

Исследование особенности формирования
структуры и свойств порошковых материалов
системы Ti-Cu при спекании

Запланированные результаты обучения по программе

Код результата	Результат обучения (выпускник должен быть готов)
<i>Профессиональные компетенции</i>	
P1	Способность демонстрировать глубокие естественнонаучные, математические и инженерные знания физико-химических и технологических основ получения деталей из порошков методом жидкофазное спекание, и применять их для решения научных и инженерных задач наукоемкого производства на мировом уровне
P2	Способность планировать и проводить аналитические, имитационные и экспериментальные исследования по своей специализации с использованием новейших достижения науки и техники, передового отечественного и зарубежного опыта в области знаний, соответствующей выполняемой работе, уметь критически оценивать полученные теоретические и экспериментальные данные и делать выводы, использовать основы изобретательства, правовые основы в области интеллектуальной собственности.
P3	Способность интегрировать знания различных и смежных видов деятельности и решать задачи, требующие абстрактного мышления и оригинальности анализа для концептуализации инженерных моделей выбранного технологического направления
P4	Способность оценивать экономическую эффективность новых разработок и их инновационную направленность, выполнять требования по защите окружающей среды

РЕФЕРАТ

Выпускная квалификационная работа состоит из 109 страниц, 23 рисунков, 24 таблиц, 1 приложения.

Ключевые слова: жидкофазное спекание, объемные изменения, интерметалид, микроструктур.

Объектом исследования является порошковая система Ti-Cu. Предметом исследования является объемное изменение при жидкофазном спеканий.

Целью данной диссертационной работы является изучение особенностей формирования структуры и свойств при спекании порошковой системы медь-титан зависимости от температуры.

В результате работы были исследованы два смеси: 1) Cu+(1,4)ат%Ti, который рассматривался как антифрикционный материал, потому что титан образует прочную карбидную фазу с алмазом. 2) Ti+(12,30)ат%Cu, который рассматривался как композиционный катод. Спекались в вакуумной электропечи СНВЭ-1.3.1/16 при температурах $T=850-1050^{\circ}\text{C}$.

Результаты исследования показали что, внедрение меди в титан увеличивает объем, за счет образования интерметалида Ti_2Cu . При этом внедрение меди в порядке 30ат% увеличивает твердость.

Внедрение титана в медь увеличивает твердость, и уменьшает объемный рост. В данном случае можно ожидать, что присутствие титана затормаживает усадочные процессы.

Такое поведение материала обусловлено фазовыми превращениями в соответствии с равновесной диаграммой состояния системы.

В будущем планируется более глубокое исследование поведения сплавов при жидкофазном спекании.

Список сокращений и аббревиатур

В данной магистерской диссертации применены следующие сокращения с расшифровкой:

НРБ – норма радиационной безопасности;

ОТ – охрана труда;

ПБ – пожарная безопасность;

ГЦК-го

Содержание

Введение.....	9
1 Основные закономерности процесса жидкофазного спекания порошковых материалов и их физико-механические свойства	11
1.1 Движущие силы спекания порошковых систем с взаимодействующими компонентами.....	11
1.2 Механизм объемных изменений образцов в процессе спекания с участием жидкой фазы.....	19
1.3 Постановка задачи	24
2 Материалы и методика эксперимента.....	28
2.1 Материалы	28
2.2 Методика исследования и оборудование	29
3 Результаты исследования	36
3.1 Объемные изменения прессовок Cu-Ti	38
3.2 Объемные изменения прессовок Ti-Cu	40
3.3 Структура спеченных образцов Ti-Cu	43
4 Предпроектный анализ. Потенциальные потребители результатов исследования.....	49
4.1.1 Анализ конкурентных технических решений с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения	50
4.1.2 SWOT-анализ	52
4.2 Инициация проекта	55
Ограничения и допущения проекта.....	57
4.3 Планирование управления научно-техническим проектом.....	59
4.3.1 Иерархическая структура работ проекта.....	59
4.3.2 Контрольные события проекта.....	60
4.3.3 План проекта.....	61
4.3.4 Бюджет научного исследования	62
5 Описание рабочего места	72

5.1 Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды.....	72
5.1.1 Метеоусловия	73
5.1.2 Вредные вещества	74
5.1.3 Производственный шум	77
5.1.3.1 Расчет уровня шума	78
5.1.4 Освещенность	80
5.2 Анализ выявленных опасных факторов проектируемой производственной среды	83
5.2.1 Факторы электрической природы	83
5.2.2 Факторы пожарной и взрывной природы	85
5.3 Охрана окружающей среды	88
5.4 Защита в ЧС	89
5.5 Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности	90
Выводы	922
Список литературы	93
Приложение А	935

Введение

Порошковая металлургия является одним из перспективных направлений в современном производстве. Благодаря данному направлению, мы стремимся получать высокосерийные конструкционные детали общего применения, также антифрикционные, фрикционные, электроконтактные, высокопористые, твердые, тугоплавкие материалы специального назначения.

С помощью порошковой технологии, можем придать новейшие полезные свойства некоторым, уже известным материалам, например, поднятие коэффициента использования материалов до 80 – 96 %, за счет влияния на структурный фактор [1].

Поскольку спекание является одной из основных технологических операций порошковой металлургии, формирующих эксплуатационные свойства готовых сплавов, понимание сущности данного процесса необходимое условие сознательного управления структурой и свойствами спеченных материалов. В то же время сложность и многогранность физических и физико-химических процессов, протекающих при спекании, делают эту проблему одной из актуальных, хотя и трудных в материаловедении [1].

Недостатком при жидкофазном спекании сплавов является изменение размеров изделий при спекании. Приложение нагрузки к изделиям позволяет подавлять их объемный рост, но при этом усложняется технологический процесс спекания, увеличивается его стоимость, а изделие могут получены лишь простой формы. Хотя уже сложились и существуют выверенные научные положения, касающиеся процесса спекания, но слишком общий их характер не всегда позволяет заранее определить, какие факторы вносят существенный вклад в объемные изменения спекаемых тел на конкретном этапе спекания.

Использование теоретических разработок в области жидкофазного спекания позволяет достаточно корректно прогнозировать объемные изменения спекаемых прессовки, что является благоприятной предпосылкой для получения спеченных материалов заданной структуры.

Для улучшения свойств сплава, и создания спеченного изделия, которая сохраняет свой объем, в основном добавляют компоненты которые препятствуют изменению объема и увеличивают физико-механические свойства. В связи с этим анализ контролирования объемных изменений образцов в процессе спекания алюминиевой бронзы, легированной дополнительными компонентами, и исследование физико-механических свойств полученных материалов представляется весьма важным [2].

1 Основные закономерности процесса жидкофазного спекания порошковых материалов и их физико-механические свойства

1.1 Движущие силы спекания порошковых систем с взаимодействующими компонентами

Рассматривая процессы спекания многокомпонентных порошковых систем, следует отметить некоторые особенности, присущих данному процессу. Прежде всего, понижение свободной энергии определяется не только факторами, характерными для однокомпонентных порошков и гетеродиффузией, способствующей выравниванию концентрации в системе, но и образованием межфазных поверхностей, энергия которых, как правило, ниже, чем поверхностная энергия на границе вещество – пустота. Ход процесса спекания в значительной мере определяется характером диаграмм состояния элементов, составляющих многокомпонентную систему. От степени протекания процесса сплавообразования зависит кинетика уплотнения спекаемого материала и изменение его физических и механических свойств. В отличие от спекания однокомпонентных систем, где диффузионные процессы, как правило, способствуют уплотнению, гетеродиффузия в многокомпонентных системах может приводить к торможению процесса усадки [3,4].

Спекание многокомпонентных систем может проходить как в присутствии жидкой фазы, так и без нее (твердофазное спекание). Жидкая фаза может сопровождать весь период спекания до конца изотермической выдержки или исчезать через определенное время после своего появления, несмотря на продолжающийся нагрев [5].

Спекание порошковых брикетов в присутствии жидкой фазы имеет некоторый ряд особенностей по сравнению с твердофазным спеканием. В случае жидкофазного спекания огромную роль приобретают следующие процессы:

1. растекание жидкости по поверхности частиц и капиллярное проникновение ее в микротрещины;
2. растворение твердой фазы в жидкости с последующей кристаллизацией;
3. поток второго компонента из жидкости в частицы твердой фазы.

Процесс спекания оказывается сложным, когда компоненты системы, согласно диаграмме состояния, имеют большую растворимость друг в друге и образуют эвтектические смеси и интерметаллические соединения. В этом случае появление жидкости может сильно ускорить реакции образования химических соединений и привести к аномальным изменениям объема брикетов. Роль жидкой фазы при спекании огромна, так как ее появление ускоряет многие физико-химические процессы в порошковых телах. Непосредственно, само жидкофазное спекание представляет собой большой интерес для порошковой металлургии, так как оно позволяет контролировать плотность полученных материалов, и формировать структуру, которая обуславливает их высокие механические свойства [1,6].

Жидкая фаза, образовавшаяся при расплавлении легкоплавкого компонента или в результате контактного плавления, облегчает взаимодействие между отдельными частицами порошка, но только в том случае, если она их смачивает [7]. В присутствии жидкой фазы существенно увеличивается скорость диффузии компонентов, облегчается перемещение твердых частиц друг относительно друга. При наличии хорошей смачиваемости с появлением жидкой фазы между твердыми частицами образуется искривленные поверхности жидкости – мениски, на которые действуют капиллярные силы, стремящиеся сблизить частицы. При этом можно считать, что спекаемое тело находится под равномерным всесторонним сжимающим давлением. При хорошей смачиваемости жидкость проникает в контактные участки, резко уменьшая трение между частицами. Частицы сближаются и перестраиваются, в результате чего происходит усадка, скорость которой весьма высока. В

присутствии жидкой фазы, в которой растворяется твердая фаза, интенсифицируются процессы диффузионного массопереноса [1].

Одним из главных моментов, возникающих при спекании эвтектических систем, является контактное плавление, вследствие которого в зоне контакта разноименных частиц образуется жидкая фаза.

В случае чего, контактное плавление жидкой фазы появляется при температурах, значительно меньших, чем температура плавления легкоплавкого компонента. При этом количество возникающей жидкой фазы и скорость ее образования могут быть весьма значительными.

С термодинамической точки зрения, контактное плавление рассматривается как частный случай фазовых переходов в системах, диаграммы состояний которых имеют минимум на линии ликвидус. Согласно правилу Гиббса, равновесие между тремя фазами в бинарной эвтектической системе может быть лишь при одной температуре и определенных объемах и составах каждой из фаз. При отклонении температуры от температуры плавления эвтектики происходит самопроизвольный процесс изменения составов и объемов фаз до тех пор, пока не исчезнет одна из фаз, и не наступит равновесие между двумя оставшимися [8].

Основным критерием для определения направления процесса при постоянной температуре и давлении, является изменение свободной энергии системы. Так как свободная энергия системы двух или более металлов которые приведены в контакт, при температуре плавления эвтектики, очень высока, поэтому самопроизвольно должны развиваться процессы, приводящие систему в состояние с минимальной свободной энергией. Такими процессами могут быть образование твердых растворов вследствие взаимной диффузии и появление в зоне контакта стабильной жидкой фазы, связанное с плавлением твердых растворов.

Таким образом, процесс контактного плавления можно условно разделить на две стадии [1]:

1. образование твердых растворов и их распад с образованием жидкости;
2. взаимодействие твердых компонентов через прослойку жидкой фазы.

С точки зрения термодинамики, движущие силы процесса контактного плавления обусловлены различием химических потенциалов компонентов в соприкасающихся твердых и жидких фазах. При этом, процесс контактного плавления должен развиваться путем переноса масс с определенными конечными скоростями через границы раздела твердой и жидкой фаз. Таким образом, должны существовать потоки компонентов из жидкости в твердые частицы, т.е. образовываться твердые растворы. А сам процесс контактного плавления (образования жидкой фазы) будет продолжаться до тех пор, пока не исчезнет одна из твердых фаз. Далее, составы жидкой и твердой фаз претерпевают изменение до того момента, пока химические потенциалы компонентов не сравняются, и в системе не наступит равновесие.

При контактном плавлении поликристаллов образование твердых растворов и жидкой фазы происходит по границам зерен. Это свидетельствует о том, что преимущественная диффузия в твердую фазу является подготовительным процессом перехода металла в жидкую фазу. В связи с этим наблюдается сильная зависимость скорости контактного плавления от структурного состояния металлов. В спрессованной порошковой смеси, имеющей изначально большое количество микродефектов, пор, трещин, скорость контактного плавления будет особенно велика. Многие ученые, появление жидкой фазы, рассматривали как средство получения плотных и прочных изделий. Для полного уплотнения порошкового образца необходимо заметное количество жидкости, частичная растворимость в ней твердой фазы и полное смачивание поверхности порошинок жидкой фазой. В этом случае усадка связывают с тремя процессами [1].

Первый процесс заключается в перегруппировке частиц твердой фазы (вязкое течение твердо-жидкой смеси) в результате образования жидкой фазы и

ее течения по порам. При этом твердые частицы двигаются в жидкости, не разрушаясь, а образовавшаяся жидкость заполняет поры и способствует более плотной упаковке частиц. Одним из условий перегруппировки является достаточно высокая пористость образца [9].

Количество жидкой фазы определяет вклад, который вносит процесс перегруппировки в общую усадку. Проведенные оценки показывают, что перегруппировка должна обеспечивать максимальную усадку при условии, что объем жидкости в брикетах составляет не менее 35% [1].

Второй процесс – растворение-осаждение, данный метод связан с растворением мелких частиц в насыщенной жидкости, поскольку они обладают более высокой растворимостью в ней, и осаждением растворенного вещества на крупных частицах. Этот процесс сопровождается явлением аккомодации формы зерен и уплотнением материала.

Третий процесс – образование жесткого скелета – развивается, когда смежные частицы, срастаясь друг с другом, образуют жесткий скелет, а их уплотнение подчиняется уже закономерностям твердофазного спекания.

Естественно, для осуществления такого механизма необходим ряд условий: присутствие значительного количества жидкой фазы, заметная растворимость твердой фазы в жидкой и полное ее смачивание.

В конечном итоге растворенное вещество из контактов переносится путем диффузии через жидкую фазу и осаждается на свободных поверхностях, что и проявляется как аккомодация формы частиц.

Как оказалось, при жидкофазном спекании может наблюдаться не только усадка, но и рост прессовок. Подобный рост раньше связывался с расширением газов в замкнутых порах, захлопнутых при прессовании брикетов. Современная теория жидкофазного спекания росту прессовок дает другое объяснение, основанное на двух концепциях. Первая касается движущих сил спекания смесей порошков взаимодействующих компонентов. Она учитывает энергию сплавообразования, поскольку диффузионные процессы сплавообразования вносят непосредственный вклад в объемные изменения

прессовок при спекании, вызывая их рост или уплотнение в зависимости от направления преимущественного потока атомов. Вторая концепция относится к природе взаимодействия твердого металла с жидким.

Самым главным отличием жидкофазного спекания взаимодействующих компонентов от твердофазного является то, что с появлением жидкой фазы вследствие смачивания ею частиц, площадь поверхности взаимодействия компонентов увеличивается. Поэтому, именно это обстоятельство ускоряет процесс сплавообразования, и проявляются связанные с ним тепловые объемные процессы.

Вторая особенность жидкофазного спекания двухкомпонентного порошкового тела состоит в том, что направление преимущественного массопереноса на межфазной границе компонентов с течением времени меняет свой знак. Диффузия атомов из жидкой фазы в твердую на первой стадии их взаимодействия вызывает увеличение объема частиц компонента, образующего основу порошкового тела. Последующее растворение частиц твердой фазы в жидкой сопровождается уменьшением их объема, сближением их центров в результате действия капиллярных сил и, как следствие, усадкой порошкового тела. В итоге после образования жидкой фазы порошковое тело при спекании в общем случае вначале претерпевает рост, а затем – усадку [1].

Однако последовательные стадии роста и усадки порошкового тела при жидкофазном спекании должны иметь место при малой растворимости компонента жидкой фазы в твердой или значительном содержании жидкой фазы, когда для насыщения поверхностного слоя твердой фазой до равновесной концентрации требуется ограниченное количество добавки, а после насыщения остается достаточное количество жидкой фазы, чтобы частицы твердой фазы могли растворяться в ней. Если растворимость в твердой фазе значительна или на ее основе образуются интерметаллиды, в процессе спекания жидкая фаза в порошковом теле может исчерпаться прежде, чем на поверхности твердой фазы будет достигнута концентрация, позволяющая ей раствориться в жидкой. В этом случае при спекании процесс растворения твердой фазы в жидкой, не

говоря уже о процессе растворения-осаждения, будет отсутствовать, и порошковое тело должно испытывать только рост. В таких условиях образование расплава при спекании не может стимулировать усадку, поскольку для этого необходим массоперенос в жидкую фазу, обусловленный растворением, или через нее, связанный с перекристаллизацией. В подобных системах образование расплава при спекании вызывает только рост порошковых тел, особенно при низких температурах, когда растворимость в жидкой фазе незначительна, а в твердой – велика [1].

Непосредственной причиной роста частиц при диффузии в них атомов из жидкой фазы является увеличение массы частиц в условиях, когда переход атомов в обратном направлении, из твердой фазы в жидкую, практически отсутствует. Дополнительное увеличение объема решетки может происходить за счет увеличения ее параметра вследствие легирования, обусловленного диффузией, или за счет полной ее перестройки по новому типу из-за образования интерметаллида. Однако это увеличение намного меньше, чем то, которое связано с зарождением новых узлов. Более того, в результате образования твердого раствора параметр решетки растворителя может не увеличиваться, а уменьшаться. Формирование интерметаллида в принципе также может сопровождаться сокращением исходной решетки. Тем не менее, в результате униполярной диффузии зарождение дополнительных узлов, занимаемых диффундирующими атомами, при любом знаке дилатации решетки приводит к общему увеличению объема растворителя. Поскольку абсолютный прирост объема растворителя вследствие диффузии определяется числом новых узлов, возникших в решетке, эта величина зависит от суммарного количества компонента, перешедшего в растворитель, и не зависит от характера распределения в нем концентрации, а также от общего содержания добавки в порошковом теле.

Если направления массопереносов, вызванного сплавообразованием и воздействия капиллярных сил совпадают, то процесс спекания является

активированным. При различии направлений данных типов массопереноса процесс будет носить дезактивированный характер.

Возможны несколько вариантов реализации процесса сплавообразования. Они связаны с направлением и величиной массопереноса, который свою очередь определяется степенью растворимости спекаемых компонентов друг в друге. Таким образом, согласно теоретическим подходам, развитым в спекаемые системы были расклассифицированы по трем категориям [10]:

1. системы с большой растворимостью жидкой фазы в твердой и малорастворимой твердой фазы в жидкой;
2. системы с большой растворимостью твердой фазы в жидкой и малой, практически нерастворимой жидкой фазы в твердой;
3. системы с заметной взаимной растворимостью, как в жидкой фазе, так и в твердой фазе.

В качестве примеров реализации механизмов сплавообразования при жидкофазном спекании порошковых материалов можно рассмотреть два крайних случая: для систем со значительной растворимостью в твердой фазе (Ti–Al) характерен объемный рост спекаемых прессовок; для систем со значительной растворимостью в жидкой фазе (Al–Cu) свойственна усадка образцов после их роста. В случае же систем со значительной растворимостью в твердой и жидкой фазах результат будет зависеть от результирующего массопереноса между ними.

Таким образом, в первом случае сплав формируется в результате возникновения диффузного потока атомов из жидкой фазы в твердую, во втором случае он может образовываться за счет потока атомов из твердой фазы в жидкую. Знак направления диффузионного потока определяет кинетику образования сплава и еще знак и величину объемных изменений образцов в ходе спекания [1].

1.2 Механизм объемных изменений образцов в процессе спекания с участием жидкой фазы

Для анализа объемных изменений прессовок при спекании существует целый ряд моделей [10]. Но спрогнозировать конечный результат спекания той или иной системы по большинству моделей бывает не таким уж и простым, для этого необходимо использовать громоздкий математический аппарат и трудно определяемые физические параметры. В лучшем случае упрощенные варианты расчетов в состоянии лишь описать знак объемных изменений в целом. Поэтому весьма актуальны модели, позволяющие количественно прогнозировать объемные изменения прессовок при спекании с использованием в расчетах доступных параметров [1].

Рассмотрим модель двухкомпонентного порошкового тела, предложенную Савицким А.П. [1].

Поскольку в реальной бинарной системе порошков в достаточно широком интервале концентраций компонентов частицы одного из них окружены преимущественно частицами второго, то в качестве элементарного объема двухкомпонентного порошкового тела может служить группа соприкасающихся или прилегающих в различной степени друг к другу частиц произвольной формы и произвольных размеров, центральная из которых является компонентом-добавкой, окружающие ее в один слой частицы – компонентом, составляющим основу порошкового тела, свободные промежутки между частицами – межчастичными порами.

Данная модель применима для качественного объяснения изменения объема порошковых тел в результате диффузионного взаимодействия компонентов при спекании. Частицы, теряющие в результате такого взаимодействия больше атомов, чем получают, уменьшаются в размерах. Объем же частиц компонента, в который направлен поток диффундируемых атомов, должен увеличиваться вследствие зарождения в его кристаллической решетке новых узлов, занимаемых «избыточными» атомами второго

компонента. Поэтому увеличение объема частиц условно можно считать пропорциональным количеству атомов, перешедших из одной решетки в другую, что позволяет использовать в расчетах такой макропараметр, как концентрация элементов.

Вследствие относительно плотной упаковки частиц основного компонента, составляющих каркас спрессованного порошкового тела, при увеличении их объема возникает арочный эффект, благодаря которому объем пространства, занимаемого первоначально частицей легирующей добавки и межчастичными порами, растет в той же пропорции, что и окружающие это пространство частицы. Вокруг каждой такой частицы легирующей добавки вследствие роста соседних частиц основного компонента и арочного эффекта в порошковом теле возникают напряжения, которые деформируют все порошковое тело, увеличивая его объем, а в случае образования хрупких интерметаллидов вызывают его растрескивание. Таким образом, при наличии преимущественного потока атомов из компонента добавки в компонент основы вследствие арочного эффекта порошковое тело должно увеличиваться в объеме независимо от того, возникают ли вакансионные поры внутри частиц добавки или нет. При этом в результате уменьшения объема частиц легирующей добавки и увеличения объема окружающих частиц основного компонента, а также их раздвижения, контакт между разнородными частицами нарушается [12].

Но рост порошкового тела при спекании бинарных систем может и отсутствовать, если результирующий поток атомов направлен из частиц основного компонента в сторону частиц добавки. Такой диффузионный процесс приводит к перераспределению материала в пределах элементарного объема порошкового тела. В предельном случае, если внешние частицы основного компонента полностью растворяются в частице-добавке, ее объем хотя и увеличится, но он будет меньше общего исходного объема элементарной ячейки. Поскольку при таком диффузионном процессе объем каждой элементарной ячейки уменьшается, порошковое тело в целом также

претерпевает усадку [1].

Роль того или иного компонента при спекании бинарной системы, как правило, легко определить по ее диаграмме состояния. Униполярная растворимость одного из элементов в другом в твердом состоянии указывает на существование резко выраженной униполярности диффузионного потока атомов в процессе спекания системы в сторону компонента–растворителя. Поэтому порошковые тела, основу которых составляет растворитель, при спекании уменьшают величину усадки в сравнении с чистым металлом или даже растут, тогда как порошковые тела на основе растворяющегося компонента, наоборот, увеличивают степень усадки. При спекании металлов с неограниченной растворимостью друг в друге преимущественное направление диффузионного потока атомов в процессе спекания в сторону одного из компонентов диффузии определяется соотношением теплот испарения и, следовательно, температур плавления.

Модель порошкового тела, которая спекается с участием жидкой фазы, должна являться естественным продолжением модели двухкомпонентного порошкового тела, спекаемого в твердой фазе, обусловленным переходом одного из компонентов в жидкое состояние [1].

Поскольку направление и величина массопереноса обусловленного сплавообразованием, определяется степенью растворимости спекаемых компонентов друг в друге, то можно ограничиться рассмотрением модели для систем трех основных типов взаимодействия компонентов из четырех возможных [13]:

1. компонент из жидкой фазы обладает большей растворимостью в твердой, тогда как твердая фаза малорастворима в жидкой;
2. твердая фаза хорошо растворима в жидкой, а компонент из жидкой фазы практически не растворим в твердой;
3. спекаемые компоненты обладают заметной взаимной растворимостью в твердой и жидкой фазах.

Традиционно процесс жидкофазного спекания рассматривался как протекающее в три стадии явление, каждая из которых характеризуется своей скоростью объемных изменений – перегруппировка, растворение – осаждение и спекание каркаса [1]. Движущей силой данного процесса является стремление порошкового тела минимизировать свою поверхностную энергию. Однако в случае системы с взаимодействующими компонентами оказывается, что запасенная энергия сплавообразования на 2–3 порядка превосходит поверхностную и, следовательно, именно механизм ее реализации будут определять величину и направление объемных изменений, претерпеваемые спекаемым телом. Эту особенность систем с взаимодействующими компонентами хорошо понимали многие исследователи, поэтому предлагаемые ими модели спекания порошковых тел рассматривали в первую очередь объемные изменения, обусловленные диффузионным сплавообразованием. Недостатками большинства моделей были, прежде всего, ограничения по концентрации легирующего компонента и неучет важного элемента структуры порошковых тел – пор. Такие модели позволяют в рамках решения диффузионных задач довольно точно описать процессы, протекающие в границах элементарной ячейки «частица–расплав», но не позволяют корректно применить полученные результаты к порошковому телу в целом. С этой точки зрения модель, предлагаемая в работе [1] лишена указанных недостатков и позволяет проанализировать объемные изменения, претерпеваемые порошковым телом в процессе диффузионного сплавообразования.

В работе получена аналитическая зависимость [1](1.2) конечной пористости Π двухкомпонентного порошкового тела, испытывающего при жидкофазном спекании только рост, от его исходной пористости:

$$\Pi = \Pi_0 + C(1 - \Pi_0), \quad (1.2)$$

где Π_0 – исходная пористость прессовки, C – относительная атомная концентрация компонента жидкой фазы, поглощенная твердой.

Она относится к случаю, когда добавляемый компонент в результате

диффузии образует твердые растворы или интерметаллиды по принципу замещения. При этом сделаны следующие допущения:

1. Металл, образующий расплав, хорошо растворим в твердой фазе или образует при взаимодействии с ней интерметаллиды.
2. Растворимость твердой фазы в жидкой мала. Это условие, как и предыдущее, обычно реализуется при низких температурах спекания.
3. Жидкая фаза, образующаяся в результате плавления легкоплавкого компонента или контактного плавления, хорошо растекается, смачивая всю поверхность частиц твердой фазы.
4. В результате образования жидкой фазы и ее взаимодействия с твердой, частицы твердой фазы остаются на своих местах. Фактически это условие означает отсутствие явления перегруппировки.
5. Вследствие диффузии из жидкой фазы в твердую меняется размер частиц, а их форма остается неизменной.
6. Усадка за счет механизма твердофазного спекания пренебрежимо мала (низкие температуры спекания).
7. Все поры в порошковом теле открытые, поэтому влияние газов на его рост отсутствует.

Допущения 4 и 5 имеют принципиально важное значение, поскольку сохранение формы частиц после взаимодействия с расплавом и отсутствие их перегруппировки означают наличие геометрического подобия всей структуры порошкового тела, образованной основным компонентом, в исходном состоянии и после спекания, включая форму межчастичных пор и пространства, занимаемого вначале частицами добавки. Именно эти допущения позволяют описать объемный рост прессовок при жидкофазном спекании.

Из формулы (1.2) видно, что при данных допущениях конечная пористость порошкового тела не зависит от фазовых превращений или изменения параметра решетки, которые происходят в твердой фазе в результате диффузии из расплава, поскольку изменение объема конденсированной фазы, обусловленное смешением компонентов, не входит в эту формулу. Таким

образом, изменение удельного объема твердой фазы при спекании сказывается не на пористости порошкового тела, а только на плотности материала, полученного в результате спекания [1].

Как показали эксперименты, данная модель предоставляет наиболее близкое описание характера объемных изменений спекаемого тела, поскольку позволяет учесть преимущественные диффузионные потоки реагирующих компонентов и оценить их вклад в данные изменения как при образовании твердых растворов, так и при образовании интерметаллидов [2].

1.3 Постановка задачи

Для исследования особенностей жидкофазного спекания бинарных систем была выбрана система титан - медь (рис.1.1). В этой системе, благодаря реакционной диффузии, образуется ряд интерметаллидов, часть из которых может находиться в термодинамическом равновесии с расплавом [14]. Анализ поведения порошковой системы Cu-Ti даст дополнительную информацию для оценки механизма жидкофазного спекания многокомпонентных металлических систем [14].

Исследование этой системы актуально ввиду того, что исследования с целью замены спеченной оловянистой бронзы на спеченные сплавы меди, которые бы не содержали олова. Оловянистая бронза, из-за наличия в ней олова, является сравнительно дорогой и дефицитной. Перспективной легирующей добавкой к меди является алюминий, который на единицу объема в 5 раз дешевле, чем олово. По прочности, жаростойкости, сопротивлению коррозии и окислению литые алюминиевые бронзы превосходят оловянистые и широко применяются в машиностроении [16].

Недостатком алюминиевой бронзы, если ее использовать в качестве связки при изготовлении алмазного инструмента, является ее непрочная связь на границе с алмазом вследствие слабой его смачиваемости [16]. Известно, что титан образует карбидную фазу с алмазом как углеродным материалом. Это

обстоятельство обеспечивает прочную адгезионную связь титана с алмазом. Поэтому имеет смысл разработать связку для алмазных частиц на основе меди с добавлением только титана или титана вместе с алюминием. Можно ожидать, что такая связка будет прочнее, чем оловянистая бронза, и обеспечивать более прочную связь с алмазными кристаллами [16].

Помимо этого система $Ti - Cu$ вызывает большой интерес с точки зрения создания многокомпонентных катодов для дугового распыления и осаждения сверхтвердых наноструктурных нитридных покрытий [17]. Существуют несколько технологических вариантов создания таких катодов, когда можно генерировать одновременно пучки ионов разных компонентов (элементов).

Весьма перспективным направлением в этой тематике является разработка порошковых многокомпонентных катодов, полученных спеканием. Использование порошковой технологии позволяет не только получать оригинальные, невозпроизводимые с помощью традиционной металлургии, материалы, но и формировать специфическую мелкозернистую структуру, которая имеет большое значение в области катодного пятна при распылении [17].

Существует целый ряд работ, показывающий положительную роль присутствия меди при формировании сверхтвердого нитридного покрытия [16, 17]. В связи с этим создание многокомпонентного катода на основе порошкового материала $Ti - Cu$ является актуальным. При этом необходимо соблюсти основные условия:

1. процедура технологического исполнения катодного узла была максимально простой;
2. катод был функционально пригоден (устойчив в условиях напыления);
3. получаемые покрытия с использованием данного катода демонстрировали такие же высокие свойства, которые получают при раздельном использовании титанового и медного катода.

С этой целью для оценки формируемой структуры катода на начальном этапе было проведено исследование поведения порошковых материалов Ti –Cu в процессе спекания в зависимости от стехиометрического состава (соотношения титан-медь), температуры спекания и скорости нагрева.

Следует учитывать что важное влияние на величину и знак объемных изменений оказывают как термодинамические (тип двойной диаграммы состояния, концентрационная протяженность фазовых областей, величина теплот образования фаз) так и кинетические (величина парциальных коэффициентов диффузии, скорость нагрева до температуры изотермической выдержки) параметры исследуемых систем.

Тем не менее, очень трудно достоверно заранее указать технологические режимы, обеспечивающие минимальную пористость порошковой смеси конкретного химического состава при спекании. Дело в том, что кроме вышеперечисленных параметров, конечный результат зависит также от других характеристик спекаемой прессовки: начальная пористость, средний размер и форма порошинок взаимодействующих компонентов и т.д.

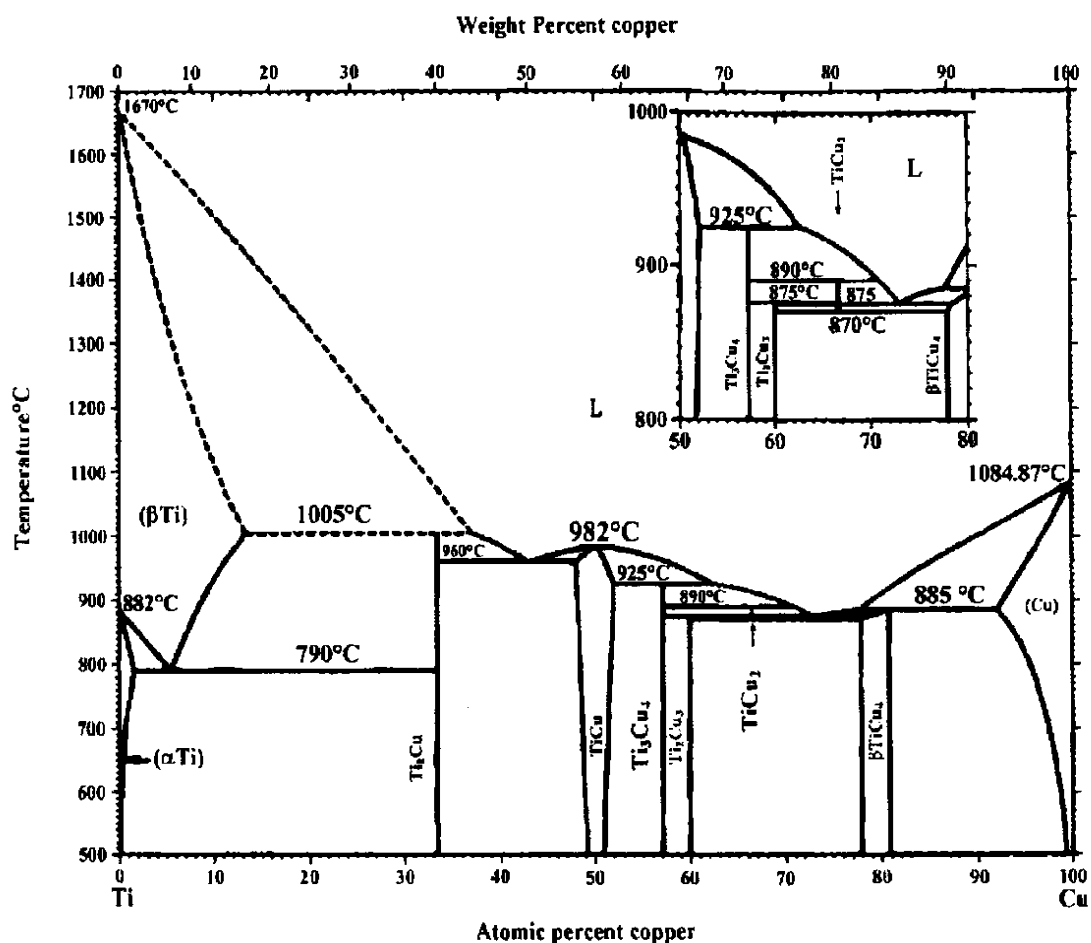


Рисунок 1.1 – Равновесная диаграмма состояния системы Ti-Cu

Целью данной исследовательской работы является: исследование объёмных изменений, структуры и твердости порошковых материалов Ti-Cu в процессе спекания в зависимости от соотношения компонентов, температуры спекания.

В связи с целями исследования были поставлены следующие задачи:

1. _Проанализировать объёмные изменения порошковых сплавов Ti-Cu при жидкофазном спекании;
2. _Изучить микроструктуру порошковых сплавов при спекании в зависимости от состава и температуры ;
3. _Провести испытания на твердость полученных спеченных порошковых сплавов.

2 Материалы и методика эксперимента

2.1 Материалы

В данной работе образцы для исследования получались спеканием прессовок из смеси элементарных промышленных порошков:

1. меди марки ПМС-1А (ГОСТ 4960–75);
2. Титан марки ПТОМ-1 (ТУ 14-22-57-92).

В основу исследуемых смесей составлял порошок меди марки ПМС-1 (ГОСТ 4960–75) (порошок стабилизированный) с размером частиц 60-180 мкм. Порошок медный ПМС-1 получают при помощи технологии электролитического осаждения в процессе обработки сернокислого раствора сульфата меди, и уже давно используется в порошковой металлургии. Получаемый промышленным электролизом в гальваностатическом режиме, он характеризуется широким спектром распределения частиц по размерам: от мелких (1 мкм) до крупных (350 мкм).

Другой не менее важной характеристикой порошка является удельная поверхность. От величины удельной поверхности зависят содержание адсорбированных газов в порошках, их коррозионная стойкость, интенсивность диффузионных процессов при спекании. Электролитический порошок обладает достаточно высокой чистотой и развитой поверхностью, которая обусловлена четко выраженной дендритной структурой частиц. Для электролитической меди удельная поверхность колеблется от 0,08 до 0,1 м²/г, которая при отжиге снижается по ГОСТ 4960–75.

Порошок титана марки ПТОМ-1, со средней величиной частиц меньше 90 мкм. Порошки титана и его сплавов получают в ОАО "ПОЛЕМА" восстановлением оксидов металлов гидридом кальция, - способом, разработанным в 50-ых годах прошлого века в ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина. Выбор гидрида кальция в качестве восстановителя объясняется высокой активностью кальция, позволяющей восстанавливать практически все окислы металлов и неметаллов независимо от их термодинамической активности. При

этом не образуются твердые растворы и химические соединения кальция с восстановленными металлами.

2.2 Методика исследования и оборудование

В данной работе образцы для исследования изготавливались по порядку, как показано на рис. 2.1:

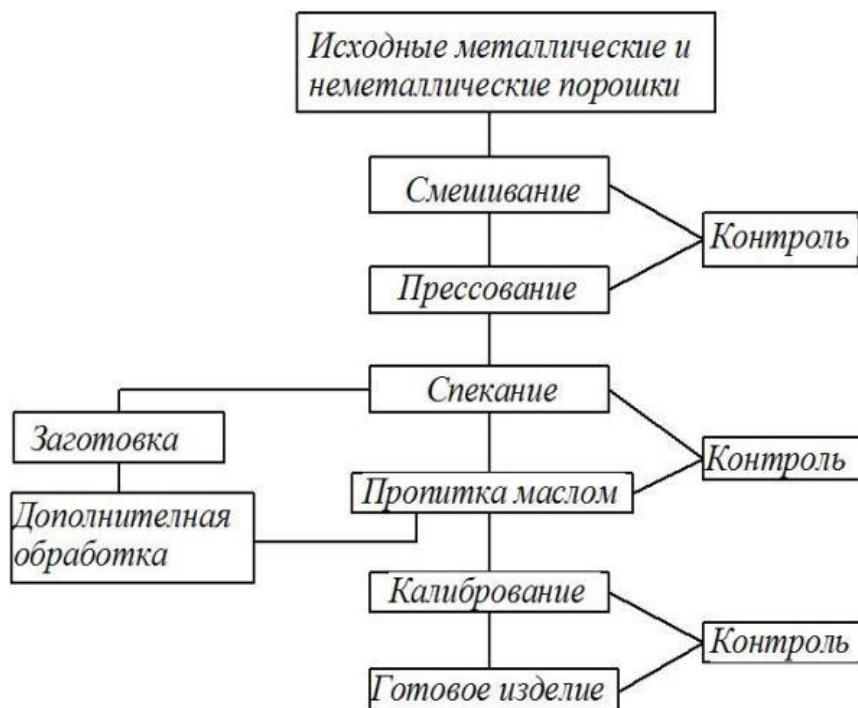


Рисунок 2.1 – Порядок выполнения эксперимента

Приготовление шихты. Процентное весовое содержание одного из компонентов смеси определялось по формуле 2.1:

$$C_a = \frac{A_a \cdot a}{A_a \cdot a + B_b \cdot b} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

где A_a , B_b - атомные массы компонентов А и В; a, b - атомные концентрации данных компонентов.

Теоретическая (компактная) плотность полученной смеси определяли по формуле 2.2:

$$\rho_{теор.} = \frac{100}{c_a / \rho_a + c_b / \rho_b + ...}, \quad (2.2)$$

где ρ_A, ρ_B - плотности соответствующих компонентов, а c_a и c_b - весовые проценты компонентов А и В. При расчете теоретической плотности сплавов из заданной порошковой смеси не учитывали изменение параметра решетки (увеличение объема) меди в результате ее легирования алюминием и использовали следующие табличные данные плотностей составляющих компонентов.

Для получения однородных механических смесей различного состава из элементарных порошков использовали смеситель типа "пьяная бочка", смешивание в котором осуществлялось в течение 5 часов.

Формование образцов. Образцы для спекания получали методом холодного двухстороннего прессования в цилиндрической пресс-форме на машине МС-500, как показано на рис 2.2.

С целью получения образцов с требуемой исходной пористостью с помощью специального ограничителя задавался их размер по высоте заданной величины. В результате применения такой методики, спрессованные образцы имели форму куба и размерами до 10мм.

Объем прессовок находился с помощью измерения их линейных размеров с точностью до 0,01 мм. Масса прессовок определялась с помощью аналитических весов с точностью до 0,001 г., а их плотность - по формуле 2.3:

$$\rho_{обр.} = \frac{m}{V} \quad (2.3)$$

где V- объем образца.

Пористость образцов определялась по формуле 2.4:

$$П = \left(1 - \frac{\rho_{обр}}{\rho_{теор}} \right) \times 100\% \quad (2.4)$$

где $\rho_{обр}$ – плотность образца после спекания, а $\rho_{теор}$ – теоретическая плотность материала из порошковой смеси данного состава.

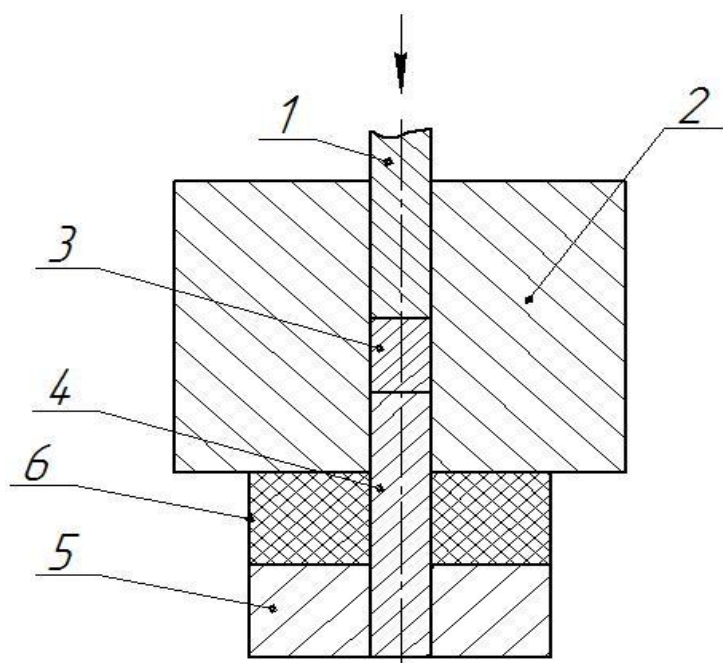


Рисунок 2.2 - Прессование образцов

где: 1-верхний пуансон; 4-нижний пуансон; 2- полный цилиндр; 5-опорный пятак; 3- образец; 6-резина.

Пористость цилиндрических прессовок составляла от 10 до 50 %. С целью изготовления образцов для испытаний на растяжение и анализа триботехнических свойств использовались пресс-формы, которые позволяют получать конфигурацию образцов, близкую к форме и размерам, предъявляемым ГОСТом, или заготовки для них.

Спекание образцов. Сырые прессовки спекали в вакууме в электропечи СНВЭ-1.3.1/16 (рис. 2.3) в диапазоне температур от 600 до 1000 °С, время выдержки при заданной температуре составляло от 5 до 60 минут. Плотность спеченных образцов определялась по формуле (2.3). В случае, когда образцы в результате спекания имели отклонения от правильной формы, использовался метод определения плотности путем гидростатического взвешивания в дистиллированной воде в соответствии с ГОСТ 20018-7.

Относительное изменение объема образцов в результате спекания определялось по формуле 2.5:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{V_0 - V_k}{V_0} * 100\% \quad (2.5)$$

где V_0 – объем прессовки до спекания, V_k – ее объем после спекания.

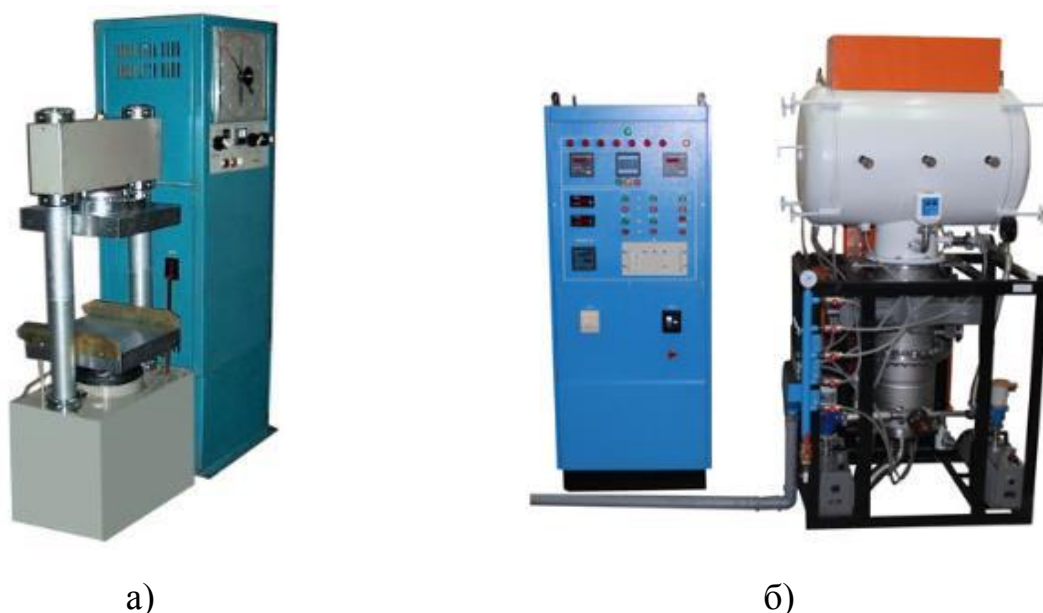


Рисунок 2.3 Применяемые оборудования
а – Пресс машина МС-500; б - электропечи СНВЭ-1.3.1/16

Металлографический анализ. Металлографические шлифы готовились в несколько этапов. Сначала образцы плоской поверхностью устанавливали на дно цилиндрической формы $\varnothing 20$ мм, высотой 25 мм, затем в форму с образцами заливали эпоксидную смолу и отвердитель. После прохождения процесса полимеризации, полученные цилиндрические заготовки с образцами вынимали из формы и устанавливали в гнезда автоматического шлифовально-полировального станка ATMSaphir 520 рис 2.4.

Подготовка шлифа проходила в 6 этапов. На каждом этапе изменялись – размер абразивного зерна шлиф шкурки (М), время шлифовки/полировки (t), сила прижатия образца к абразивному материалу (F), частота вращения столика с абразивным материалом (v). Режимы на каждом этапе подробно описаны в табл. 2.1. Для более контрастного выделения структурных элементов при

проведении металлографического исследования шлифы подвергались химическому травлению.

Таблица 2.1 – Режимы на этапах изготовления металлографических шлифов

№ этапа	M, мкм	t, мин	F, Н	v, об/мин
1	120-140	10	50	250
2	60-80	10	50	250
3	35-45	15	30	250
4	20-28	10	20	180
5	5-7	10	20	180
6	0-1	15	30	200

Травление. Поскольку исследуемые образцы обладали некоторой пористостью, то при выборе условий химического травления и полировки остановились на максимально щадящем режиме, и длительной промывке в проточной воде. Выбранный способ обусловлен тем, что присутствующие в сплавах поры способствуют более глубокому проникновению химического реагента в образец и могут вызвать значительное перетравление всего шлифа.

Металлографические шлифы были сняты на оборудовании Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН (AXIOVERT-200MAT) рис 2.4.



а)

б)

Рисунок 2.4 - Применяемые оборудования для микроскопического анализа

а - шлифовально-полировального станка ATMSaphir 520; б - AXIOVERT-200МАТ.

В качестве травителя для медных сплавов с алюминием обычно применялось несколько составов: 1) 10 мл HF, 15 мл HCl, 90 мл H₂O; 2) 5 г хлорного железа, 15 мл HCl, 60 мл воды (рекомендуется для двухфазных материалов); 3) 10 мл 3-4%-ного водного раствора ортофосфорной кислоты, 0,1-0,2 г хромового ангидрида. Для травления состава Cu-Al-Pb взяли травитель на основе раствора Келлера (94% H₂O+3%HF+3%HNO₃) немного изменив состав на (80% H₂O+10%HF+10%HNO₃), время для травления около 30 сек.

Определение твердости. Твердость по Бринеллю спеченных материалов определялась, учитывая рекомендации и в соответствии с ГОСТом 9012-59 с использованием шарового индентора диаметром 5 мм. Число твердости определялось из выражения 2.6:

$$HB = P / \left[\frac{2/\pi}{1 - \sqrt{1 - (d/D)^2}} \right] \quad (2.6)$$

Профили распределения твердости на поперечном шлифе наплавленных покрытий измеряли на микротвердомере ПМТ-3 (по ГОСТ 9450-76) при нагрузке 0,2 кгс.

Число микротвердости посчитано по формуле 2.7:

$$HV = \frac{1857F}{d^2}, \quad (2.7)$$

где F—нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику, Н(кгс);

d – среднее арифметическое длин обеих диагоналей квадратного отпечатка, мм.



а)



б)

Рисунок.2.5 - Оборудования для определение твердости

а – микротвердомер ПМТ-3; б – установка TH500

Плотность образца определяется по формуле 2.8 и масса образца определяется по формуле 2.9:

$$p_{\text{обр}} = 0.9 * p_{\text{теор}} \quad (2.8)$$

$$m = p_{\text{теор}} V \quad (2.9)$$

где V-объем образца, образец куб, а=10мм; $V=1 \text{ см}^3$

3 Результаты исследования

В процессе работы проводилось исследования поведения механических свойств и объёмных изменений системы Ti-Cu.

Для состава медь-титан исследовали два состава: Cu+1ат%Ti; Cu+4ат%Ti. Температура спекание в пределах температур 900-1000°C. Как видно по диаграмме состояния системы Ti-Cu область твердых растворов на основе меди (α -фаза), при температуре спекания 900-1000°C простирается до 3ат%Ti. С увеличением содержания титана до 4ат% попадаем в межфазовую границу или в двухфазную область (α +жидкий). Фаза α имеет ГЦК решетку, аналогичную решетке чистой меди.

Для состава титан –медь исследовали два состава: Ti+12ат%Cu; Ti+30ат%Cu. Температура спекание в пределах температур 850-1050°C. Как видно по диаграмме состояния системы Ti-Cu, при спеканий состава Ti-12ат%Cu при температура спекания $T=850^\circ\text{C}$ попадаем в β -фаза и образуется интерметалид Ti_2Cu . При увеличений температуры до $T=1050^\circ\text{C}$ попадаем в межфазовую границу или в двухфазную область (β +жидкий). И при концентрации меди +30ат% попадаем в ту же область, как у 12ат%Cu, но возможно образоваться интерметалид TiCu при температуре $T=850^\circ\text{C}$.

По вышеуказанным формулам 2.1 вычислили весовое и атомное содержание компонентов. Общая масса заготовки была 50гр. Все данные приведены в таблице 3.2 – 3.3.

Атомные концентраций каждого элемента взяли из таблицы Менделеева, приведены в таблице 3.1:

Таблица 3.1 – Плотность Ti и Cu

Элементы	$\text{Ti}^{22}_{47,956}$	$\text{Cu}^{29}_{63,546}$
Плотность	$4,5 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$8,9 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$

По формуле 2.1 рассчитываем процентное весовые содержания каждого компонента:

$$\text{Cu} - 1\text{ат}\% \text{Ti} = \frac{47,956 \cdot 1}{47,956 \cdot 1 + 63,546 \cdot 99} \cdot 100\% = 0,75\text{вес}\% \quad (3.1)$$

$$\text{Cu} - 4\text{ат}\% \text{Ti} = \frac{47,956 \cdot 4}{47,956 \cdot 4 + 63,546 \cdot 96} \cdot 100\% = 3\text{вес}\% \quad (3.2)$$

$$\text{Ti} - 12\text{ат}\% \text{Cu} = \frac{63,546 \cdot 12}{63,546 \cdot 12 + 47,956 \cdot 88} \cdot 100\% = 15,3\text{вес}\% \quad (3.3)$$

$$\text{Ti} - 30\text{ат}\% \text{Cu} = \frac{63,546 \cdot 30}{63,546 \cdot 30 + 47,956 \cdot 70} \cdot 100\% = 36,2\text{вес}\% \quad (3.4)$$

Для системы Cu-Ti вычитали содержания компонентов и теоретическую плотность, которые приведены в таблице 3.2-3.3:

Таблица 3.2 –Теор-плотность Ti-Cu

Номер смеси	№1	№2
Ti-Cu вес%	+1ат%Ti	+4ат%Ti
Теор. плотность	$8,8 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$8,6 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$

Таблица 3.3 - Теор-плотность Cu-Ti

Номер смеси	№3	№4
Cu в Ti, вес%	+12ат%Cu	+30ат%Cu
Теор. плотность	$4,4 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$5,5 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$

При выполнении работы исследовали 4 видов смесей, с разными концентрациями:

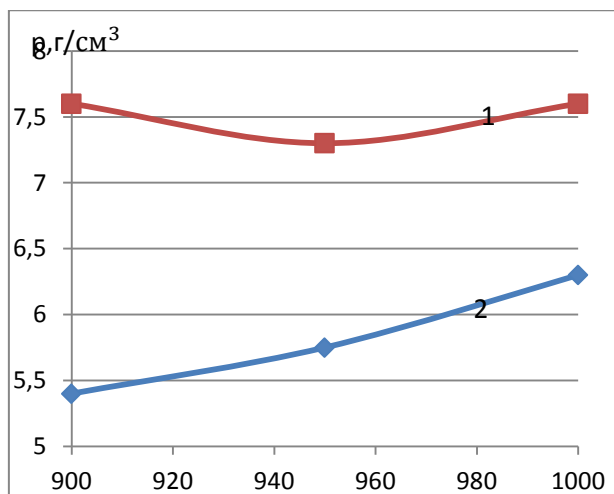
1. Смесь №1: Cu+1ат%Ti;
2. Смесь №2: Cu+4ат%Ti;
3. Смесь №3: Ti+12ат%Cu
4. Смесь №4: Ti+30ат%Cu

3.1 Объемные изменения прессовок Cu-Ti

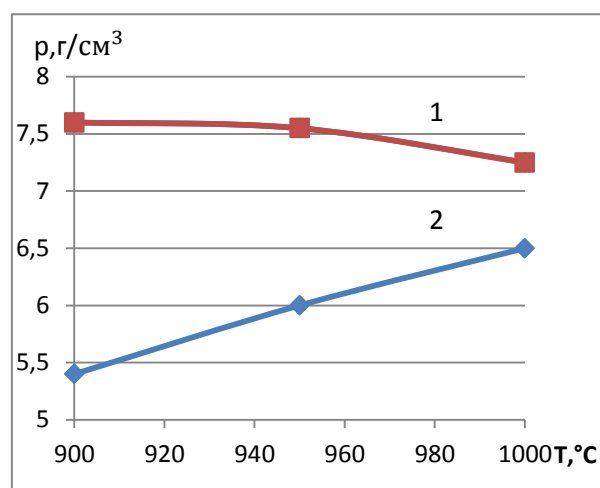
На рисунке 3.1 представлены зависимости плотности спеченных прессовок Cu-Ti двух составов от температуры спекания. В ходе исследования выявлено что прессовки Cu-1 ат. % Ti с максимальной пористостью (25 - 35 %) усаживаются при всех температурах спекания (рис. 3.1, а), однако те же образцы с минимальной пористостью (10 - 15 %) при низких температурах спекания демонстрируют свой рост, так как появившаяся при 890°C жидкая фаза не успевает растечься по всему объему образца, обуславливая тем самым образование новых фаз в локализованном объеме, что в свою очередь тормозит усадку. При температурах спекания выше 950°C образцы снова уплотняются практически до изначального объема.

С увеличением содержания титана в смеси до 4 ат. % (рис. 3.1, б) зависимость имеет аналогичный вид за исключением, того, что прессовки с минимальной пористостью демонстрируют свой объемный рост при температуре выше 950°C.

Такое поведение материала обусловлено фазовыми превращениями в соответствии с равновесной диаграммой состояния системы. В данном случае можно ожидать, что присутствие титана затормаживает усадочные процессы в порошковой системе Cu-Ti[6]. (рисунок 3.2). Для точного исследования влияния титана на объёмные изменения меди, концентрация титана в меди была в нескольких процентных содержаниях (от 1 ат% до 4 ат%).



а)



б)

Рисунок 3.1 - Изменение плотности спеченных образцов в зависимости от температуры спекания: а - состав Cu-1 ат.% Ti, б - состав Cu-4 ат.% Ti (кривые 1 соответствуют минимальной пористости, кривые 2 – максимальной).

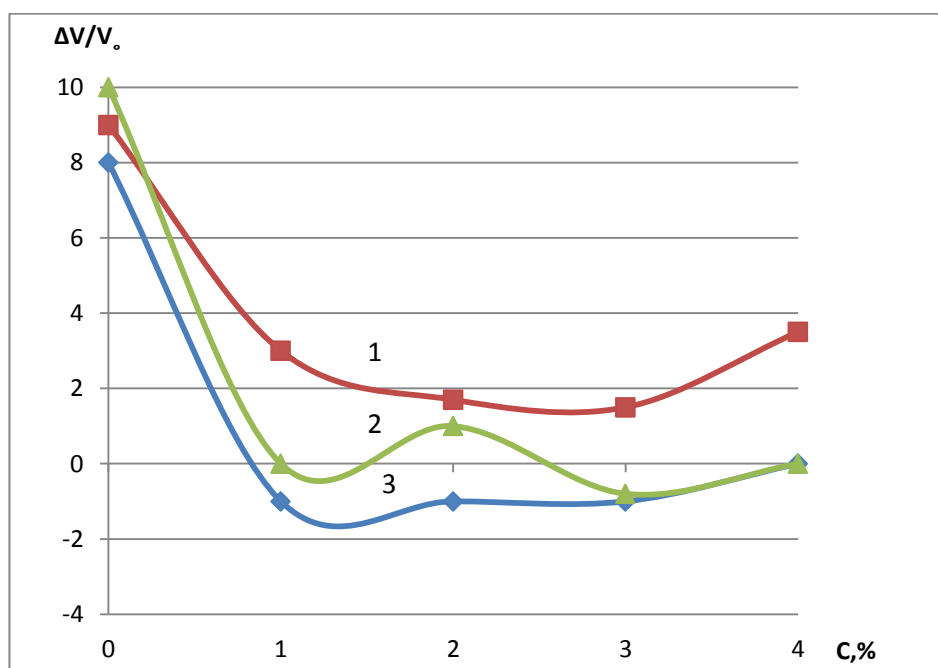


Рисунок 3.2 – Зависимость объемных изменений системы Cu-Ti от концентрации титана (кривая 1 соответствует температуре спекания 1000°C, кривая 2 – 950°C, кривая 3 - 900°C).

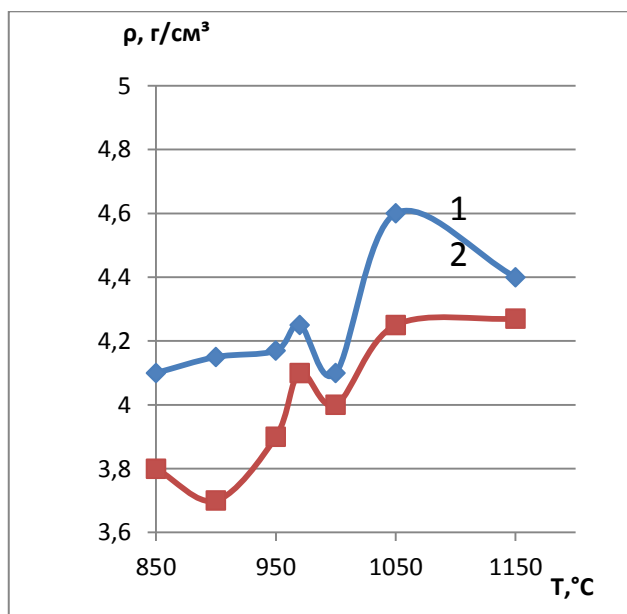
3.2 Объемные изменения прессовок Ti-Cu

При спекании смеси с 12 ат.% меди (рисунок 3.3,*а*, 3.4,*а*) происходит усадка материала во всем интервале температур спекания. Хотя при большой скорости нагрева в интервале 960 – 1000°C наблюдается аномалия на зависимости $\rho \sim T$, замедляющая усадку, конечная пористость прессовок, спеченных при 1100 °C невелика (таблица 2). Причины, вызывающие активацию спекания титана при добавке 12 % ат. меди необходимо исследовать дополнительно, также, как и причину отклонения от монотонной зависимости плотности от температуры при температуре спекания 1000 °C.

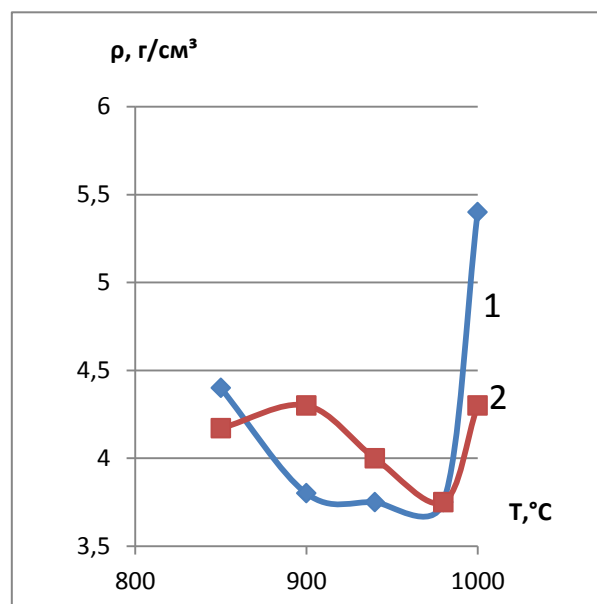
В отличие от Ti – 12 ат.% Cu состава, у прессовок Ti – 30 ат.% Cu при температурах спекания до 970 °C наблюдается сильный объемный рост образцов, вызывающий монотонное снижение их плотности с ростом температуры спекания (рисунок 3.3, *б*, 3.4, *б*). Вероятная причина роста – образование интерметаллидов на границах частиц титана и меди. Для этого состава, также как и для предыдущего, более медленный нагрев стимулирует уплотнение, которое проявляется в меньшем разбухании спеченных образцов. При температурах спекания выше 970°C рост замедляется, а при 1000°C сменяется усадкой. Аномальные объемные изменения, наблюдаемые на обоих составах при 960-1000°C объясняются множеством фазовых превращений на равновесной диаграмме состояния (рис.1.1) в этом температурном интервале: эвтектическое плавление (960°C), плавление интерметаллида TiCu (982°C), плавление интерметаллида Ti₂Cu (1000-1005 °C). Все эти фазовые превращения приводят к резкому увеличению объема жидкой фазы в прессовках Ti – 30 ат.% Cu и, как следствие, к усадке, компенсирующей рост брикета за счет образования интерметаллидов в процессе нагрева до температуры изотермического спекания. Наиболее сильная усадка наблюдается при температуре спекания 1000°C, совпадающей с температурой плавления интерметаллида Ti₂Cu (1000 – 1005 °C). Это может служить косвенным

доказательством того, что фаза Ti_2Cu была основным продуктом реакции титана и меди и занимала большую часть объема образца при более низких температурах. При достижении температуры плавления Ti_2Cu появлялся избыток жидкой фазы, вызывающий сильную усадку и потерю формы образца.

Фазовый состав (таблица 1) спеченных материалов в основном соответствуют равновесной диаграмме состояния. Спеченный материал Ti–12 ат.% Cu представляет собой двухфазную однородную смесь зерен интерметаллида Ti_2Cu и α -титана с примерно одинаковым объемным содержанием. Основу Ti–30 ат.% Cu спеченного сплава составляет Ti_2Cu , а α -титан встречается в виде редких зерен рисунок[7]. (3.3).



а)

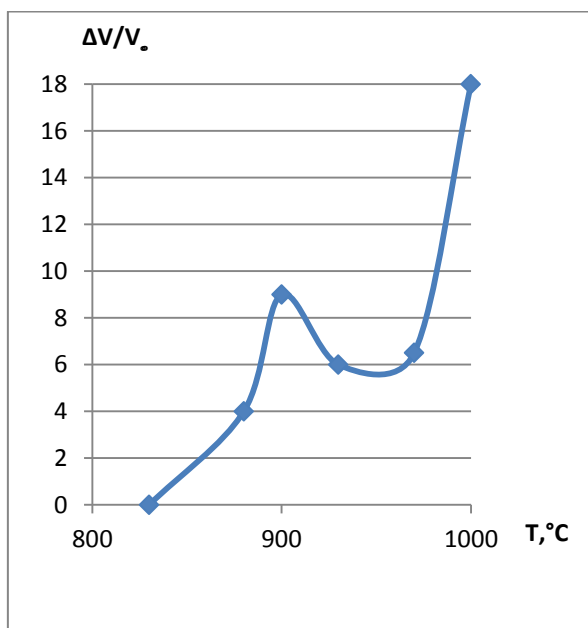


б)

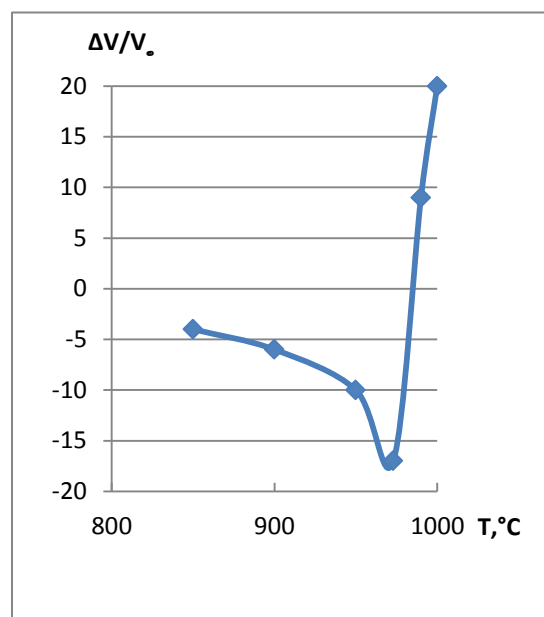
Рисунок 3.3 – Изменение плотности спеченных образцов Ti-Cu в зависимости от температуры спекания составов: а - Ti -12 ат. % Cu, б - Ti -30 ат. % Cu (кривые 1 соответствуют минимальной пористости, кривые 2 – максимальной)

Как видно на графике рис(3.4) механические свойства спеченных образцов Ti-Cu при спеканий $T=950^{\circ}C$, образцы с содержанием 30%Cu имеют

более высокую твердость чем с содержанием 12%Cu. И для образцов Cu-Ti, чем больше содержания титана, тем больше и твердость образцов.



а)



б)

Рисунок 3.4 – Зависимость объемных изменений от температуры спекания (состав а - Ti- 12 ат. % Cu, состав б - Ti- 30 ат. % Cu)

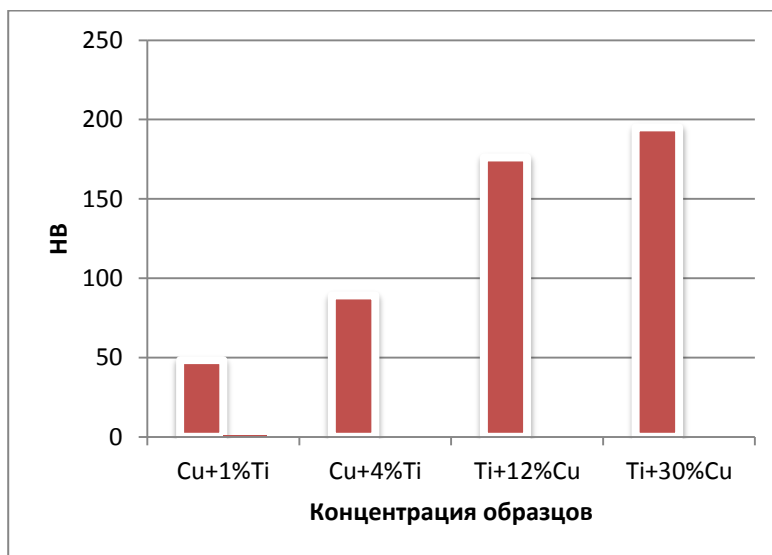


Рисунок 3.5 – Изменение твердости образцов при разных концентраций при спеканий $T=950^\circ\text{C}$

Таблица(3.2) – Фазовый состав и свойства спеченных материалов титан –медь

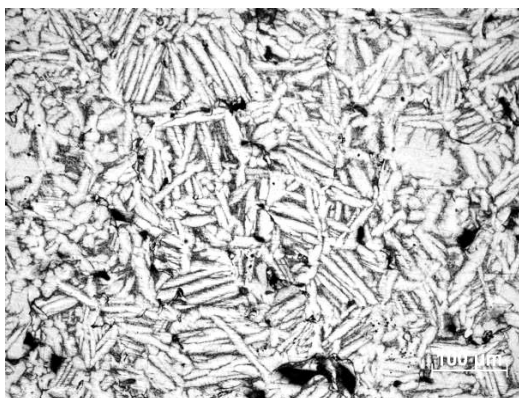
Свойства	Состав порошковой смеси, ат. %			
	Cu+1%Ti	Cu+4%Ti	Ti + 12% Cu	Ti + 30%Cu
Плотность, г/см ³	7,3	7,1	4,2	5,4
Пористость, %	17,2±3,1	17,8±1,2	7,2 ± 4,2 %	12,6 ± 2%
Средний размер пор, мкм	43,5 (23-87,5)	50,1 (21,8-95,2)	49,3 ± 26	30 ± 6
Фазовый состав	тв. раствор на основе Cu	тв. раствор на основе Cu	CuTi ₂ и α-Ti (основные)	CuTi ₂ (основная)
Доля второй фазы, об. %			50± 2 %	18 ± 2 %
Средний размер зерен, мкм	13,6 (5 – 23,3)	11,02 (8,2 -13,3)	3–20	7-13
Твердость, НВ	48,3±0,7	89	176 ± 9	195 ± 6

3.3 Структура спеченных образцов Ti-Cu

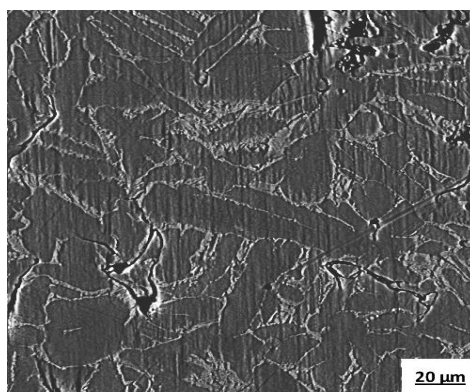
Сопоставляя данные таблицы 2 с диаграммой состояния системы Ti-Cu, можно утверждать, что область 1 на рис. 3.7 представляет собой твердый раствор меди в α-Ti. Растворимость меди в α-Ti при эвтектоидной температуре по данным различных авторов составляет от 1,13 до 1,6 ат. %. Определенное нами по результатам локального анализа содержание меди в областях 1 с учетом разброса попадает в этот интервал для всех исследованных составов (табл. 3.3). Причиной значительного разброса локальной концентрации меди в зернах α-Ti(Cu) является отмеченная выше незавершенность диффузионных процессов выравнивания концентрации по объему зерна, а также неоднородность распределения частиц медного порошка по объему смеси [17].

При относительно небольшой концентрации меди в исследованных составах и недостаточной дисперсности медного порошка масштаб неоднородности химического состава значительно превышает размер частиц использованных порошков. В исходной прессовке из порошковой смеси Ti-Cu у некоторых титановых частиц контакты с частицами меди вообще могут отсутствовать. Соответственно, после спекания концентрация меди в таких частицах окажется намного ниже, чем в частицах титана, окруженных несколькими частицами меди. Особенно сильную неоднородность распределения частиц меди по объему следует ожидать в смеси с минимальным содержанием меди (1,6 %). Для этого состава наблюдается максимальный относительный разброс концентрации меди в отдельных зернах, а ее среднее значение ниже, чем у двух других составов (таблице 3.3) из-за большей длины диффузионного перемещения атомов меди в процессе гомогенизации [17].

Более светлые прожилки различной толщины, окружающие зерна α -Ti(Cu), представляют собой эвтектоидную смесь α -Ti(Cu) и Ti₂Cu (область 2 на рис. 3.7). Среднее содержание меди в этих прожилках (табл. 3.3) немного превышает приведенное в значение 5,5 ат. % Cu для эвтектоида α -Ti(Cu) + Ti₂Cu. Относительный разброс в локальном содержании меди в эвтектоиде в 2-4 раза меньше, чем соответствующий разброс в α -Ti(Cu) зернах. Основной причиной этого разброса для эвтектоида, по нашему мнению, является различное содержание меди в α -Ti(Cu) и Ti₂Cu – структурных составляющих двухфазной смеси. Несмотря на высокую дисперсность этой механической смеси (рис. 3.7) размер электронного зонда оказывается достаточно малым (~ 1 мкм), чтобы обнаружить колебания локального элементного состава в объеме эвтектоида [17].



a)



б)

Рис. 3.6 Микроструктура прессовок Ti-Cu, спеченных 4 часа при 1050 °С. а– оптическая металлография; б – снимки в отраженных электронах. Содержание меди (ат. %): а,б – 12.

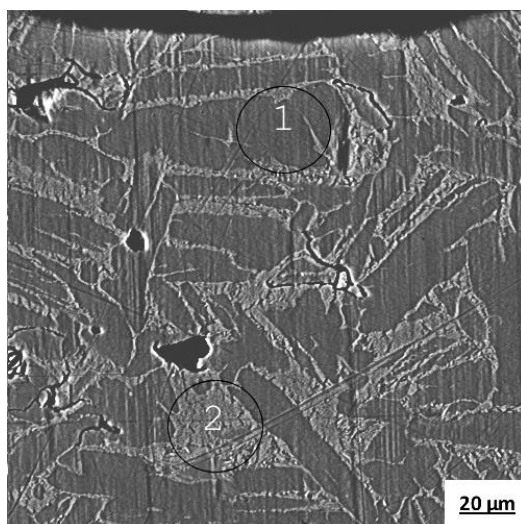


Рисунок 3.7 – Вид микроструктуры спеченной прессовки Ti+12 ат. % Cu в отраженных электронах

Таблица(3.2) – Среднее содержание меди (ат. %) в структурных составляющих спеченного материала Ti-Cu

Состав смеси	Содержание меди 12 ат. %	
	Область 1	Область 2
Ti+12 ат. % Cu	1,30± 0,33	6,42 ± 0,42

ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА
«ФИНАНСОВЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ, РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТЬ И
РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ»

Студенту:

Группа	ФИО
4АМ41	Рашитулы Есенкелди

Институт	ИФВТ	Кафедра	ФВТМ
Уровень образования	магистр	Направление/специальность	Машиностроение

Исходные данные к разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»:	
Стоимость ресурсов научного исследования (НИ): материально-технических, энергетических, финансовых, информационных и человеческих	Работа с информацией, представленной в российских и иностранных научных публикациях, аналитических материалах, статистических бюллетенях и изданиях, нормативно-правовых документах
Нормы и нормативы расходования ресурсов	
Используемая система налогообложения, ставки налогов, отчислений, дисконтирования и кредитования	
Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:	
Оценка коммерческого и инновационного потенциала НТИ	1.Потенциальные потребители результатов исследования 2. Анализ конкурентных технических решений 4. SWOT-анализ
Разработка устава научно-технического проекта	Цели и результаты проекта Организационная структура проекта Иерархическая структура работ Контрольные события проекта

	<i>План проекта</i>
<i>Планирование и формирование бюджета научных исследований</i>	<i>Бюджет научно – технического исследования (НТИ)</i> 1. <i>Расчет материальных затрат НТИ</i> 2. <i>Расчет затрат на специальное оборудование для научных работ</i> 3. <i>Основная заработная плата исполнителей темы</i> 4. <i>Отчисления на социальные нужды</i> 5. <i>Накладные расходы</i>
Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей):	
<i>Матрица SWOT</i> <i>Календарный график проведения НИ</i> 3. <i>Смета затрат на выполнение НИ</i>	

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
---	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Старший преподаватель	Гаврикова Н.А.			

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4АМ41	Рашитулы Есенкелди		

4.1 Предпроектный анализ. Потенциальные потребители результатов исследования

Изготовление заготовок и деталей из порошков дает возможность значительно экономить металл, сократить расходы на обработку изделий и снизить их стоимость. В результате уменьшается число операций и сокращается их продолжительность, существенно упрощается производственный цикл и снижается трудоемкость изделий.

К важным деталям в машиностроении является подшипники. Материалы, применяемые для изготовления подшипников скольжения должны обладать высокими антифрикционными и механическими свойствами.

Основным материалом при изготовлении подшипников являются оловянные бронзы, которые имеют хорошие антифрикционные, антикоррозийные, механические свойства. Но олово является дорогим и дефицитным материалом. В настоящее время, в связи с уменьшением затрат на производство оловянной бронзы, появилась возможность заменить оловянную бронзу на титановые, которые имеют те же характеристики что и оловянные.

Титановая бронза как литая, так и порошковая является широко известным материалом. Однако применение нашли только низколегированные сплавы (содержание титана до 10 весовых процентов).

В настоящее время, практически достигнут предел повышения механических свойств традиционно применяемых бронз, и поэтому следует обратить внимание на сплавы с более высоким содержанием титана.

Высоколегированные сплавы не применяются из-за повышенной хрупкости, но они демонстрируют высокие антифрикционные свойства [1].

Таким образом, исследование возможности повышения механических свойств титановых бронз в настоящее время является весьма актуальной задачей.

Существует много методов повышения механических свойств металлических сплавов, одним из которых является легирование. С помощью

добавления различных элементов в титановую бронзу можно регулировать объёмные изменения, изменять механические свойства.

Но включение в титановую бронзу может повлиять на объёмные изменения и на пористость заготовки.

Чтобы регулировать объёмные изменения и размер пористости применяются различные методы, такие как РКУП, ковка.

Однако при всех положительных качествах данные технологии обладают несколькими существенными недостатками:

1. для них требуется довольно сложное оборудование
2. возможно обрабатывать заготовки только небольших размеров.

Таким образом, в настоящее время существует потребность в технологии с помощью, которой можно модифицировать структуру, а также механические свойства металлов и сплавов не изменяя, существенно, исходную форму обрабатываемых заготовок.

4.1.1 Анализ конкурентных технических решений с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения

Для изготовления подшипников применяются различные материалы, которые обладают высокими антифрикционными, механическими свойствами. В основном продукцию данного типа изготавливают из оловянной бронзы. Так как олова является весьма дорогим и дефицитным материалом, возникла потребность заменить дорогостоящее олово на более дешёвую титан, которое имеет аналогичные свойства с оловом.

С помощью легирования можно улучшать свойство материала внедрением в основной материал добавочного. Например, добавление в титановую бронзу железа повышает его механические свойства.

Таблица 4.1– Оценочная карта для сравнения конкурентных технических решений (разработок)

Критерии оценки	Вес критерия	Баллы		Конкурентоспособность	
		Б _{к1}	Б _{к2}	К _{к1}	К _{к2}
1	2	4	5	7	8
Технические критерии оценки ресурсоэффективности					
1. Повышение производительности труда пользователя	0,2	3	4	0,6	0,8
2. Простота изготовления	0,15	3	4	0,3	0,4
3. Энергоэкономичность	0,05	2	3	0,1	0,15
4. Надежность	0,05	4	4	0,2	0,15
5. Экологичность технологии и материала	0,1	3	3	0,3	0,3
6. Материалоемкость	0,2	4	4	0,3	0,3
6. Широта области применения	0,15	3	4	0,3	0,4
Экономические критерии оценки эффективности					
7. Конкурентоспособность продукта	0,1	4	5	0,4	0,5
8. Цена	0,15	3	3	0,2	0,45
9. Финансирование научной разработки	0,05	4	4	0,2	0,2
Итого	1.2	37	41	3.3	3,95

К1- оловянная бронза. К2- титановая бронза.

По нашему мнению, наиболее целесообразным по технологическим и экономическим соображениям является применение титановой бронзы для изготовления подшипников.

4.1.2 SWOT-анализ

Активное развитие порошковой металлургии позволило довольно заметно упростить и удешевить технологические процессы изготовления деталей, но при переходе на порошковую технологию встает вопрос о достижении необходимых физико-механических характеристик полученных сплавов. В настоящее время уровень прочности порошковых материалов не всегда оказывается достаточным. Поэтому главной целью научных исследований в области производства спеченных конструкционных деталей является улучшение механических свойств материала.

Таблица 4.2 –Матрица SWOT

	Сильные стороны научно исследовательского проекта: С1.Возможность варьирования состава, т.е состав исходного материала. С2. Высокая производительность С3. Улучшение механических свойств С4. Снижение	Слабые стороны научно исследовательского проекта: Сл1. Не отработана технология спекания порошков Сл2.Непредсказуемость структурообразования некоторых составов
--	---	--

	себестоимости изделия	Сл3.Вероятность
--	-----------------------	-----------------

Продолжение таблицы 4.2

1	2	3
	С5. Увеличение срока службы изделий из разрабатываемого материала	получения брака
Возможности: В1. Использование инновационной инфраструктуры ТПУ(т.е использование научного оборудования) В2. В связи с последними политическими событиями	С1В2 – вероятность расширения кол-ва поставщиков(снижение себестоимости изделия) С1В3 - упрощение внедрения технологии в производство за счет варьирования состава С2В2 – позволяют при наличии спроса быстро нарастить объемы производства	В1Сл3 –новейшее оборудование, позволит на ранних стадиях исследование, выявить и предотвратить появление брака
наблюдается тенденция на импортозамещение в данной отрасли. В3. Возможность внедрения технологии в производство В4. Участие в грантах В5. Так как группа имеет	С3В2, С4В2- качество и стоимость изделия будет являться конкурентным преимуществом на российском рынке	

знания и опыт в данном направлении, то если возможность улучшить свойства для других изделий		
--	--	--

Продолжение таблицы 4.2

1	2	3
Угрозы: У1. Вероятность появления более выгодных предложений на рынке, так как в данном направлении ведется большое количество исследований. У2. Отсутствие оборудования для массового производства	С1У1-возможность варьированием состава, позволит создавать новые и более качественные конкурентноспособные изделия.	

В основном продукцию подшипника изготавливают из оловянной бронзы. Так как олово является весьма дорогим и дефицитным материалом, возникла потребность заменить дорогостоящее олово на более дешевый титан, который имеет аналогичные свойства с оловом.

Одним из преимуществ титановой бронзы является дешевизна при изготовлении. Так как титан по сравнению с оловом более дешевый и распространенный материал. Титановая бронза (при содержании до 10% титана в меди) показывает аналогичные свойства с оловянной.

Недостатком титановой бронзы являются объёмные изменения при спекании. Чтобы решить данную проблему в ИПФМ СОРАН ведётся научно-исследовательская работа, суть которого является выявить оптимальную температуру спекания, и концентрацию третьего легирующего элемента, которое улучшает механические свойства и препятствует увеличению объёма.

При изучении титановой бронзы выяснилось, что с помощью добавления железа улучшается прочность, при добавлении свинца – антифрикционные свойства. При добавлении до 30 вес% обеих легирующих элементов можно уменьшить объёмные изменения, не утратив механические свойства. При внедрении данного композитного материала в производство можно уменьшить расход на изготовление детали в разы, в связи с этим уменьшится и стоимость детали.

4.2 Инициация проекта

Цели и результат проекта.

В получении результата заинтересованы следующие стороны, представленные в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Заинтересованные стороны проекта

Заинтересованные стороны проекта	Ожидания заинтересованных сторон
Университет	Наличие НИОКР
Студент	Защита магистерского диплома. Получение высшего образования
Предприятия, занимающиеся изготовлением подшипников	Сокращение времени на производство. Большая производительность. Снижение себестоимости
Потребители	Низкая стоимость изделий по сравнению, с изделиями полученными стандартными методами. Качество покрытий.
Государство	Возможность импортозамещение

В таблице 4.5 представлена информация о иерархии целей проекта и критериях достижения целей.

Таблица 4.5 – Цели и результат проекта

Цели проекта:	1. Определить влияние температуры спекания и концентрации легирующих компонентов (свинец, олово) на объемные изменения порошковой системы медь-титан. 2. Определить режимы интенсивной пластической деформации для повышения механических свойств спеченных сплавов.
Ожидаемые результаты проекта:	Композитные материалы на основе титановой бронзы с добавлением третьего легирующего компонента, которые будут отвечать всем технологическим свойствам, необходимые для антикоррозийным материалам, и позволит заменить дорогие материалы на более дешевые, но не уступающие по качеству.
Критерии приемки результата проекта:	Законченная научно-исследовательская работа, авторы которой имеют список публикаций и участие на международных конференциях.
Требования к результату проекта:	Требование:
	Результат проекта должен иметь актуальное теоретическое и практическое значение
	Наглядные иллюстрации (графики и диаграммы)

	Выполнения проекта в срок
--	---------------------------

Организационная структура проекта

Таблица 4.6 – Рабочая группа проекта

ФИО, основное место работы, должность	Роль в проекте	Функции	Трудо- затраты, час.
Прибытков Генадий Андреевич	<i>Заказчик проекта</i>	укрупненный анализ проектов по показателям сроков, освоению затрат и финансированию	
Коростелева Елена Николаевна	<i>Руководитель проекта</i>	отвечает за реализацию проекта в пределах заданных ограничений по ресурсам, координирует деятельность участников проекта	1024
Рашитулы Есенкелди	<i>Исполнитель по проекту</i>	выполняет отдельные работы по проекту	1624

Ограничения и допущения проекта

Таблица 4.7 – Ограничения проекта

Фактор	Ограничения/ допущения
3.1. Бюджет проекта	400000тыс.руб
3.1.1. Источник финансирования	ИФПМ СО РАН

3.2. Сроки проекта:	
3.2.1. Дата утверждения плана управления проектом	25.08.2015
3.2.2. Дата завершения проекта	15.06.2016

4.3 Планирование управления научно-техническим проектом

4.3.1 Иерархическая структура работ проекта

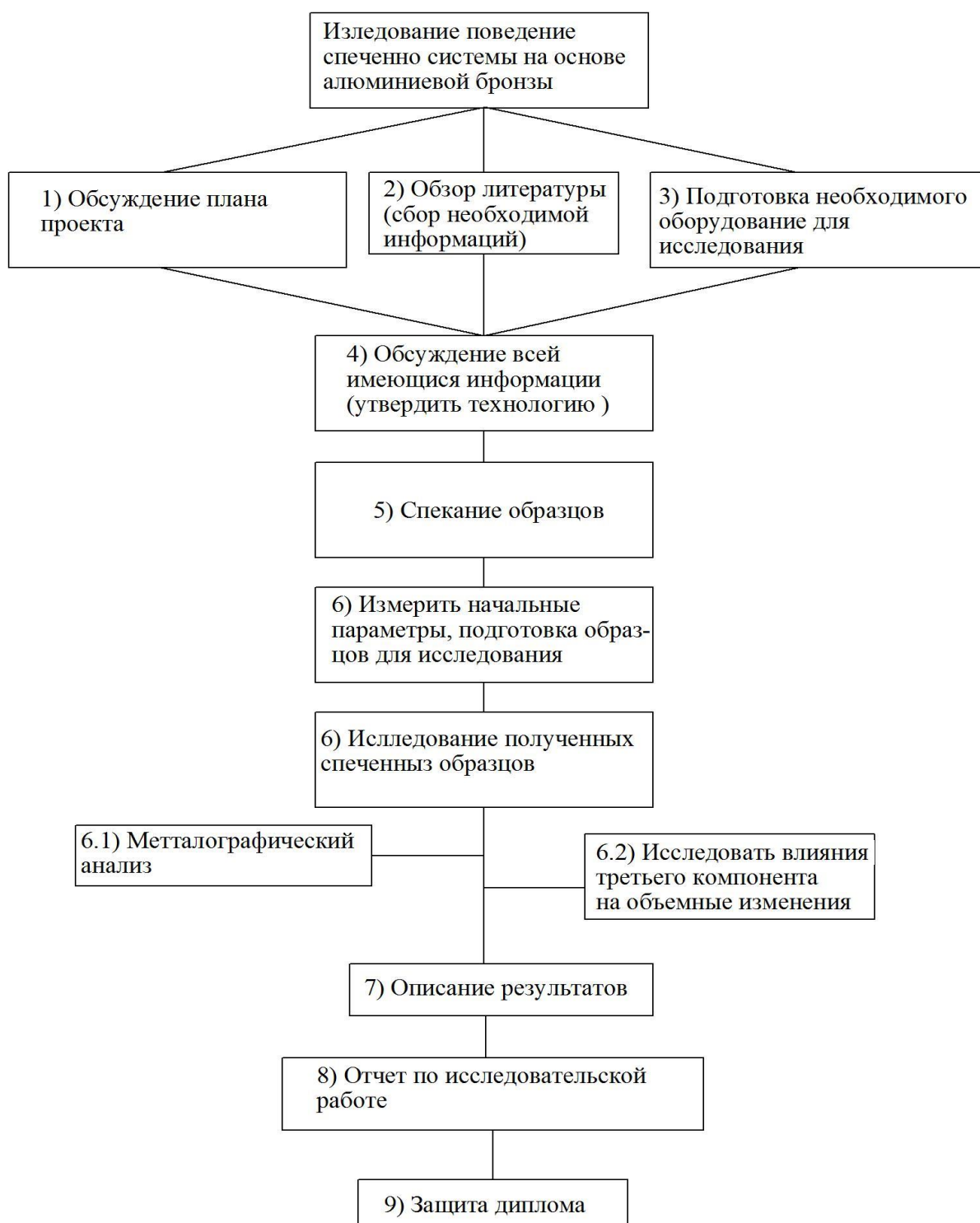


Рисунок 4.1 – Иерархическая структура проекта

4.3.2 Контрольные события проекта

Таблица 4.8. Контрольные события проекта

Контрольное событие	Дата	Результат (подтверждающий документ)
Обсуждение плана проект	1.09.15	Утверждение участников исследования
Обзор литературы (сбор необходимой информации)	1.10.15	Отчет по изученной литературе.
Получение композиционных порошков	15.10.15	Композиционные порошки
Исследование полученных порошков	17.11.15	Исследуемые образцы, иллюстрации (графики, картинки)
Описание результатов	24.11.15	Отчет
Спекание	8.12.2015	Покрyтия
Исследование полученных образцов	20.01.16	Исследуемые образцы, иллюстрации (графики, картинки)
Описание результатов	1.02.16	Отчет
Отчет по исследовательской работе	6.04.16	Отчет
Защита диплома	17.06.16	Диплом

4.3.3 План проекта

Таблица 4.9 – Календарный план проекта

Название	Длительность, раб. дни	Дата начала-окончания работ	Состав участников (ФИО ответственных исполнителей)
Обзор литературы(сбор необходимой информации) Обсуждение плана проект	22	1.09.15 1.10.15	Коростелева Е.Н Рашитулы Е.
Подготовка необходимого оборудования для исследования	11	1.10.15 15.10.15	Рашитулы Е.
Обсуждение всей полученной информации (утвердить технологию)	2	15.10.15 17.10.15	Рашитулы Е. Коростелева Е.Н
Спекание образцов	30	20.10.15 28.11.15	Рашитулы Е. Коростелева Е.Н
Получения начальных данных, подготовить образцов для исследования	10	1.12.15 12.12.15	Рашитулы Е.
Исследование полученных образцов. Подготовка образцов для исследований. Металлография. Технические характеристики	24	12.12.15 20.01.16	Рашитулы Е. Коростелева Е.Н
Описание результатов	8	21.01.16 1.02.16	Рашитулы Е. Коростелева Е.Н
Отчет по исследовательской работе (написание статей,	42	2.02.16 6.04.16	Рашитулы Е. Коростелева Е.Н

Продолжение таблицы 4.9

выступление на конференциях.)			
Написание дипломного проекта	54	1.04.16 15.06.16	Рашитулы Е.
Итого:	203		

4.3.4 Бюджет научного исследования

Сырье, материалы, покупные изделия и полуфабрикаты

Таблица 4.10 – Сырье, материалы, комплектующие изделия и покупные полуфабрикаты

Наименование	Кол-во	Цена за единицу, руб.	Сумма, руб.
ПМС-1А	1 кг	395	395
ПА-4	1 кг	455	455
ПО1	1 кг	2060	2060
ПСА	1 кг	260	260
Стальная пластинка	5 шт	300	1500
Алмазная паста	5	300	1500
Наждачная бумага	10	25	250
Всего за материалы			6420
Транспортно-заготовительные расходы (3-5%)			320
Итого по статье C_m			6740

Амортизационные отчисления

$$H_a = (1/T) \cdot 100\%, \quad (4.1)$$

$$A = (S/365) \cdot H_a \cdot t, \quad (4.2)$$

где t – время эксплуатации (дни);

T – срок службы;

H_a – норма амортизации.

Таблица 4.11 – Амортизационные отчисления

Наименование оборудования	Цена единицы оборудования, руб.	Срок службы, T , дни	Время эксплуатации, t , дни	H_a норма амортизации	Амортизационные отчисления, руб.
Электропечи СНВЭ-1.3.1/16	500000	5475	10	0,067	1376
AXIOVERT-200MAT	300000	3650	10	0,1	821
ДРОН-7	400000	3650	4	0,1	712
Микротвердомер ПМТ-3	250000	5475	7	0,067	321
Шлифовально-полировальный станок Saphir 520	500000	3650	20	0,1	2739
Компьютер	30000	2190	60	0,167	823
Итого					6792

Расчет заработной платы

Заработная плата рабочим рассчитана по тарифным ставкам и отработанному времени. Расчет заработной платы персоналу сведен в таблицу 4.12.

Таблица 4.12 – Расчёт заработной платы

Исполнители	Количество	Зарплата, руб./мес.	Количество отработанных дней	Всего з.п, руб	Дополнительная з.п	Отчисления на социальные нужды
<i>Руководитель</i>	1	25000	128	227500	27300	76440
<i>Исполнитель</i>	1	9000	203	91350	10962	30694
Итого:				318850	38262	107134

Дополнительная заработная плата рассчитывается исходя из 12% от основной заработной платы, работников, непосредственно участвующих в выполнение темы:

$$З_{\text{доп}} = k_{\text{доп}} \cdot З_{\text{осн}}, \quad (4.3)$$

Отчисления на социальные нужды

Статья включает в себя отчисления во внебюджетные фонды.

$$C_{\text{внеб}} = k_{\text{внеб}} \cdot (З_{\text{осн}} + З_{\text{доп}}), \quad (4.4)$$

где $k_{\text{внеб}}$ – коэффициент отчислений на уплату во внебюджетные фонды (пенсионный фонд, фонд обязательного медицинского страхования и пр.).

Отчисления на социальные нужды составляет 30%

Затраты на электроэнергию

Тариф на электроэнергию – 4,63 руб/(КВт·ч).

Таблица 4.13 – Затраты на электроэнергию

Наименование оборудования	Мощность, кВт	Время эксплуатации, Час	Расход электроэнергии. руб.
Электроды СНВЭ-1.3.1/16	20	10	926
AXIOVERT-200MAT	0,2	10	10,926
ДРОН-7	5,5	4	101,86
Микротвердомер ПМТ-3	0,02	7	0,6482
Шлифовально- полировальный станок Saphir 520	1,6	20	148,16
Компьютер	0,35	60	97,23
ИТОГО			1284,8242

Затраты на водоснабжение

Тариф на водоснабжение 30,22 р. м³

Примерный расход воды за время исследований составляет 10 м³

Затраты на водоснабжение за весь период исследования составляет 302,2 руб.

Затраты на водоотведение

Тарифы на водоотведение 20,59 р.м³

Затраты на водоотведение за весь период исследования составляет 205,9 руб.

Полная смета затрат на выполнение НИР

Полная смета затрат приведена в таблице 4.14.

Накладные расходы

Накладные расходы составляют 80-100 % от суммы основной и дополнительной заработной платы, работников, непосредственно участвующих в выполнение темы.

Расчет накладных расходов ведется по следующей формуле:

$$C_{\text{накл}} = k_{\text{накл}} \cdot (З_{\text{осн}} + З_{\text{доп}}), \quad (4.5)$$

где $k_{\text{накл}}$ – коэффициент накладных расходов.

Таблица 4.13 – Исполнитель

Исполнитель	Всего з.п.,руб.	Дополнительная З.п., руб.	Накладные расходы, руб.
Руководитель1	227500	27300	203840
Практикант	91350	10962	81850
Итого			285690

Таблица 4.14 – Полная смета затрат

Статьи	Затраты, руб
Сырые материалы	6740
Заработная плата	318850
Дополнительная заработная плата	38262
Отчисления на социальные нужды	107134
Амортизация	6792
Затраты на электроэнергию	1284,8242
Затраты на водоснабжение и водоотведение	508,1
Прочие накладные расходы	285690
Итого	765260,92

«СОЦИАЛЬНАЯ ОТВЕТСТВЕННОСТЬ»

Студенту:

Группа	ФИО
4AM41	Рашитулы Есенкелди

Институт	Институт Физики Высоких Технологий	Кафедра	ФВТМ
Уровень образования	Магистр	Направление/специальность	Машиностроение

Тема дипломной работы: Изучение особенностей спекания систем в зависимости от концентрации легирующих компонентов.

Исходные данные к разделу «Социальная ответственность»:
1. Целью данной работы является изучение влияния интенсивной пластической деформации на структуру и свойства спеченных сплавов на основе алюминиевой бронзы. 2. Описание рабочего места на предмет возникновения: <u>вредных проявлений факторов производственной среды</u> (для обслуживающего персонала необходимо обеспечить оптимальные, в крайнем случае, допустимые значения метеоусловий на рабочем месте, исключить контакт с вредными, токсичными веществами – бензин, кислоты и др., которые могут образовываться в процессе работы установки, обеспечить комфортную освещенность рабочего места, уменьшить до допустимых пределов шум от оборудования, вентиляции, обеспечить безопасные значения электромагнитных полей от электроприборов, в том числе компьютеров); <u>опасных проявлений факторов производственной среды</u> (в связи с присутствием электричества для питания компьютера, оборудования (шлифовальные машины) и освещенности лаборатории, наличии горючих (СО) и взрывоопасных газов (водород) необходимо предусмотреть, если есть, то перечислить средства коллективной и индивидуальной защиты от электро-, пожаро- и взрывоопасности); необходимо предусмотреть мероприятия по предотвращению негативного воздействия на

окружающую природную среду используемых энергетических проявлений и образующихся отходов: для ликвидации негативного воздействия порошковой пыли необходимо реализовывать вентиляцию при работе с порошковыми материалами согласно ГОСТ 12.4.021-75,

- необходимо обеспечить устойчивую работу вашего производственного участка при возникновении чрезвычайных ситуаций, характерных для Сибири – сильные морозы, пурга, человеческий фактор, диверсия (рассмотреть минимум 2 ЧС – 1 природную, 1 техногенную).

Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:

Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности:

а) приводится перечень всех используемых в работе реагентов, их агрегатное состояние, класс опасности (токсичности), механизм воздействия их на организм человека, единицы измерения количества (концентрации); приводится перечень средств коллективной и индивидуальной защиты персонала, а также защиты окружающей среды;

б) приводятся данные по оптимальным и допустимым значениям микроклимата на рабочем месте, перечисляются методы обеспечения этих значений; приводится 1 из расчетов (расчет освещенности на рабочем месте, расчет потребного воздухообмена на рабочем месте, расчет необходимого времени эвакуации рабочего персонала);

г) приводятся данные по реальным значениям электромагнитных полей на рабочем месте, в том числе от компьютера или процессора, если они используются, перечисляются СКЗ и СИЗ;

е) механические опасности (источники, средства защиты); быстровращающиеся элементы станков, мелкая порошковая пыль. Средства защиты – соблюдение инструкции по эксплуатации станков, использование спецодежды и средств защиты (очки, маска, перчатки)

приведение допустимых норм с необходимой размерностью (с ссылкой на соответствующий нормативно-технический документ);

предлагаемые средства защиты

(сначала коллективной защиты, затем – индивидуальные защитные средства)

Анализ выявленных опасных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности

а) приводятся данные по значениям напряжения используемого оборудования, классификация помещения по электробезопасности, допустимые безопасные для человека

значения напряжения, тока и заземления (в т.ч. статическое электричество, молниезащита - источники, средства защиты); перечисляются СКЗ и СИЗ; б) приводится классификация пожароопасности помещений, указывается класс пожароопасности вашего помещения, перечисляются средства пожаробнаружения и принцип их работы, средства пожаротушения, принцип работы, назначение (какие пожары можно тушить, какие – нет), маркировка; пожаровзрывобезопасность (причины, профилактические мероприятия).
г. Охрана окружающей среды: организация безотходного производства (приводится перечень отходов при эксплуатации установки, перечисляются методы улавливания, переработки, хранения и утилизации образовавшихся на вашем производстве промышленных отходов).
д. Защита в чрезвычайных ситуациях: а) Приводятся возможные для Сибири ЧС; Возможные ЧС: морозы, диверсия разрабатываются превентивные меры по предупреждению ЧС; разработка мер по повышению устойчивости объекта к данной ЧС; разработка действий в результате возникшей ЧС и мер по ликвидации её последствий
е. Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности: специальные (характерные для проектируемой рабочей зоны) правовые нормы трудового законодательства (приводится перечень ГОСТов, СНиПов и др. законодательных документов, использованных в своей работе);
Перечень графического материала: 1) Пути эвакуации 2) План размещения светильников на потолке рабочего помещения

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
--	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор	Федорчук Ю.М			

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
--------	-----	---------	------

4AM41	Рашитулы Есенкелди		
-------	--------------------	--	--

5 Описание рабочего места

В данном разделе рассмотрены вопросы, связанные с организацией рабочего места в соответствии с нормами производственной санитарии, техники производственной безопасности и охраны окружающей среды.

Под проектированием рабочего места понимается целесообразное пространственное размещение в горизонтальной и вертикальной плоскостях функционально взаимосвязанных средств производства (оборудования, оснастки, предметов труда и др.), необходимых для осуществления трудового процесса.

При проектировании рабочих мест должны быть учтены освещенность, температура, влажность, давление, шум, наличие вредных веществ, электромагнитных полей и другие санитарно-гигиенические требования к организации рабочих мест.

При проектировании лаборатории необходимо уделить внимание и охране окружающей среды, а в частности, организации безотходного производства.

Также необходимо учитывать возможность чрезвычайных ситуаций. Так как лаборатория находится в городе Томске, наиболее типичной ЧС является мороз. Так же, в связи с неспокойной ситуацией в мире, одной из возможных ЧС может быть диверсия.

5.1 Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды

В лаборатории, где находятся различные электроустановки, магнетрон, а также используются металлические порошки в качестве исходного продукта, могут быть следующие вредные факторы: наличие - а) не комфортных метеоусловий; б) вредных веществ; в) производственного шума; г) недостаточной освещенности; д) электромагнитного излучения;

5.1.1 Метеоусловия

Микроклимат в производственных условиях определяется следующими параметрами:

- 1) температура воздуха;
- 2) относительная влажность воздуха;
- 3) скорость движения воздуха.

При высокой температуре воздуха в помещении кровеносные сосуды кожи расширяются, происходит повышенный приток крови к поверхности тела, и выделение тепла в окружающую среду значительно увеличивается. При низкой температуре окружающего воздуха реакция человеческого организма иная: кровеносные сосуды кожи сужаются, приток крови к поверхности тела замедляется, и теплоотдача конвекцией и излучением уменьшается. Таким образом, для теплового самочувствия человека важно определенное сочетание температуры, относительной влажности и скорости движения воздуха в рабочей зоне.

Повышенная влажность воздуха ($\phi > 85\%$) затрудняет терморегуляцию организма, т.к. происходит снижения испарения пота, а пониженная влажность ($\phi < 20\%$) вызывает пересыхание слизистых оболочек дыхательных путей.

Оптимальные и допустимые показатели температуры, относительной влажности и скорости движения воздуха в рабочей зоне производственных помещений должны соответствовать значениям, приведенным в таблице 1 [ГОСТ 12.1.005-88].

Для обеспечения оптимальных и допустимых показателей микроклимата в холодный период года следует применять средства защиты рабочих мест от остекленных поверхностей оконных проемов, чтобы не было охлаждения. В теплый период года необходимо предусмотреть защиту от попадания прямых солнечных лучей.

Работы делятся на три категории тяжести на основе общих энергозатрат организма. Работа, относящаяся к инженерам – разработчикам, относится к

категории легких работ. Допустимые значения микроклимата для этого случая даны в таблице.

Таблица 5.1 – Требования к микроклимату

Период года	Категория работы	Температура, °С	Относительная влажность, %	Скорость движения воздуха, м/с
Холодный	Средняя	19 – 24	15 - 75	≤ 0.1
Теплый	Средняя	20 - 28	15 - 75	≤ 0.2

Одними из основных мероприятий по оптимизации микроклимата и состава воздуха в производственных помещениях являются обеспечение надлежащего воздухообмена и отопления, тепловая изоляция нагретых поверхностей оборудования, воздухопроводов и гидротрубопроводов.

5.1.2 Вредные вещества

Исходным сырьем для получения образцов является порошки Cu, Ti.

При выполнении возможно загрязнение воздуха различными веществами в пыле- и газообразном состояниях, часть из которых являются вредными для человека или пожаро- и взрывоопасными.

Для технологии порошковой металлургии характерно загрязнение атмосферы на рабочих местах пылеобразными металлами или различными соединениями. Загрязнения отмечаются при размоле, просеве и смешивании порошков, дозировании шихты, транспортировке порошковых материалов, прессовании, разгрузке и обработке спеченных изделий шлифованием. Пыль, загрязняющая атмосферу, имеет размер частиц менее 4 мкм. Содержание пыли на рабочих местах определяется соответствующей операцией производства порошков или изделий (табл. 1.3).

Систематическое вдыхание металлических и неметаллических порошков и газов может приводить к профессиональным заболеваниям.

Пыль медного порошка способствует заболеванию органов дыхания, сердечно-сосудистой системы, желудочно-кишечного тракта, может вызывать отравления с поражением органов дыхания, печени и др. Еще более вредное влияние на организм человека оказывает оксид меди, который кроме токсичного оказывает фиброгенное воздействие.

Вредное воздействие медного порошка на организм человека является причиной повышенной заболеваемости рабочих гриппом, острым гастритом и бронхитом.

Токсичны порошки свинца. Стабилизированный свинец находится в виде тонкодисперсного порошка и легко переходит в пыль при встряхивании и перемешивании. Допустимая концентрация свинца по утвержденным в нашей стране нормам составляет 10 мг/м³ воздуха, что в пять раз ниже норм, принятых в некоторых зарубежных странах. Свинец может быть причиной острых и хронических отравлений, сопровождающихся поражением многих систем и органов человека. При работе со свинцом должны быть разработаны четкие инструкции по упаковке, хранению и обработке порошка, снижающие содержание пыли свинца в воздухе. Необходимо также обеспечить систематический медицинский контроль и обслуживание работающих.

При выполнении работы для исследования образцов, в лаборатории используется раствор азотной кислоты. Азотная кислота является едким веществом, по степени воздействия на организм человека относится к веществам 3-го класса опасности. Азотная кислота вызывает сильные ожоги при контакте с кожей, пары поражают слизистые оболочки, дыхательные пути, вызывают конъюнктивит, разрушают зубы. Предельно допустимая концентрация паров азотной кислоты в воздухе рабочей зоны 2,0 мг/м³. [51]

В качестве защиты от вредного вещества рабочим выдаются средства индивидуальной защиты: стерильные диагностические латексные перчатки, маску для лица (медицинская одноразовая трехслойная)

Первая помощь - при попадании азотной кислоты в глаза их промывают проточной водой в течение 10—30 мин.; при попадании на кожу пораженную поверхность обмывают водой, прибавляя к ней питьевую соду, мыло. При проглатывании азотной кислоты показано промывание желудка обильным количеством воды, инъекции морфина, атропина.

Таблица 5.2 - Установлены предельно допустимые концентрации для различных веществ:

Вещество	ПДКмг/м ³	
Медь	2	
Оксид меди	1	
Медь с добавками олова	1	
Свинец	0,01	
Оксид алюминия	2	
Бензин	0,3	
Серная кислота	1	
Спирт этиловый	1	
Титан	10	

Согласно гигиеническим нормативам "Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны ГН 2.2.5.1313-03", утвержденным Главным государственным санитарным врачом Российской Федерации 27 апреля 2003 г, титан относится к 4му классу опасности (4 – умеренно опасные), величина ПДК = 50 мг/м³, а преимущественное агрегатное состояние в воздухе в условиях производства – пар и/или газ. Медь относится к 3му классу опасности.

5.1.3 Производственный шум

Вентиляция производственных помещений предназначена для уменьшения запыленности, задымленности и очистки воздуха от вредных выделений производства, а также для сохранности оборудования. Она служит одним из главных средств оздоровления условий труда, повышения производительности и предотвращения опасности профессиональных заболеваний. Система вентиляции обеспечивает снижение содержания в воздухе помещения пыли, газов до концентрации не превышающей ПДК. Проветривание помещения проводят, открывая форточки. Проветривание помещений в холодный период года допускается не более однократного в час, при этом нужно следить, чтобы не было снижения температуры внутри помещения ниже допустимой. Воздухообмен в помещении можно значительно сократить, если улавливать вредные вещества в местах их выделения, не допуская их распространения по помещению. Для этого используют приточно-вытяжную вентиляцию. Кратность воздухообмена не ниже 3.

Предельно допустимый уровень (ПДУ) шума - это уровень фактора, который при ежедневной (кроме выходных дней) работе, но не более 40 часов в неделю в течение всего рабочего стажа, не должен вызывать заболеваний или отклонений в состоянии здоровья, обнаруживаемых современными методами исследований в процессе работы или в отдаленные сроки жизни настоящего и последующих поколений. Соблюдение ПДУ шума не исключает нарушения здоровья у сверхчувствительных лиц.

Допустимый уровень шума ограничен ГОСТ 12.1.003-83 и СанПиН 2.2.4/2.1.8.10-32-2002. Максимальный уровень звука постоянного шума на рабочих местах не должно превышать 80 дБА. Уровень шума на рабочем месте инженеров, работающих с компьютером не должен превышать 50дБА, а в залах обработки информации на вычислительных машинах - 65дБА (ГОСТ 12.1.003-83). При значениях выше допустимого уровня необходимо предусмотреть СКЗ и СИЗ. СКЗ:

1. устранение причин шума или существенное его ослабление в источнике образования;
2. изоляция источников шума от окружающей среды средствами звуко- и виброизоляции, звуко- и вибропоглощения;
3. применение средств, снижающих шум и вибрацию на пути их распространения;
4. СИЗ
5. применение спецодежды, спецобуви и защитных средств органов слуха: наушники, беруши, антифоны.

5.1.3.1 Расчет уровня шума

Одним из неблагоприятных факторов производственной среды в ИВЦ является высокий уровень шума, создаваемый печатными устройствами, оборудованием для кондиционирования воздуха, вентиляторами систем охлаждения в самих ЭВМ.

Для решения вопросов о необходимости и целесообразности снижения шума необходимо знать уровни шума на рабочем месте оператора.

Уровень шума, возникающий от нескольких некогерентных источников, работающих одновременно, подсчитывается на основании принципа энергетического суммирования излучений отдельных источников [66]:

$$L_{\Sigma} = 10 \lg \sum_{i=1}^{i=n} 10^{0,1L_i}, \quad (5.1)$$

где L_i – уровень звукового давления i -го источника шума;

n – количество источников шума.

Полученные результаты расчета сравниваются с допустимым значением уровня шума для данного рабочего места. Если результаты расчета выше допустимого значения уровня шума, то необходимы специальные меры по снижению шума. К ним относятся: облицовка стен и потолка зала

звукопоглощающими материалами, снижение шума в источнике, правильная планировка оборудования и рациональная организация рабочего места оператора.

Уровни звукового давления источников шума, действующих на оператора на его рабочем месте, представлены в таблице 28.

Таблица 5.3. Уровни звукового давления различных источников.

Источник шума	Уровень шума, дБ
Жесткий диск	40
Вентилятор	45
Монитор	17
Клавиатура	10
Принтер	45
Сканер	42

Обычно рабочее место оператора оснащено следующим оборудованием: винчестер в системном блоке, вентилятор(ы) систем охлаждения ПК, монитор, клавиатура, принтер и сканер.

Подставив значения уровня звукового давления для каждого вида оборудования в формулу, получим:

$$L_{\Sigma}=10 \cdot \lg(10^4+10^{4,5}+10^{1,7}+10^1+10^{4,5}+10^{4,2}) = 49,5 \text{ дБ}$$

Полученное значение не превышает допустимый уровень шума для рабочего места оператора, равный 65 дБ (ГОСТ 12.1.003-83). И если учесть, что вряд ли такие периферийные устройства как сканер и принтер будут использоваться одновременно, то эта цифра будет еще ниже. Кроме того, при работе принтера непосредственное присутствие оператора необязательно, т.к. принтер снабжен механизмом автоподачи листов.

5.1.4 Освещенность

Согласно СНиП 23-05-95 в лаборатории, где происходит периодическое наблюдение за ходом производственного процесса при постоянном нахождении людей в помещении освещенность при системе общего освещения не должна быть ниже 150 Лк.

Правильно спроектированное и выполненное освещение обеспечивает высокий уровень работоспособности, оказывает положительное психологическое действие на человека и способствует повышению производительности труда.

На рабочей поверхности должны отсутствовать резкие тени, которые создают неравномерное распределение поверхностей с различной яркостью в поле зрения, искажает размеры и формы объектов различия, в результате повышается утомляемость и снижается производительность труда.

Для защиты от слепящей яркости видимого излучения (факел плазмы в камере с катализатором) применяют защитные очки, щитки, шлемы. Очки на должны ограничивать поле зрения, должны быть легкими, не раздражать кожу, хорошо прилегать к лицу и не покрываться влагой.

Расчёт общего равномерного искусственного освещения горизонтальной рабочей поверхности выполняется методом коэффициента светового потока, учитывающим световой поток, отражённый от потолка и стен. Длина помещения $A = 8$ м, ширина $B = 6$ м, высота = 3,5 м. Высота рабочей поверхности над полом $h_p = 1,0$ м. Согласно СНиП 23-05-95 необходимо создать освещенность не ниже 200 лк, в соответствии с разрядом зрительной работы.

Площадь помещения:

$$S = A \times B, \quad (5.2)$$

где A – длина, м;

B – ширина, м.

$$S = 8 \times 6 = 48 \text{ м}^2$$

Коэффициент отражения свежепобеленных стен с окнами, без штор $\rho_c=50\%$, свежепобеленного потолка $\rho_{\text{п}}=70\%$. Коэффициент запаса, учитывающий загрязнение светильника, для помещений с малым выделением пыли равен $K_z=1,5$. Коэффициент неравномерности для люминесцентных ламп $Z=1,1$.

Выбираем лампу дневного света ЛД-40, световой поток которой равен $\Phi_{\text{ЛД}} = 2600$ Лм.

Выбираем светильники с люминесцентными лампами типа ОДОР-2-40. Этот светильник имеет две лампы мощностью 40 Вт каждая, длина светильника равна 1227 мм, ширина – 265 мм.

Интегральным критерием оптимальности расположения светильников является величина λ , которая для люминесцентных светильников с защитной решёткой лежит в диапазоне 1,1–1,3. Принимаем $\lambda=1,1$, расстояние светильников от перекрытия (свес) $h_c = 0,5$ м.

Высота светильника над рабочей поверхностью определяется по формуле:

$$h = h_n - h_p,$$

где h_n – высота светильника над полом, высота подвеса,

h_p – высота рабочей поверхности над полом.

Наименьшая допустимая высота подвеса над полом для двухламповых светильников ОДОР: $h_n = 3,5$ м.

Высота светильника над рабочей поверхностью определяется по формуле:

$$h = H - h_p - h_c = 3,5 - 1 - 0,5 = 2,0 \text{ м.}$$

Расстояние между соседними лампами или рядами определяется по формуле:

$$L = \lambda \cdot h = 1,1 \cdot 2 = 2,2 \text{ м}$$

Число рядов ламп в помещении:

$$Nb = \frac{B}{L} = \frac{6}{2,2} = 2,72 \approx 3$$

Число ламп в ряду:

$$Na = \frac{A}{L} = \frac{8}{2,2} \approx 4$$

Общее число ламп:

$$N = Na \cdot Nb = 3 \cdot 4 = 12$$

Расстояние от крайних лампы или рядов до стены определяется по формуле:

$$l = \frac{L}{3} = \frac{2,2}{3} = 0,7 \text{ м}$$

Размещаем лампы в два ряда. На рисунке изображен план помещения и размещения светильников с люминесцентными лампами.

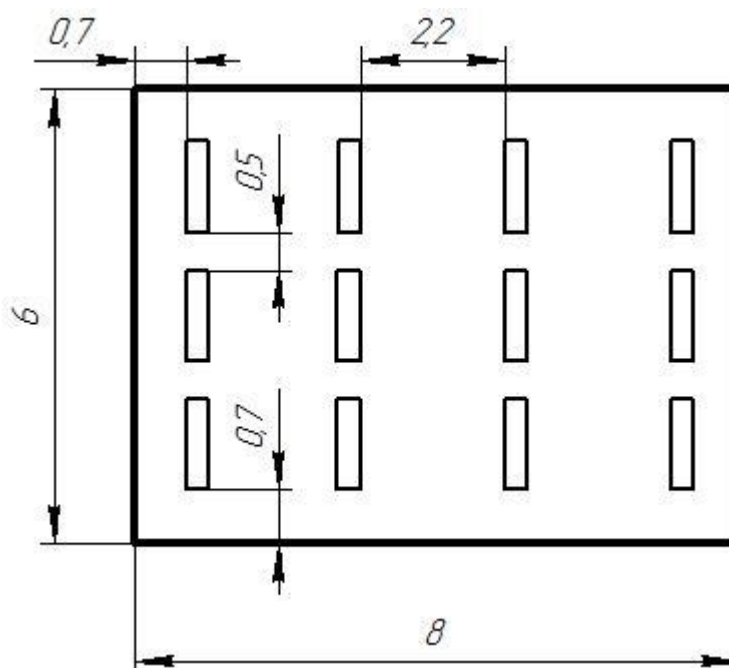


Рисунок 5.1 – План помещения и размещения с люминесцентными лампами.

Индекс помещения определяется по формуле:

$$i = \frac{A \cdot B}{h \cdot (A + B)} = \frac{8 \cdot 6}{2,0 \cdot (8 + 6)} = 1,714$$

Коэффициент использования светового потока, показывающий какая часть светового потока ламп попадает на рабочую поверхность, для светильников типа ОДОР с люминесцентными лампами при $\rho_{\text{П}} = 70 \%$, $\rho_{\text{С}} = 50\%$ и индексе помещения $i = 1,6$ равен $\eta = 0,47$.

Потребный световой поток группы люминесцентных ламп светильника определяется по формуле:

$$\Phi_{\text{П}} = \frac{E \cdot A \cdot B \cdot K_3 \cdot Z}{N \cdot \eta} = \frac{150 \cdot 8 \cdot 6 \cdot 1,5 \cdot 1,1}{24 \cdot 0,47} = 1053,19 \text{ лм}$$

Делаем проверку выполнения условия:

$$-10\% \leq \frac{\Phi_{\text{ЛД}} - \Phi_{\text{П}}}{\Phi_{\text{ЛД}}} \cdot 100\% \leq 20\%;$$

$$\frac{\Phi_{\text{ЛД}} - \Phi_{\text{П}}}{\Phi_{\text{ЛД}}} \cdot 100\% = \frac{2600 - 2106,38}{2600} \cdot 100\% = 18,9\%.$$

Таким образом: $-10\% \leq 18,9\% \leq 20\%$, необходимый световой поток светильника не выходит за пределы требуемого диапазона.

5.2 Анализ выявленных опасных факторов проектируемой производственной среды

5.2.1 Факторы электрической природы

Электробезопасность представляет собой систему организационных и технических мероприятий и средств, обеспечивающих защиту людей от вредного и опасного воздействия электрического тока, электрической дуги, электромагнитного поля и статистического электричества.

Электроустановки классифицируют по напряжению: с номинальным напряжением до 1000 В (помещения без повышенной опасности), до 1000 В с присутствием агрессивной среды (помещения с повышенной опасностью) и свыше 1000 В (помещения особо опасные).

В отношении опасности поражения людей электрическим током различают:

1. Помещения без повышенной опасности, в которых отсутствуют условия, создающие повышенную или особую опасность.

2. Помещения с повышенной опасностью, которые характеризуются наличием в них одного из следующих условий, создающих повышенную опасность: сырость, токопроводящая пыль, токопроводящие полы (металлические, земляные, железобетонные, кирпичные и т.п.), высокая температура, возможность одновременного прикосновения человека к имеющим соединение с землей металлоконструкциям, технологическим аппаратам, с одной стороны, и к металлическим корпусам электрооборудования - с другой.

3. Особо опасные помещения, которые характеризуются наличием оборудования свыше 1000 В и одного из следующих условий, создающих особую опасность: особой сырости, химически активной или органической среды, одновременно двух или более условий повышенной опасности. Территории размещения наружных электроустановок в отношении опасности поражения людей электрическим током приравниваются к особо опасным помещениям.

Лаборатория относится к помещению с особой опасностью поражения электрическим током. В помещении применяются следующие меры защиты от поражения электрическим током: недоступность токоведущих частей для случайного прикосновения, все токоведущие части изолированы и ограждены. Недоступность токоведущих частей достигается путем их надежной изоляции, применения защитных ограждений (кожухов, крышек, сеток и т.д.), расположения токоведущих частей на недоступной высоте.

Основными электрозащитными средствами в электроустановках напряжением выше 1000 В являются изолирующие штанги, изолирующие и электроизмерительные клещи, указатели напряжения, а также изолирующие устройства и приспособления для ремонтных работ (площадки, изолирующие звенья телескопических вышек и пр.).

Работать со штангой разрешается только специально обученному персоналу в присутствии лица, контролирующего действия работающего. При операциях с изолирующей штангой необходимо пользоваться дополнительными изолирующими защитными средствами — диэлектрическими перчатками и изолирующими основаниями (подставками, ковриками) или диэлектрическими ботами.

Изолирующие клещи применяют в электроустановках до 35 кВ для операций под напряжением с плавкими вставками трубчатых предохранителей, а также для надевания и снятия изолирующих колпаков на ножи однополюсных разъединителей.

При пользовании изолирующими клещами оператор должен надевать диэлектрические перчатки и быть изолированным от пола или грунта; при смене патронов трубчатых предохранителей он должен быть в очках. Клещи нужно держать в вытянутых руках.

Дополнительные электрозащитные средства в электроустановках. К дополнительным изолирующим электрозащитным средствам относятся диэлектрические перчатки, боты, резиновые коврики и дорожки, изолирующие подставки на фарфоровых изоляторах и переносные заземления.

Освобождение пострадавшего от действия тока напряжением свыше 1000 В может быть произведено только одним способом. Это отключение соответствующей части электрической установки специально обученными людьми. Пострадавшему следует оказать посильную доврачебную помощь.

5.2.2 Факторы пожарной и взрывной природы

По взрывопожарной и пожарной опасности помещения подразделяются на категории А, Б, В1 - В4, Г и Д, а здания - на категории А, Б, В, Г и Д. По пожарной опасности наружные установки подразделяются на категории A_n , B_n , B_n , Γ_n и D_n .

Согласно НПБ 105-03 лаборатория относится к категории Г - негорючие вещества и материалы в горячем, раскаленном или расплавленном состоянии, процесс обработки которых сопровождается выделением лучистого тепла, искр и пламени; горючие газы, жидкости и твердые вещества, которые сжигаются или утилизируются в качестве топлива

По степени огнестойкости данное помещение относится к 1-й степени огнестойкости по СНиП 2.01.02-85 (выполнено из кирпича, которое относится к трудно сгораемым материалам). Возникновение пожара при работе с электронной аппаратурой может быть по причинам как электрического, так и неэлектрического характера.

Причины возникновения пожара неэлектрического характера:

- а) халатное неосторожное обращение с огнем (оставленные без присмотра нагревательные приборы, использование открытого огня);
- б) утечка метана (при концентрации в воздухе от 4,4 % до 17 % метан взрывоопасен).

Причины возникновения пожара электрического характера: короткое замыкание, перегрузки по току, искрение и электрические дуги, статическое электричество и т. п.

Для устранения причин возникновения и локализации пожаров в помещении лаборатории должны проводиться следующие мероприятия:

- а) использование только исправного оборудования;
- б) проведение периодических инструктажей по пожарной безопасности;
- д) отключение электрооборудования, освещения и электропитания при предполагаемом отсутствии обслуживающего персонала или по окончании работ;
- е) курение в строго отведенном месте;
- ж) содержание путей и проходов для эвакуации людей в свободном состоянии.

Для локализации или ликвидации загорания на начальной стадии используются первичные средства пожаротушения. Первичные средства пожаротушения обычно применяют до прибытия пожарной команды.

Огнетушители водо-пенные (ОХВП-10) используют для тушения очагов пожара без наличия электроэнергии. Углекислотные (ОУ-2) и порошковые огнетушители предназначены для тушения электроустановок, находящихся под напряжением до 1000 В. Кроме того, порошковые применяют для тушения документов.

Для тушения токоведущих частей и электроустановок применяется переносной порошковый огнетушитель, например ОП-5.

В общественных зданиях и сооружениях на каждом этаже должно размещаться не менее двух переносных огнетушителей. Огнетушители следует располагать на видных местах вблизи от выходов из помещений на высоте не более 1,35 м. Размещение первичных средств пожаротушения в коридорах, переходах не должно препятствовать безопасной эвакуации людей.

Здание должно соответствовать требованиям пожарной безопасности, а именно, наличие охранно-пожарной сигнализации, плана эвакуации, порошковых или углекислотных огнетушителей с поверенным клеймом, табличек с указанием направления к запасному (эвакуационному) выходу (рисунок 5.2).

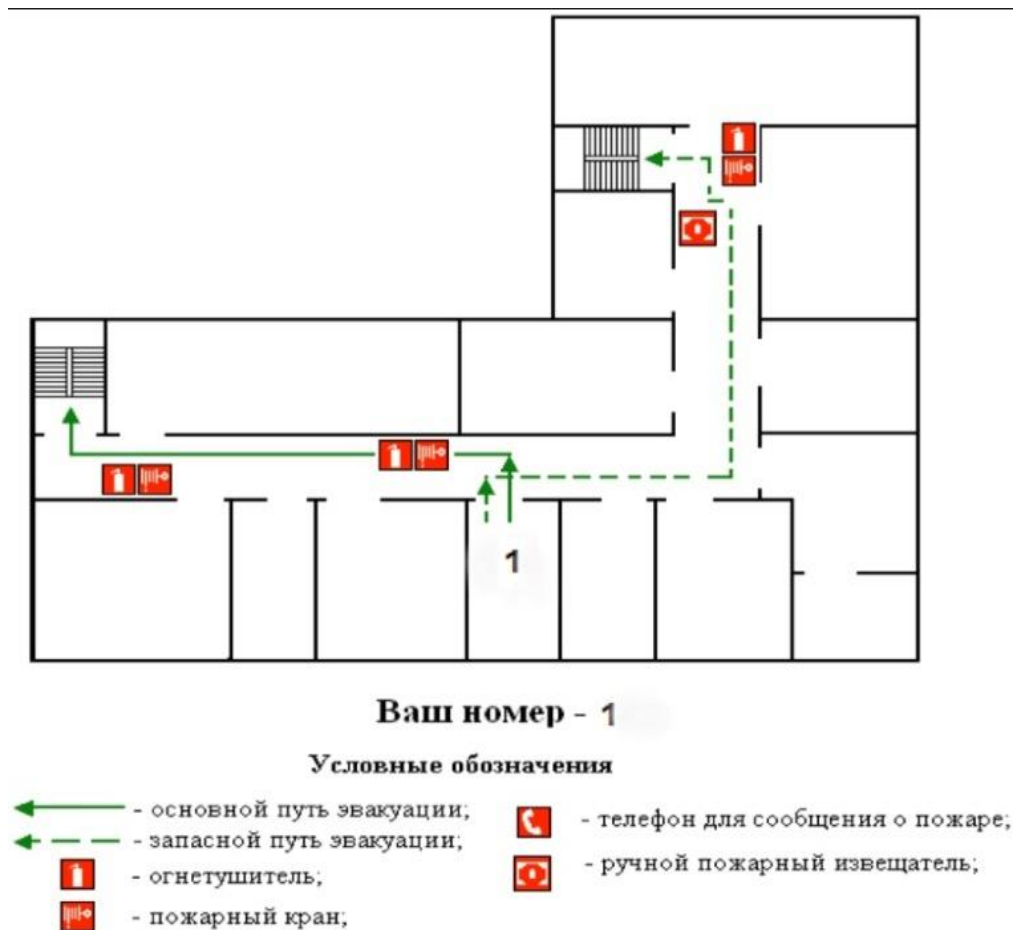


Рисунок 5.2- Пути эвакуации.

5.3 Охрана окружающей среды

Охрана окружающей среды - это комплексная проблема и наиболее активная форма её решения - это сокращение вредных выбросов промышленных предприятий через полный переход к безотходным или малоотходным технологиям производства.

Для перехода к безотходным производствам в лаборатории необходимо осуществлять сбор водорода в специальные емкости (в настоящее время он выпускается в воздух).

Так же необходимо позаботиться о отдельных контейнерах для отходов бытового характера: отдельные мусорные баки для бумаги, стекла, металлических частей, пластика. Необходимо заключить договор с компанией,

вывозящей мусор, чтобы она обеспечивала доставку разделенных отходов фирмам, занимающимся переработкой отходов.

5.4 Защита в ЧС

Производство находится в городе Томске с континентально-циклоническим климатом. Природные явления (землетрясения, наводнения, засухи, ураганы и т. д.), в данном городе отсутствуют.

Возможными ЧС на объекте в данном случае, могут быть сильные морозы и диверсия.

Для Сибири в зимнее время года характерны морозы. Достижение критически низких температур приведет к авариям систем теплоснабжения и жизнеобеспечения, приостановке работы, обморожениям и даже жертвам среди населения. В случае переморозки труб должны быть предусмотрены запасные обогреватели. Их количества и мощности должно хватать для того, чтобы работа на производстве не прекратилась.

Чрезвычайные ситуации, возникающие в результате диверсий, возникают все чаще.

Зачастую такие угрозы оказываются ложными. Но случаются взрывы и в действительности.

Для предупреждения вероятности осуществления диверсии предприятие необходимо оборудовать системой видеонаблюдения, круглосуточной охраной, пропускной системой, надежной системой связи, а также исключения распространения информации о системе охраны объекта, расположении помещений и оборудования в помещениях, системах охраны, сигнализаторах, их местах установки и количестве. Должностные лица раз в полгода проводят тренировки по отработке действий на случай экстренной эвакуации.

На случай возникновения чрезвычайной ситуации (землетрясение, наводнение, пожары, химическое либо радиоактивное заражение и т.п.) должен быть предусмотрен следующий комплекс мероприятий:

1. рассредоточение и эвакуация;
2. укрытие людей в защитных сооружениях;
3. обеспечение индивидуальными средствами защиты;
4. организация медицинской помощи пострадавшим;
5. организация служебного транспорта для эвакуаций людей;

В чрезвычайной обстановке особенно важное значение имеют сроки эвакуации людей за пределы зон возможного поражения или разрушений. В наиболее короткие сроки эвакуацию можно провести комбинированным способом, который заключается в том, что при его применении массовый вывод населения пешим порядком сочетается с вывозом некоторых категорий населения (пенсионеры, инвалиды, больные и т.д.) всеми видами имеющегося транспорта.

Рассредоточение и эвакуация населения комбинированным способом осуществляется по территориально-производственному принципу. Это значит, что вывод населения организуется через предприятия, учреждения, учебные заведения и домоуправление по месту жительства.

Ведение спасательных работ в районах производственных аварий существенно различаются в зависимости от размеров и опасности аварий и катастроф. Однако, ряд требований к организации спасательных работ является общим.

5.5 Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности

1. ОСТ 54 30013-83 Электромагнитные излучения СВЧ. Предельно допустимые уровни облучения. Требования безопасности
2. ГОСТ 12.4.154-85 “ССБТ. Устройства экранирующие для защиты от электрических полей промышленной частоты”
3. ГН 2.2.5.1313-03 Предельно допустимые концентрации (ПДК) вредных веществ в воздухе рабочей зоны

4. СанПиН 2.2.4/2.1.8.055-96 "Электромагнитные излучения радиочастотного диапазона (ЭМИ РЧ)".
5. СанПиН 2.2.4.548-96. Гигиенические требования к микроклимату производственных помещений.
6. СанПиН 2.2.1/2.1.1.1278-03. Гигиенические требования к естественному, искусственному и совмещенному освещению жилых и общественных зданий.
7. СН 2.2.4/2.1.8.562-96. Шум на рабочих местах, в помещениях жилых, общественных зданий и на территории жилой застройки.
8. ГОСТ 12.4.123-83. Средства коллективной защиты от инфракрасных излучений. Общие технические требования.
9. ГОСТ Р 12.1.019-2009. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты.
10. ГОСТ 12.1.030-81. Электробезопасность. Защитное заземление. Зануление.
11. ГОСТ 12.1.004-91. Пожарная безопасность. Общие требования.
12. ГОСТ 12.2.037-78. Техника пожарная. Требования безопасности
13. СанПиН 2.1.6.1032-01. Гигиенические требования к качеству атмосферного воздуха
14. ГОСТ 30775-2001 Ресурсосбережение. Обращение с отходами. Классификация, идентификация и кодирование отходов.
15. СНиП 21-01-97. Противопожарные нормы.
16. ГОСТ 12.4.154. Система стандартов безопасности труда. Устройства экранирующие для защиты от электрических полей промышленной частоты. Общие технические требования, основные параметры и размеры
17. СНиП 23-05-95 "Естественное и искусственное освещение"

Графические материалы

- 1) Освещенность на рабочем месте
- 2) Пути эвакуации

Выводы

Основные результаты, полученные в настоящей работе можно сформулировать следующим образом:

1. В ходе выполнения данной работы было установлено, что добавление Ti в Cu замедляет усадочные процессы в порошковой смеси Cu-Ti. Повышение температуры спекания до 1000°C приводит к уплотнению образцов независимо от содержания титана.

2. При спекании смеси Ti - 12ат.%Cu происходит усадка материала во всем интервале температур спекания. У прессовок Ti – 30 ат.% Cu при температурах спекания до 970 °C наблюдается сильный объемный рост образцов, при температурах спекания выше 970°C рост замедляется, а при 1000°C сменяется усадкой.

3. При повышении концентрации Ti в Cu повышаются твердость. При Cu-1%Ti имеет $48,3 \pm 0,7 \text{ НВ}$, Cu-4%Ti 89НВ. При увеличений концентраций Cu в Ti тоже увеличивается твердость. При Ti-12%Cu $176 \pm 9 \text{ НВ}$, при Ti-30%Cu $195 \pm 6 \text{ НВ}$.

Список литературы

1. Савицкий А. П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. Сиб. отд-ние, 1991
2. Коростелева Е. Н. Формирование структуры и механические свойства спеченной алюминиевой бронзы. Томск. 2000
3. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – М.: Наука., – 1984. – 310с.4
4. Савицкий А.П., Марцунова Л. С., Гопиенко В. Г., и др. Предотвращение роста брикетов при спекании сложных систем. // Порошковая металлургия. – 1981. - №2. – с. 30-33.
5. Федорченко И.М., Андриевский Р.А. Основы порошковой металлургии. Киев: Изд-во АН УССР.,–1963.–420с.
6. Найдич Ю.В., Лавриненко И.А., Еременко В.Н. Изучение роли капиллярных явлений в процессе уплотнения при спекании в присутствии жидкой фазы // Порошковая металлургия. –1964. –№1. –С.5–11.
7. Федорченко И.М. Исследование в области активированного спекания (сообщение 1)// Порошковая металлургия.-1962.-№2.-С.27-37.
8. Бальшин М.Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна.–М.: Металлургия.–1972.–335с.
9. Итин В.И., Найбороденко Ю.С. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений / Томск.: Изд-во ТГУ.–1989.–216с.
10. Скороход В.В., Солонин С.М. Физико-металлургические основы спекания порошков.–М.: Металлургия, 1984.–159с
11. Скороход В.В., Солонин Ю.М., Уварова И.В. Химические, диффузионные и реологические процессы в технологии порошковых материалов. – Киев.: Наукова думка., – 1990. – 248 с.
12. Пинес Б.Я., Гегузин Я.Е. Самодиффузия и гетеродиффузия в неоднородных пористых телах// ЖТФ.-1953.-Т.23-№9.-С.1559-1572.
13. Еременко В.Н., Найдич Ю.В., Лавриненко И.А. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы / Киев.: Наукова думка, 1968.-с.123. 14

14. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева, том 3 книга 2 . М.: Машиностроение, 2000.
15. Федорченко И.М, Андриевский Р.А.. Основы порошковой металлургии. Изд-во АН УССР, Киев, 1963
16. Сучков А.М. Медь и ее сплавы / М: Металлургия, 1967., 248с.
17. Гурских А. В. Разработка спеченных Ti-Cu, Ti-Si катодов для ионно-плазменного нанесения наноструктурных интридных покрытий. Томск 2012г. С-67.

Приложение А

Раздел 7

Иностранный язык

Студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4АМ41	Рашитулы Есенкелди		

Консультант кафедры

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
старший преподаватель	Ажель Ю.П.			

Консультант – лингвист кафедры _____ ИЯ ФТ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
старший преподаватель	Ажель Ю.П.			

1 the Main regularities of the process of liquid-phase sintering of powder materials

1.1 Driving forces of the sintering of powder systems with interacting components

Considering the processes of sintering of multicomponent powder systems, it should be borne in mind a number of peculiarities characteristic of the process. First of all, the lowering of the free energy is determined not only by factors specific to single-component powders and heterodiffusion, contributing to the equalization of concentration in the system, but also the formation of interfacial surfaces whose energy is typically lower than the surface energy on the boundary of a substance is emptiness. The course of the sintering process is largely determined by the nature of the phase diagrams of the elements that form multi-component system. The degree of the process of alloy formation depends on the kinetics of compaction of sintered material to change its physical and mechanical properties. In contrast to the sintering of one-component systems, where diffusion processes, as a rule, contribute to the seal, heterodiffusion in multicomponent systems can lead to inhibition of the process of shrinkage. [3, 4].

The sintering of multicomponent systems can be performed in the presence of a liquid phase, and without it (solid phase sintering). The liquid phase may accompany the whole period of sintering to the end of isothermal aging or disappear after a certain time after its introduction, despite the ongoing heat [5].

Sintering of powder briquettes in the presence of a liquid phase has a number of features compared with solid phase sintering. In the case of liquid phase sintering a huge role of processes such as spreading liquid on the surface of the particles and the capillary penetration of it in the cracks and crevices between the particles, dissolution of solid phase in a liquid with subsequent solidification, and the flow of the second component from liquid to the solid phase particles [1, 6]. The sintering process is

particularly complicated when system components according to the state diagram, have a significant solubility in each other and form a eutectic mixture and intermetallic compounds. In this case, the appearance of the fluid can greatly accelerate the reaction of formation of chemical compounds and lead to abnormal changes in the volume of the briquettes [1, 4]. The role of liquid phase in sintering is huge, as it accelerates the emergence of many physical and chemical processes in the powder bodies. In fact, the actual liquid-phase sintering is of great interest to the powder metallurgy, as it allows not only to control the density of the materials obtained, but also to shape the structure, contributing to their high mechanical properties.

The liquid phase formed by melting the low-melting component or as a result of contact melting, facilitates the interaction between the individual powder particles, but only if she wets [7]. In the presence of a liquid phase significantly increases the rate of diffusion of the components makes it easier to move solid particles relative to each other. If you have a good wettability with the appearance of the liquid phase between the solid particles formed curved surface of the liquid meniscus at the capillary force tending to bring together the particles. Thus we can assume that the sintered body is under a uniform compressive pressure comprehensive. With good wetting liquid penetrates into the contact areas, substantially reducing the friction between the particles. The particles closer together and rearranged, resulting in shrinkage, the speed of which is very high. In the presence of a liquid phase, which dissolves the solid phase, intensifies its processes of diffusion mass transfer [8].

One of the essential points arising from the sintering eutectic systems is the contact melting, as a result of which in the contact zone of opposite particles formed liquid phase.

Due to contact melting, the liquid phase appears at temperatures much smaller than melting temperature fusible component [1]. The number of arising liquid phase and its rate of formation can be quite significant.

From a thermodynamic point of view, the contact melting is considered as a special case of phase transitions in systems that are state diagrams which have at least

the liquidus point. According to the Gibbs rule, equilibrium between the three phases in a binary eutectic system can only be at one temperature and at certain volumes and compositions of each phase. Temperature deviates from the melting temperature of the eutectic there is a spontaneous change process compositions and amounts of phases until, until one of the phases, and do not come to an equilibrium between the two remaining.

The main criterion for determining the direction of the process at constant temperature and pressure is the change in free energy of the system. Since the free energy of the system of two or more metals are brought into contact when the melting point of the eutectic, is very high, it should spontaneously develop processes that lead the system into a state with minimum free energy. Such processes may be formation of solid solutions due to the mutual diffusion and the appearance in the contact zone stable liquid phase, associated with the melting of solid solutions.

Thus, the process of contact melting can be divided into two stages: the first – the formation of solid solutions and their decay with the formation fluid; the second – the interaction of solid components through the layer of the liquid phase. From the point of view of thermodynamics, the driving force of the process of contact melting is caused by the difference of chemical potentials of components in adjoining solid and liquid phases. Thus the contact melting process must evolve through a transfer of the masses with certain finite velocities through the boundary between solid and liquid phases. Therefore, there must be the flow component from liquid to solid particles, i.e., to form solid solutions. And the process of contact melting (formation of a liquid phase) will continue until, until one of the solid phases. Further, the compositions of the liquid and solid phases undergo a change until then, until the chemical potentials of components are equal, and the system will not come by the balance.

View the contact melting as a process of continuous formation and melting of supersaturated solid solutions gave the chance to calculate its speed. Theoretically, the calculation allowed us to associate the velocity of the contact melting U with the solubility of the components in the solid and liquid phases and diffusion constants.

The velocity of the contact melting in this case is represented as the total velocity of an interface of liquid phase and contacting the crystals with an indefinite extent of these boundaries.

At contact melting of polycrystalline materials the formation of solid solutions and liquid phase takes place primarily at the grain boundaries. This suggests that the preferential diffusion in the solid phase is a preparatory process of the transition metal in the liquid phase. In this regard, there is a strong dependence of the rate of contact melting on the structural state of metals. The linear velocity of the contact melting of a number of metallic systems is evaluated of the order of 10-4 cm/sec. In the compressed powder mixture having initially a large number of micro-defects, pores, cracks, the velocity of the contact melting is especially great. If we neglect the structural features of powder materials and assume that the velocity of the contact melting of any system has about the procedure, it is possible to estimate the time during which the entire second component in the mixture will be able to take part in the formation of the liquid phase at temperatures above the eutectic. Regardless of the content of the second component, provided that it is located evenly in the mixture, the time of its transition into the liquid phase when the particle size of about 10 microns amounted to only about 10 seconds. Thus, sintering the pellets at temperatures above the melting point of the eutectic should lead to the rapid formation of a liquid phase. The number depends on the concentration of additives and may be negligible [1].

Many authors considered the appearance of the liquid phase as a means of obtaining a dense and durable products. First densification process in liquid-phase sintering quantitatively described Kingery. Kingery believes that full compaction of the powder sample should noticeable amount of liquid, partial solubility in it of the solid phase and complete wetting of the surface of the grains of powder the liquid phase. In this case, shrinkage is associated with three processes.

First – rearrangement of solid phase particles (viscous flow of solid-liquid mixture) due to the formation of the liquid phase and its flow within the pores. When this solid particles moving in the liquid without collapsing and the resulting liquid

fills the pores and promotes a more dense packing of particles. One of the conditions of the rearrangement is rather high porosity of the sample.

The amount of the liquid phase determines the contribution of the process of regrouping in total shrinkage. Evaluations indicated that the rearrangement should provide maximum shrinkage, provided that the volume of fluid in the briquettes is not less than 35%.

The second process is the dissolution-deposition – is associated with the dissolution of small particles in saturated liquid, since they have higher solubility in it, and deposition of the solute on large particles. This process is accompanied by the phenomenon of accommodation of the shape of the grains and seal material.

The third process – the formation of hard skeleton – develops when adjacent particles, grow together with each other, form a rigid skeleton, and their seal is already subject to the regularities of solid-phase sintering.

Naturally, to implement such a mechanism requires a number of conditions: the presence of significant quantities of liquid phase, an appreciable solubility of the solid phase in the liquid and complete wetting.

In this approach the driving force of shrinkage considered the free energy of pore surface and interphase boundaries. Considering that the establishment of close packing is associated entirely with viscous flow, Kingery recorded the kinetic equation of shrinkage in the form:

$$\frac{\Delta l}{l} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V_0} = A t^{1+y} \quad (1.1)$$

where, y – factor that determines the change of the pore geometry, is always less than unity, because the size of pores in sintering are reduced, and capillary forces increase; $\Delta l/l_0$ – linear shrinkage during sintering; (l_0 is initial linear dimension of the compact; Δl – the change in its linear dimension in the process of shrinkage); $\Delta V/V_0$

– volumetric shrinkage in sintering (V_0 – initial volume; ΔV – the volume change in the process of shrinkage); t – the time of sintering, A – constant;

The shrink process ends when capillary pressure, which pulls the particles is balanced by the compressive stress in the contact zone. Thus, the contact area of solid particles is in a stressed condition that causes the gradient of the chemical potential. Therefore, in the zones of contacts, the solubility should be greater than in other parts of the surface. Eventually the dissolved substance from the contacts is transferred by diffusion through the liquid phase and precipitated on the free surfaces, that appears as the accommodation of the particle shape.

However, as it turned out, liquid-phase sintering can be observed not only shrinkage, but also the growth of pressovac. Such an increase was previously associated exclusively with the expansion of gases in closed pores, closed during the pressing of the briquettes [9]. The modern theory of liquid phase sintering growth of pressovac gives another explanation, based on two concepts. The first concerns the driving forces of sintering of powder mixtures of interacting components. Along with the surface energy it takes into account the energy of alloy formation, as diffusion processes of alloying contribute directly to volumetric change of pressovac in sintering, causing their growth or thickening depending on the predominant direction of flow of atoms. The second concept relates to the nature of the interaction of solid metal with liquid.

The main difference between liquid phase sintering of interacting components from the solid phase is that with the advent of liquid phase due to wetting of its particles, the surface area of interaction between the components increases significantly. This circumstance dramatically accelerates the process of alloy formation [10,11], and immediately manifested the associated heat and bulk processes.

The second feature of liquid-phase sintering of two-component powder body is that the preferential direction of mass transfer at the interface of the components over time changes its sign. Diffusion of atoms from the liquid phase to the solid in the first

stage of their interaction causes an increase of the volume of component particles, forming the basis of body powder. The subsequent dissolution of solid particles in a liquid is accompanied by a decrease of their volume, the convergence of their centers as a result of capillary forces and, as a consequence, shrinkage of the powder body. In the end, after the formation of the liquid phase of the powder body during the sintering in the General case, first undergoes a growth and then shrinkage.

However, sequential stages of growth and shrinkage of the powder bodies in liquid-phase sintering must occur during the low solubility of components in liquid phase in a solid or a considerable content of liquid phase, when the saturation of the surface layer of the solid phase to the equilibrium concentration requires a limited amount of supplements, and after saturation remains a sufficient amount of the liquid phase to the solid phase particles could be dissolved in it. If the solubility in the solid phase or significant based on it are formed intermetallic compounds in the sintering process the liquid phase in the powder body may be exhausted before the surface solid phase concentration is reached, allowing it to dissolve in the liquid. In this case, the sintering process of dissolution of the solid phase in the liquid, not to mention the process of dissolution-deposition, will be absent, and the powder body should only experience growth. In such circumstances, the formation of melt in sintering can not stimulate slump, since this requires the mass transfer in the liquid phase caused by dissolution, or through it, associated with the recrystallization. In such systems the formation of melt in sintering causes only the growth of powder bodies, especially at low temperatures, when the solubility in the liquid phase are negligible, and solid – great.

The immediate cause of the growth of the particles by diffusion of atoms in them from the liquid phase is an increase in the mass of particles in conditions when the transition of the atoms in the opposite direction, from the solid phase in a liquid, is virtually absent. Additional increase of the lattice can occur by increasing its parameter due to alloying due to diffusion, or due to complete its restructuring for a new type due to the formation of the intermetallic compound. However, this increase is much smaller than that associated with the birth of new nodes. Moreover, in the

formation of a solid solution the lattice parameter of the solvent may not increase and decrease. The formation of intermetallic compound in principle can also be accompanied by a reduction of the original lattice. However, the result of unipolar diffusion the emergence of additional nodes occupied by diffusing atoms at any sign of dilatation of the lattice leads to a General increase in the volume of the solvent. Since the absolute growth in the volume of solvent due to diffusion is determined by the number of new nodes encountered in the lattice, this value depends on the total amount of the component passed into the solvent and does not depend on the nature of the distribution in this concentration, as well as of the total content of the additive in the powder body.

If the direction of mass transfer caused by slovoobrazovanie, coincides with the direction of mass transfer due to capillary action, the sintering process is activated. When the difference of directions of these types of mass transfer process will be already deactivated character.

There are several possible variants of realization of the process of alloying. They are directly connected with the direction and magnitude of mass transfer, which in turn is determined by the degree of solubility of sintered components in each other [1]. On this basis, according to theoretical approaches, developed in [1], sintered systems were classified in three categories: 1) systems with high solubility of the liquid phase in the solid and soluble solid phase to a liquid; 2) systems with large solubility of the solid phase in the liquid and a small, practically insoluble liquid phase into a solid; 3) systems with appreciable mutual solubility of as in liquid phase or solid phase.

As examples of the implementation of the mechanisms of alloy formation during liquid-phase sintering of powder materials can be considered two extreme cases: for systems with significant solubility in the solid phase of (Ti–Al) is characterized by volume growth of sintered pressovac; for systems with significant solubility in the liquid phase (Al–Cu) characteristic shrinkage of the samples after their growth. In the case of systems with a significant solubility in the liquid phase, the result will depend on the result of mass transfer between them.

Thus, in the first case, the alloy formed as a result of diffuse flux of atoms from the liquid phase in the solid, in the second case, it can be formed due to the flow of atoms from the solid phase into the liquid. The sign of the direction of diffusion flux determines the kinetics of the formation of alloy and the sign and magnitude of volumetric changes of the samples during sintering.

1.2 the Mechanism of volumetric changes of the samples during sintering with participation of a liquid phase

For the analysis of volumetric changes of pressovac in sintering there are a number of models [1, 10]. However, to predict the end result of sintering of a particular system on most models is extremely difficult due to the fact that it is necessary to use a bulky mathematical apparatus and hard-to-define physical parameters. At best simplified versions of the calculations are able only to describe the sign of volume changes in General. Therefore, a very relevant model to quantitatively predict the volumetric change of pressovac in sintering with the use of the calculations available options.

Consider a model of two-component powder body, proposed by A. P. Savitsky [1].

Because in real binary system powders in a fairly wide range of concentrations of particle components one of them is surrounded by predominantly second particles, the elementary volume of two-component powder body can serve a group of contiguous or adjacent, in varying degrees, to each other particles of arbitrary shape and arbitrary size, the Central of which is component-additive, surrounding it in a single layer particle component constituting the basis of the powder body, the free spaces between particles, interparticle pores.

This model can be applied for the qualitative explanation of the change in volume of the powder bodies in the result of diffusion interaction of the components

during sintering. Particles lost in the result of the interaction of more atoms than you get smaller. The volume of the particle component, in which the flow diffundiruet of atoms, is expected to increase due to the inception in its crystal lattice with new nodes occupied by the "excess" atoms of the second component. Therefore, the increase of the particle volume can be considered proportional to the number of atoms that moved from one grid to another, allowing you to use in calculations such macroparameter, as the concentration of the elements.

Due to the relatively dense packing of particles of the main component constituting the frame of the compressed powder body, increasing their volume occurs arch effect, whereby the volume of space occupied originally by the dopant particle and interparticle pores, grows in the same proportion that the space surrounding this particle. Around each dopant particles due to the growth of neighbouring particles, osnovno component and an arched effect in the powder body, there is tension, which deform all body powder, increasing its volume, and in the case of formation of brittle intermetallic compounds cause it to crack. Thus, in the presence of a preferential flow of atoms of the additive component into the component framework due to the arch effect of the powder body has to increase in volume regardless of whether there are any vacancy voids inside the particles of the additive or not. As a result reducing the volume of the particles of dopant and increase the amount of surrounding particles of the main component, as well as their spreading, the contact between dissimilar particles is disturbed.

But the growth of the powder body during the sintering of binary systems can be absent, if the net flux of atoms is directed from the particles of the main component in the direction of the particle additives. Such a diffusion process leads to a redistribution of material within the elementary volume of the powder body. In the limiting case, if the external particles of the main component are completely dissolved in particle-additive, and although its volume will increase, but it will be less than the total original volume of the unit cell. Since this diffusion process, the volume of each unit cell is reduced, the powder body as a whole also undergoes shrinkage.

The role of a component during sintering of a binary system are usually easy to identify by its state diagram. Unipolar solubility of one element in another in the solid state indicates the existence of a pronounced unipolarity diffusion flux of atoms during sintering system towards the component–solvent. Therefore, body powder, which is the basis of solvent, in sintering, reduce the amount of shrinkage in comparison with a pure metal or even grow, while the body powder on the basis of the soluble component, on the contrary, increase the degree of shrinkage. In sintering the metals with an unlimited solubility in each other the preferential direction of diffusion flow of atoms in the sintering process in the direction of one component of diffusion is determined by the ratio of the evaporation heat and thus the melting point [12].

Model body powder, sintered with the participation of the liquid phase should be a natural extension of the model of two-component powder body is sintered in the solid phase due to the transition of one component in a liquid state.

Since the direction and magnitude of mass transfer due to slovoobrazovanie, is determined by the degree of solubility of sintered components in each other, then one can restrict the consideration of models for systems of three basic types of interaction of components of the four possible: 1) the component of the liquid phase has a greater solubility in the solid, whereas the solid phase is slightly soluble in the liquid; 2) the solid phase is soluble in the liquid, and the component of the liquid phase practically insoluble in the solid; 3) the sintered components have an appreciable mutual solubility in solid and liquid phases.

Traditionally, the process of liquid-phase sintering was considered as occurring in three stages phenomenon [13], each of which is characterized by its speed of volumetric changes – rearrangement, dissolution – deposition and sintering of the frame. The driving force of this process is the desire body powder to minimize its surface energy. However, in the case of a system with interacting components is that the stored energy of the alloy formation at 2–3 orders of magnitude greater than the surface and, therefore, that the mechanism of its implementation will determine the magnitude and direction volumetric changes, have endured sintered body [1]. This

feature of systems with interacting components is well understood by many researchers, therefore, proposed models of the sintering of powder bodies was considered primarily volumetric changes due to diffusion slovoobrazovanie [12]. The disadvantages of most of the models were primarily restrictions on the concentration of the alloying component and the neglect of the important element of the structure of the powder bodies – since. Such models allow the solution of diffusion problems was rather accurately describe the processes occurring within the boundaries of the elementary cell "particle–melt", but do not allow to correctly apply the obtained results to the powder body as a whole. From this point of view, the model proposed in [1] is devoid of these disadvantages and allows to perform bulk changes, suffer powder body in the process of diffusion alloying.

In [1] obtained the analytical dependence (1.2) of ultimate porosity Π of two-component powder body facing liquid-phase sintering only the growth, from his initial porosity:

$$\Pi = \Pi_0 + C(1 - \Pi_0) \quad (1.2)$$

where Π_0 is – initial porosity of the compact, C – relative atomic concentration of the component of the liquid phase, absorbed solid.

She refers to the case when the added component as a result of diffusion forms solid solutions or intermetallics on the principle of substitution. In this case the following assumptions are made:

1. The metal forming the melt, soluble in solid phase or forms when interacting with her intermetallics.
2. The solubility of the solid phase in the liquid is small. This condition, like the previous one, usually realized at low temperatures of sintering.

3. The liquid phase resulting from the melting or low-melting component of the contact melting, well spread out, wetting the entire surface of the particles of the solid phase.

4. Due to the formation of the liquid phase and its interaction with the solid particles of the solid phase remain in place. In fact, this condition means the absence of phenomena of rearrangement.

5. Due to diffusion from the liquid phase change in solid particle size, and their shape remains unchanged.

6. Shrinkage due to the mechanism of solid-phase sintering is negligible (low temperature sintering).

7. All the pores in the powder body are open, so the influence of gases on growth is missing.

Assumptions 4 and 5 are of crucial importance, since the shape of the particles after the interaction with the melt and lack of rearrangement mean that there is a geometrical similarity of the whole structure of a powder body formed by the major component, in the initial state and after sintering, including the form of the interparticle pores and the space of the first additive particles. These assumptions allow us to describe the volumetric growth of pressovac liquid-phase sintering.

From the formula (1.2) shows that under these assumptions the final porosity of the powder body does not depend on the phase transformations or changes of the lattice parameter which occur in the solid phase by diffusion from the melt, because the change of volume of the condensed phase, due to the mixing of the components, not included in this formula. Thus, the change of the specific volume of the solid phase in sintering effect on the porosity of the powder body, but only on the density of the material, obtained by sintering.

The analytical dependence of the final porosity of two-component powder body facing liquid-phase sintering shrinkage only, from its initial porosity Π_0 , the atomic proportion of the additive forming a melt, C , an atomic concentration dissolved in the liquid component of the solid phase of CL can be represented as follows [1]:

$$\Pi = \Pi_0 - \frac{CC_L}{1-C-C_L}(1-\Pi_0) \quad (1.3)$$

It is obtained with simplifying assumptions:

1. The solubility of the metal forming the melt, in the solid phase is small, and when interacting with her it does not form intermetallic compounds.
2. The solid phase is soluble in the melt. This condition, like the previous one, in many binary systems is implemented at high temperatures of sintering.
3. The liquid phase arising from melting or low-melting component of the contact melting, spreads good powder for the body, covering the entire surface of the particles of the second phase. In addition, each particle is dissolved over the entire surface evenly, retains the original form.
4. Shrinkage occurs only in the presence of a liquid phase by reducing the particle size of the second phase when dissolved, the rapprochement of their centers under the influence of capillary forces and wicking of the melt at interparticle pores.
5. The rearrangement of particles associated with the change of location of the particles relative to each other, is missing.

Thus, the dependence of the final porosity of the powder body of a two-component mixture, sintered in the presence of a liquid phase, from the initial porosity, can be represented as a linear dependence. An increase in either parameter leads equally to the reduction of porosity of sintered material. Therefore, to realize shrinkage of a given magnitude at relatively low solubility of the solid phase in a liquid requires a substantial amount of melt in the powder body at the beginning of the sintering, whereas when the visible solubility can be limited to a small amount of additive forms a liquid phase.