного композитного покрытия и имплантат Российский патент 2020 года по МПК . Патент РФ N Q 2025132/.
24. Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Кильмаметов А.Р., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В. Сплавы для медицинских применений на основе β -титана. Известия вузов. Цветная металлургия. 2020 No. 6. С. 52–64.
25. Султанов А.А., Первов Ю.Ю, Яценко А.К. Структурные особенности мягких тканей, окружающих имплантат, и факторы, влияющие на развитие воспаления в периимплантационном пространстве // Проблемы стоматологии. 2019. №2. С. 3-4.

26. Тапальский Д.В. Биосовместимые композиционные антибактериальные покрытия для защиты имплантатов от микробных биопленок // Проблемы здоровья и экологии. 2013. №2. С. 36.
27. Технические методы диагностических исследований и лечебных воздействий учебное пособие / СПбГТУРП, СПб., 2019. С. 190.
28. Устройства внутрисосудистой окклюзии, направляемые чрескожным катетером. Патент RU2405473C2.
29. УФ-отверждаемые ЛКМ: характеристики и преимущества применения // <https://www.lkmportal.com/articles/uf-otverzhdaemye-lkm-harakteristiki-i-preimushchestva-primeneniya>
30. Федосюк В.Л. Получение и свойства многослойных нанопроволок // Наука и инновации. 2006. №8. С. 1-2.
31. Шулятникова О.А, Рогожников, Г.И. Функциональные наноструктурированные материалы на основе диоксида титана для использования в ортопедической стоматологии // Проблемы стоматологии. 2020. №1. С. 3-5.
32. Binhan Sun, Yan Ma b, Nicolas Vanderesse , Rama Srinivas Varanasi, Wenwen Song, Philippe Bocher , Dirk Ponge a, Dierk Raabe «Macroscopic to nanoscopic in situ investigation on yielding mechanisms in ultrafine grained medium Mn steels: Role of the austenite-ferrite interface», Acta Materialia 178 (2019), С. 20-25
33. Hanada S, Izumi O. Deformation behaviour of retained β phase in β -eutectoid Ti-Cr alloys. J Mater Sci 1986;21:4131–9
34. Magnesium alloys URL: [gov.translate.google.com/articles/PMC7611340/?_x_tr_sl=en&_x_tr_tl=ru&_x_tr_hl=ru&_x_tr_pto=sc](https://www.gov.translate.google.com/articles/PMC7611340/?_x_tr_sl=en&_x_tr_tl=ru&_x_tr_hl=ru&_x_tr_pto=sc) (дата обращения: 27.02.2023).
35. Materialy-na-osnove-dioksida-titana-dlya-ispolzovaniya-v-ortopedicheskoy-stomatologii (дата обращения: 22.01.2023).
36. Mohan L, Anandan C, Rajendran N. Electrochemical behavior and effect of heat treatment on morphology, crystalline structure of self-organized TiO₂

nanotube arrays on Ti-6Al-7Nb for biomedical applications. *Mater Sci Eng C*. 2015; 50:394–401. doi: 10.1016/j.msec.2015.02.013.

37. Mohan L, Durgalakshmi D, Geetha M, Narayanan TSNS, Asokamani R. Electrophoretic deposition of nanocomposite (HAp+ TiO₂) on titanium alloy for biomedical applications. *Ceram Int*. 2012;38:3435–3443.

38. Mørtzell E.A., Marioara C.D., Andersen S.J., Ringdalen I.G., Friis J., Wenner S., Røyset J., Reiso O., Holmestad R. The effects and behaviour of Li and Cu alloying agents in lean Al–Mg–Si alloys // *J. Alloys Compd*. 2017. V. 699. P. 235–242.

39. Prasad N.E., Wanhill R.J.H. *Aerospace Materials and Material Technologies*. V. 1: Aerospace Materials. Springer, Singapore, 2017. P. 39-40.

40. Sankara Narayanan TSN, Park IS, Lee MH. Strategies to improve the corrosion resistance of microarc oxidation (MAO) coated magnesium alloys for degradable implants: prospects and challenges. *Prog Mater Sci*. 2014;60: 1–71. doi: 10.1016/j.pmatsci.2013.08.002.

41. Shamas U.D., Hasan B.A., Tariq N.H., Mehmood M. Effect of Li addition on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy// *Int. J. Mater. Res. (Formerly Z. Met.)*. 2014. V. 105. № 8. P. 770–777.

42. Trudonoshyn O., Rehm S., Randelzhofer P., Körner C. Improvement of the high-pressure die casting alloy Al–5.7Mg–2.6Si–0.7Mn with Zn addition // *Mater. Charact*. 2019. V. 158. P. 109959

43. Leon Mishnaevsky Jr., Evgeny Levashov, Ruslan Z. Valiev, Javier Segurado, Ilchat Sabirov, Nariman Enikeev, Sergey Prokoshkin, Andrey V. Solov'yov, Andrey Korotitskiy, Elazar Gutmanas, Irene Gotman, Eugen Rabkin, Sergey Psakh' g,h,Lude' Dluhos', Marc Seefeldt, Alexey Smolin, Nanostructured titanium-based materials for medical implants: Modeling and development. // https://www.ispms.ru/files/V_MONITIRING/367_19.pdf