

РЕФЕРАТ

Выпускная квалификационная работа состоит 110 страниц, 50 рисунка, 32 таблиц, 1 приложения, 25 источника литератур.

Ключевые слова: жидкофазное спекание, объемные изменения, одноосное сжатие, эволюция микроструктуры, объемная ковка.

Объектом исследования является порошковая система на основе алюминиевой бронзы, с добавлением олова и свинца, в качестве третьего легирующего компонента.

Целью данной диссертационной работы является изучение особенностей формирования структуры и свойств, при спекании порошковой системы медь-алюминий с добавками свинца и олова, в зависимости от температуры.

В результате работы были исследованы два состава на основе Cu-Al, в разных концентрациях: Cu-7вес%Al и Cu-12вес%Al., с добавлением от 10 до 50% третьего легирующего компонента, олово или свинец. Спекались в вакуумной электропечи СНВЭ-1.3.1/16 в пределах температур $T=600-1000^{\circ}\text{C}$.

В результате исследований описаны объемные изменения, структурные особенности и анализ твердости спеченных материалов. Были определены поведения спеченных материалов при жидкофазном спекании с взаимодействующими и невзаимодействующими компонентами. Исходя из полученных результатов был определен оптимальный состав и температура спекания, для последующей термомеханической обработки в условиях интенсивной деформации.

В качестве метода пластической деформаций был выбран метод объемная ковка, меняя в каждом проходе ось деформаций. В результате деформаций существенно увеличилась микротвердость сплавов, и почти вдвое уменьшилось размер зёрен.

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

Оглавление

Введение	9
Цель работы	12
1. Обзор литературы	14
1.1 Алюминиевая бронза	14
1.1.1 Влияния алюминия на свойство меди	15
1.1.2 Влияния свинца на свойство меди	16
1.1.3 Влияния олова на свойство меди	16
1.2 Жидкофазное спекание	17
1.2.1 Жидкофазное спекание системы Cu-Al	20
1.3 Метод интенсивной деформаций	21
1.3.1 Объемная ковка	22
2. Материалы, методика исследования и оборудование	24
2.1 Материалы	24
2.2 Методика исследования и оборудование	25
3. Результаты исследования	32
3.1 Результаты исследования после спекания	35
3.1.1 Объемные изменения, механические свойства и структура системы Cu-Al	35
3.1.2 Объемные изменения, механические свойства и структура системы Cu-Al-Sn	39
3.1.3 Объемные изменения, механические свойства и структура системы Cu-Al-Pb	42
3.2 Объемная ковка	50
3.2.1 Объемная ковка системы Cu-Al	50
3.2.2 Объемная ковка системы Cu-Al-Sn	54
3.2.3 Объемная ковка системы Cu-Al-Pb	54

4. Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение	58
5. Социальная ответственность	74
Выводы	94
Список публикаций студента	95
Список использованных источников	96
Приложение А	98

Введение

Порошковая металлургия является одним из перспективно развивающихся направлений современного производства. С помощью порошковой металлургии были заметно упрочнены технологические процессы изготовления деталей. Но одним из недостатков порошковой металлургии является низкие механические физико-механические свойства получаемых сплавов. Хотя антифрикционные свойства получаемых сплавов являются высокими, прочность характеристики сплавов получаемых методом порошковой металлургии не всегда оказывается достаточным.

Антифрикционные материалы и сплавы изготавливаются методом порошковой металлургии. Сплавы на основе меди, прежде всего алюминиевые бронзы, по прочности, жаростойкости, коррозионной стойкости превосходят оловянистые. При использовании в качестве антифрикционных материалов по своей надежности и долговечности могут превосходить другие медные сплавы.

Недостатком при жидкофазном спекании алюминиевой бронзы является увеличение размеров изделий при спекании. Приложение нагрузки к изделиям из алюминиевой бронзы позволяет подавлять их объемный рост, но при этом усложняется технологический процесс спекания, увеличивается его стоимость, а изделия 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 спеченной алюминиевой бронзы, и создания спеченной алюминиевой бронзы которая сохраняет свой объем, в основном

прибегают к дополнительному легированию третьими компонентами типа железа, никеля, марганца, олова, свинца и др., которые препятствуют изменению объема. 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 [1].

Цель работы

Алюминиевая бронза как литая, так и порошковая является широко известным антифрикционным материалом. Однако применение нашли только низколегированные сплавы, в концентраций алюминия до 10вес % [2].

В настоящее время практически достигнут предел повышения свойств традиционно применяемых бронз. Поэтому следует обратить внимание на сплавы с более высоким содержанием алюминия.

Высоколегированные сплавы не применяются из-за повышенной хрупкости, но они демонстрируют высокие антифрикционные свойства [1,4].

Таким образом, исследование возможности повышения механических свойств алюминиевых 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 алюминиевую бронзу можно регулировать объемные изменения, изменять физико-механические свойства [1,4]. В частности добавление железа в бронзу повышает прочность, как в литых, так и в спеченных сплавах [1,5]. При легировании меди оловом, в начале образуется пластичный и достаточно прочный α -твердый раствор, а затем появляются другие фазы, вначале упрочняющие сплав, а затем резко снижающие прочностные характеристики. Влияние олова на механические свойства меди аналогично влиянию цинка, но проявляется более резко. При 5% олова в меди пластичность резко падает [5]. Сплавы, имеющие структуру α -твердого раствора, легко обрабатываются давлением. Легирование свинца в медь повышает антифрикционные свойства. При горячей обработке давлением медь под действием свинца легко разрушается, поэтому свинец является весьма вредной примесью [8].

Целью данной исследовательской работы является: изучение особенностей формирования структуры и свойств при спекании порошковой системы медь-алюминий с добавками свинца и олова в зависимости от температуры.

В связи с целями исследования были поставлены следующие задачи:

1. Проанализировать объёмные изменения порошковых систем на основе алюминиевой бронзы с добавлением олова и свинца, при жидкофазном спеканий;
2. Провести анализ на твердости полученных порошковых сплавов;
3. Выявление оптимального состава для последующей термомеханической обработки в условиях интенсивной деформации (объемнойковки).

1. Обзор литературы

1.1 Алюминиевая бронза

Литые алюминиевые бронзы находят достаточно широкое применение в промышленности для изготовления деталей фрикционного, конструкционного и других назначений. По прочности, жаростойкости, коррозионной стойкости и сопротивлению окислению алюминиевые бронзы превосходят оловянистые. При эксплуатации в качестве антифрикционных материалов по своей надежности, несущей способности и долговечности они могут превосходить другие медные сплавы [10,18].

В порошковой металлургии алюминиевые бронзы, содержащие иногда кроме алюминия и другие добавки, также известны. Они получают путем прессования смесей порошков и последующего спекания, двукратным прессованием и спеканием либо прессованием и спеканием под давлением.

Спеченная алюминиевая бронза может быть использована в приборостроении для изготовления слабонагруженных коррозионно-стойких деталей конструкционного назначения. При этом технология прессования и спекания этого материала фактически ничем не отличается от принятой в промышленности технологии получения спеченной оловянистой бронзы [11].

Недостатком порошковых алюминиевых бронз, является увеличение размеров изделий при спекании, обусловленное диффузией алюминия в частицы меди. Приложение нагрузки к изделиям из алюминиевой бронзы в процессе спекания позволяет подавлять их объемный рост, но при этом усложняется технологический процесс спекания, увеличивается стоимость, а изделия могут быть получены лишь простой формы. Поэтому создание спеченной алюминиевой бронзы, изделия из которой сохраняли бы стабильность размеров при спекании, является важной задачей, имеющей практическое значение.

Одним из вариантов решения данной проблемы, является легирование алюминиевой бронзы дополнительными компонентами, которые сводили бы

объемные изменения к минимуму.

1.1.1 Влияние алюминия на свойства меди

В стандартных марках технической меди не встречается и попадает в нее лишь случайно при использовании вторичных металлов. На механические свойства меди и обработку давлением алюминии заметного влияния не оказывает, но зато повышает коррозионную стойкость ее и, в частности, резко уменьшает окисляемость при нормальной и повышенной температурах [5].

Отрицательное действие алюминии оказывает на медь при пайке и лужении; он также сильно понижает ее электропроводность и теплопроводность.

Снижает жидкотекучесть, плотность и механические свойства алюминиевой бронзы [9].

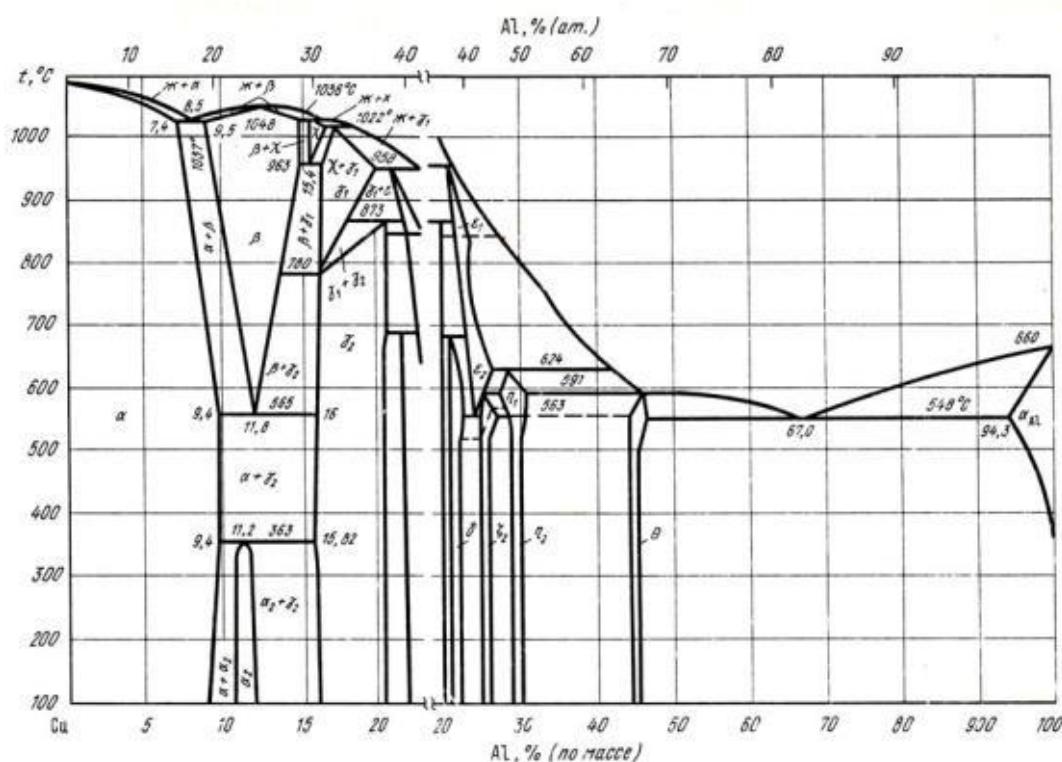


Рис.1.1 Диаграмма состояния медь-алюминий

1.1.2 Влияние свинца на свойства меди

Свинец практически не растворяется в меди в твердом состоянии. Свинец не оказывает заметного влияния на электропроводность и теплопроводность меди, но значительно улучшает ее обрабатываемость резанием. В алюминиевых бронзах свинец снижает механические свойства, но повышает антифрикционные [8].

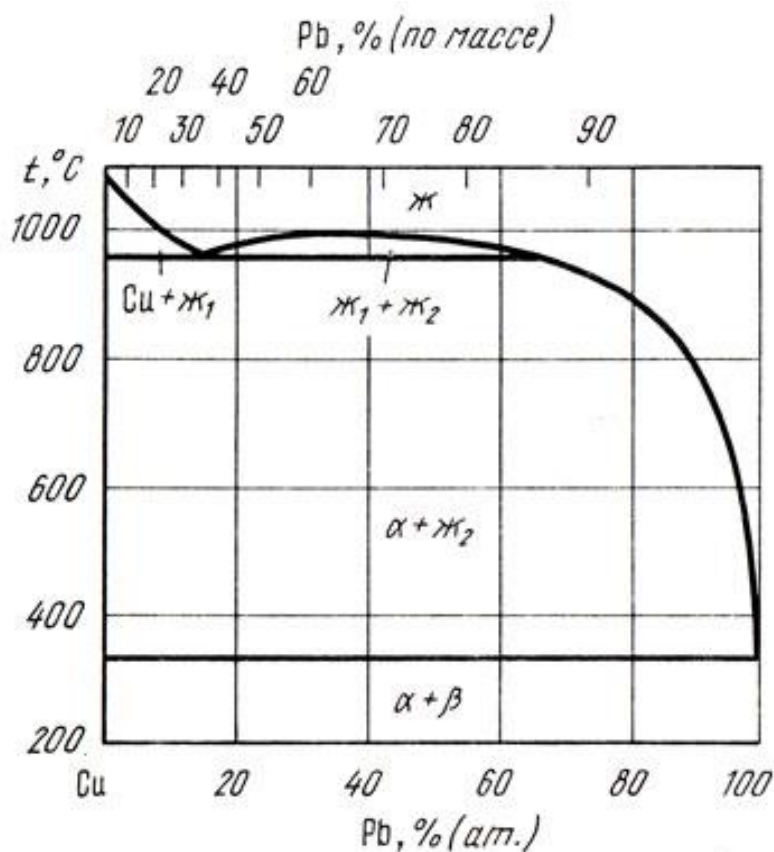


Рис.1.2 Диаграмма состояния медь-свинец

1.1.3 Влияние олова на свойство меди

Олово обладает высокой растворимостью в твердой меди. Предельная растворимость олова при эвтектической температуре 568 С составляет 15,8%.

В бронзах снижает относительное удлинение, ударную вязкость и уменьшает плотность. Повышает коррозионную стойкость и антифрикционные свойства [5,8].

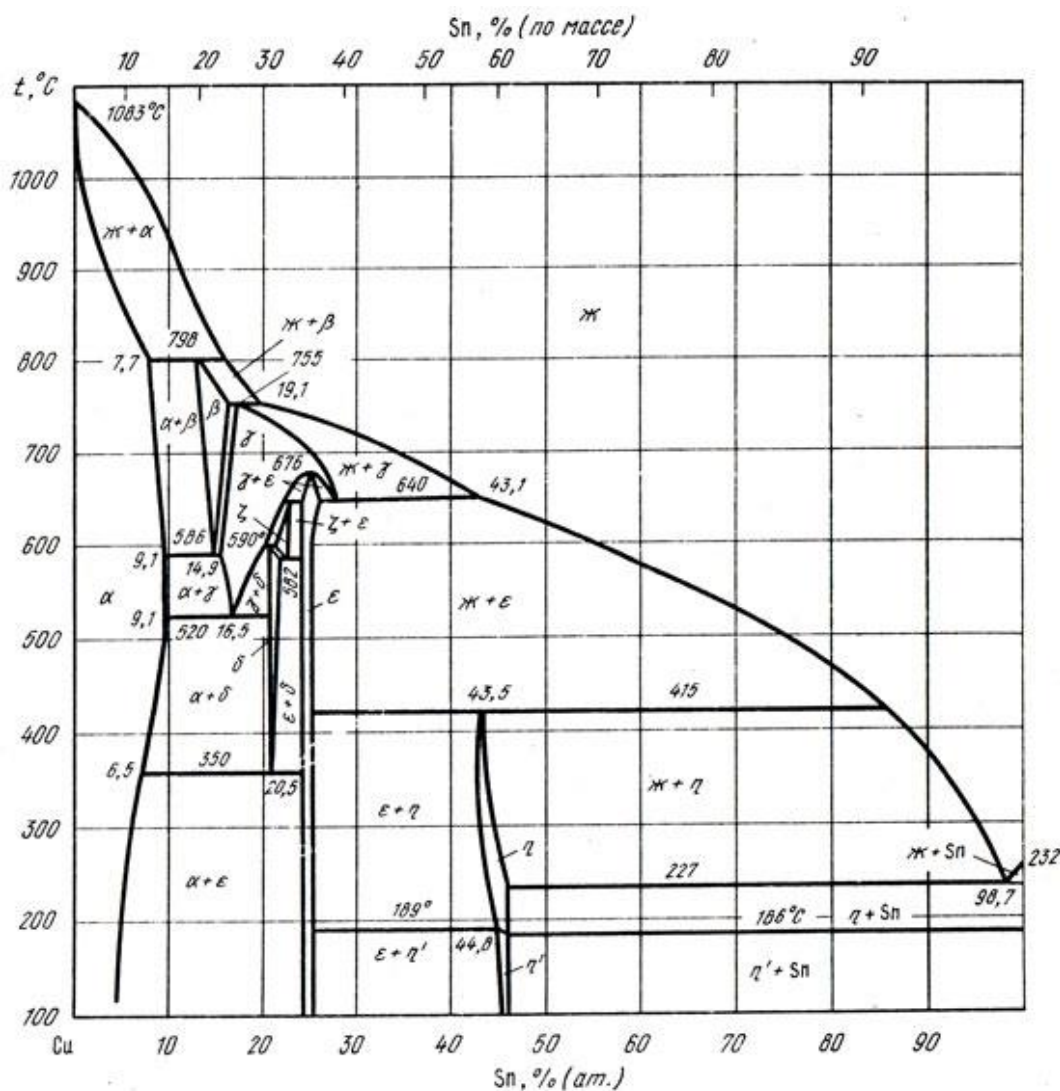


Рис. 1.3 Диаграмма состояния медь-олово

1.2 Жидкофазное спекание

Особое место в науке о спекании занимает проблема спекания порошковых тел в присутствии жидкой фазы. Дело в том, что большинство материалов, изготавливаемых методом прессования с последующим спеканием, кроме основного компонента, содержат легирующие добавки, вводимые заранее в основной компонент при изготовлении порошков сплавов или смешиванием элементарных порошков. Вследствие плавления добавок, их контактного плавления между собой или в паре с основным компонентом, а также в результате оплавления частиц сплава при нагреве в интервале температур твердожидкого состояния, спекание таких порошковых тел обычно сопровождается образованием жидкой фазы [12]. Методом спекания

в присутствии жидкой фазы в настоящее время производится 90 % по объему спеченных металлических материалов. основная часть твердых сплавов и значительная доля керамических материалов [13].

В отличие от невзаимодействующих систем, процессы жидкофазного спекания систем с взаимодействующими компонентами освещены в литературе явно недостаточно. Причина сложившейся ситуации состоит в том, что принципы, на которых строилась существующая теория жидкофазного спекания, полностью исчерпали себя и уже не отвечают требованиям, предъявляемым сегодня практикой к науке о спекании. Чтобы получить новые результаты, которые бы существенно продвигали развитие теории и дали возможность математически описать объемные изменения порошковых тел при жидкофазном спекании, необходимы принципиально новые идеи и нетрадиционные подходы [13].

Основным пробелом в существующих представлениях о жидкофазном спекании взаимодействующих систем следует считать слабое внимание к явлению сплавообразования при спекании. Если процессы диффузионного сплавообразования при твердофазном спекании двухкомпонентных порошковых смесей достаточно подробно исследованы еще в 50-х годах Б. Я. Пинесом [14], Я. Е. Гегузиным [15], а количественное их описание дано в работах А. И. Райченко [13,16] и других авторов, то роль этих процессов при жидкофазном спекании исследована весьма слабо. Связано это в первую очередь с тем, что теория диффузионного взаимодействия твердой и жидкой фаз пока не разработана. Во всяком случае, исторически сложилось так, что большая часть научных исследований, которые явились основой для создания современной трех стадийной теории жидкофазного спекания, была выполнена на системах с незначительной растворимостью жидкой фазы в твердой. Ограниченность сформировавшихся в результате этого представлений состоит в том, что они мало применимы к системам, обладающим высокой растворимостью в твердой фазе, а также к системам с интерметаллидами. В частности, такие взаимодействующие системы

обнаруживают в основном не усадку порошковых тел, а рост, что противоречит обычному представлению о неизбежном возникновении усадки вследствие перегруппировки частиц твердой фазы при появлении расплава [12].

Другим существенным недостатком ранних теорий жидкофазного спекания в применении к системам с взаимодействующими компонентами, которого не избежали и работы по твердофазному спеканию порошковых смесей, является отсутствие корректных представлений о движущих силах процесса спекания таких систем. Устоявшийся подход ориентирован главным образом на изменение поверхностной энергии по аналогии описания процесса спекания чистых металлов или готовых сплавов. Не отрицая значения этого фактора, следует признать недостаточность такого подхода. В трех стадийной теории жидкофазного спекания она проявляется в том, что процесс объемных изменений порошковых тел на любой стадии связывается только с действием сил поверхностного натяжения. Поэтому в ней нет места ни явлению роста, ни явлению активированного жидкофазного спекания. Кроме того, узость такого подхода проявляется в том, что природу явления роста часто пытаются также связать только с процессами смачивания и проникновения жидкой фазы в контакты между частицами, под окисную пленку, в границы зерен, т. е. руководствуясь опять же только представлением о понижении поверхностной энергии. И то, что активированное спекание с участием жидкой фазы выпадает из общих представлений о жидкофазном спекании и обычно рассматривается как уникальное явление, также свидетельствует об ограниченности сложившегося подхода, не позволяющего с точки зрения поверхностной энергии дать единую классификацию всем спекаемым системам, с тем, чтобы поведение каждой из них, в том числе способных к активированному спеканию, находило в ней свое место [13].

1.2.1 Жидкофазное спекание системы Cu-Al

Исследования процессов жидкофазного спекания порошковых тел из смесей компонентов, отличающихся высокой растворимостью в твердой и жидкой фазах, проведен на систему медь-алюминий. Эта система обнаруживает экзотермичность при спекании.

Особенности жидкофазного спекания систем медь-алюминий, в том числе в режиме горения, а также механические свойства спеченных материалов исследованы авторами [13]. Высказано два основных предположения о причинах увеличения объема порошковых тел системы медь-алюминий при жидкофазном спекании:

- Диффузия алюминия в медь;
- Образование интерметаллидных фаз с иным, чем у матрицы, удельным объемом;

При жидкофазном спекании порошковых тел с взаимодействующими компонентами (Cu-Al), следует ожидать рост прессовок [13]. Величина этого роста, объясняется диффузией жидкого алюминия в твердые частицы меди, связана с количеством протиффндровавшего алюминия в частицы твердой фазы. Наряду с ростом можно ожидать и усадку образцов, которая объясняется перегруппировкой частиц меди в присутствии жидкой фазы. Ряд факторов сопровождающих спекание реальных тел, таких как продолжительность и температура спекания, наличие окислов и тесных контактов между частицами меди, затрудняющих полное смачивание этих частиц и других, в данной модели не учитываются [1]. Кроме того, на границе взаимодействующих фаз всегда образуется диффузионная зона со значительным градиентом концентраций. Это обстоятельство может привести к тому, что на границе раздела может зародиться промежуточные фазы, наличие которых оказывает существенное влияние на кинетику процессов сплавообразования и, следовательно, на динамику объемных изменений спекаемого тела. Если промежуточная фаза образуется со значительным тепловым эффектом (выделением теплоты), то это приводит к

активации диффузионных процессов сплавообразования [13]. Таким образом, при создании новых порошковых сплавов на основе меди, сложность процесса спекания заставляет всесторонне изучить особенности данного процесса, особенно в случае систем из взаимодействующих компонентов. При этом анализ экспериментальных результатов и количественные оценки наблюдаемых эффектов важно проводить на основе последних достижений теории спекания.

Из сказанного следует, что механизм объемных изменений порошковых тел, выбранных для исследования систем, фактически не установлен, хотя и высказано, какие промежуточные фазы при каких условиях спекания возникают [3,13].

1.3 Методы интенсивной деформаций

Традиционные процессы пластической деформации, такие, как прокатка, волочение, прессование, ковка и др., не обеспечивают эффективного решения задач структурообразования [20]. Параметры напряженного и деформированного состояний в этих процессах характеризуются значительной неоднородностью их распределения, определяемой геометрическими факторами очага деформации и контактным трением. Из-за неоднородности состояния ресурс пластичности в значительной степени исчерпывается непосредственно в процессе деформации, вследствие чего обработанные материалы обладают низкой пластичностью, а эффекты деформации реализуются лишь частично. Возможность достижения высокой интенсивности деформаций связана с многократным уменьшением поперечных размеров обрабатываемых изделий, что, в свою очередь, приводит к значительным давлениям обработки и проблематичности получения экстремальных свойств в достаточно больших сечениях [21].

Недостатки традиционных процессов обработки стимулируют поиск и разработку новых схем пластического деформирования, позволяющих более

полно реализовать возможности пластической деформации как одного из наиболее эффективных средств формирования структуры металлов и сплавов.

Наиболее значительно проработать структуру позволяют методы интенсивной пластической деформации (ИПД). К данным методам относятся: деформация кручением под высоким давлением, равноканальное угловое прессование (РКУП) и объемная ковка (ОК) т.д..

С помощью указанных способов можно получать структуры с размером зерна до нанопорядка [9]. Вышеуказанные методы применимы как для литых, так и для порошковых материалов. В частности с помощью РКУП был получен беспористый мелкозернистый порошковый материал минуя стадию спекания [20].

Однако при всех положительных качествах технология РКУП обладают несколькими существенными недостатками:

- для них требуется довольно сложное оборудование
- возможно обрабатывать заготовки только незначительных размеров.

С целью избавления от выше указанных недостатков был предложен метод модифицированной объемнойковки, заключающейся во всесторонней осадке с переменной осью деформирования в свободных условиях.

Данная технология позволяет:

1. Минимизировать количество применяемого оборудования
2. Обрабатывать заготовки больших размеров

1.3.1 Объемная ковка

Схема объемнойковки рис.1.4 основана на использовании многократного повторения операций свободнойковки: осадка-протяжка со сменой оси прилагаемого деформирующего усилия [9]. Одноосность деформации в данной технологической схеме по сравнению с РКУ-прессованием или кручением ниже. Однако данный способ позволяет

получать наноструктурное состояние в достаточно хрупких материалах, поскольку обработку начинают с повышенных температур и обеспечиваются небольшие удельные нагрузки на инструмент. Например, выбор соответствующих температурно-скоростных условий деформации позволил добиться получения очень мелких зерен размером около 100 нм [20].

Принцип ОК заключается в проведении операций свободной ковки за несколько проходов с изменением в каждом проходе направления оси приложения нагрузки: $x \rightarrow y \rightarrow z \rightarrow x \rightarrow \dots$ и т.д. [9]. Поскольку заготовка практически не изменяет свою форму и размеры при ВК, большие деформации могут быть накоплены в процессе указанной выше обработки. Вместе с тем, использование схемы ВК может быть важным не только с точки зрения достижения больших степеней деформации обрабатываемой заготовки, но и для обеспечения специфического деформационного пути, благоприятного для измельчения зерновой структуры [21]. К сожалению, в настоящее время влияние схемы обработки на измельчении зерен при ОК недостаточно полно описано в литературе.

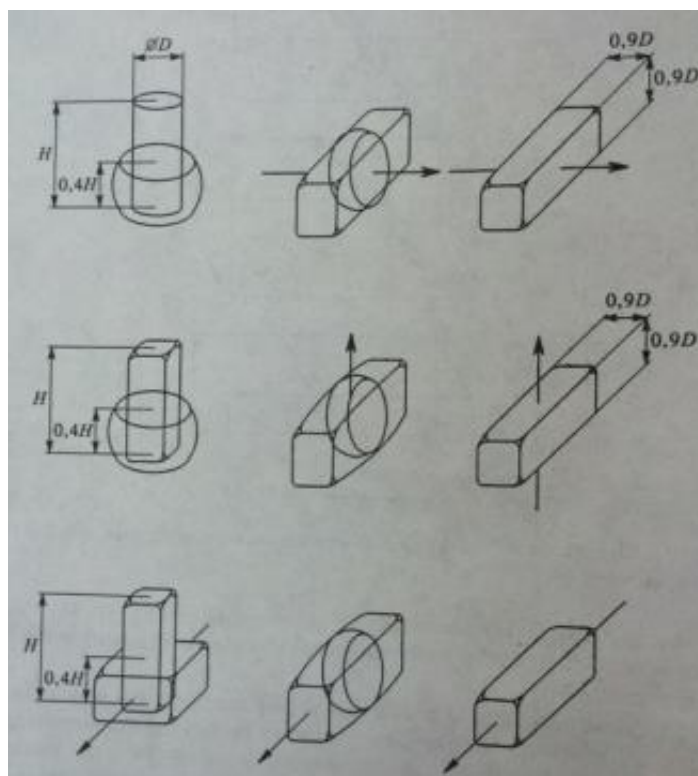


Рис.1.4 Технологическая схема объемной ковки

Таким образом, к настоящему времени методы ИПД получили активное развитие как способы, предназначенные для получения наноструктур в массовых образцах из различных металлов и сплавов. Тем не менее вопрос о получении массивных заготовок большого размера и более однородных по микроструктуре остается весьма актуальным.

2. Материалы, методика исследования и оборудование

2.1 Материалы

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

- меди марки ПМС-1А (ГОСТ 4960–75);
- алюминия марки ПА-4 (ГОСТ 6058–74;)
- свинца ПСА (ГОСТ 3778-98);
- олово ПО1 (ГОСТ 9723-73).

В основу исследуемых смесей составлял порошок меди марки ПМС-1 (ГОСТ 4960–75) (порошок стабилизированный) с размером частиц 60-90 мкм. Порошок медный ПМС-1 получают при помощи технологии электролитического осаждения в процессе обработки сернокислого раствора сульфата меди. 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 [1]. 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.

В качестве основного легирующего компонента меди в данной работе использовался порошок алюминия марки ПА-4 (ГОСТ 6058–74) с размером частиц 60-90 мкм. Порошки получают пульверизацией расплавленного первичного алюминия или его отходов и последующим рассевом на фракции. Алюминиевый порошок типа ПА изготавливается из первичного алюминия. Порошки алюминия в процессе распыления и переработки вступают в контакт с водой и воздухом, влажность которого может меняться в широких пределах. Высокорастворимая поверхность порошков обуславливает особое состояние поверхностных слоев. С увеличением дисперсности в их оксидном слое возрастает концентрация активных центров, наличие которых способствует адсорбции газов на поверхности частиц и в первую очередь – паров воды. Содержание воды в промышленных алюминиевых порошках не постоянно, а колеблется от партии к партии и по данным термического анализа может достигать 0,5 % по массе.

В качестве добавочного компонента алюминиевой бронзы в данной работе использовались порошки свинца ПСА (ГОСТ 3778-98) и олово ПО1 (ГОСТ 9723-73). Свинцовый порошок изготавливается из свинца марки С2 По ГОСТ 3778-98, распылением под высоким давлением. Оловянный порошок изготавливается из олова марок О1 и О2 по ГОСТ 860-75, распылением под высоким давлением.

2.2 Методика исследования и оборудование

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

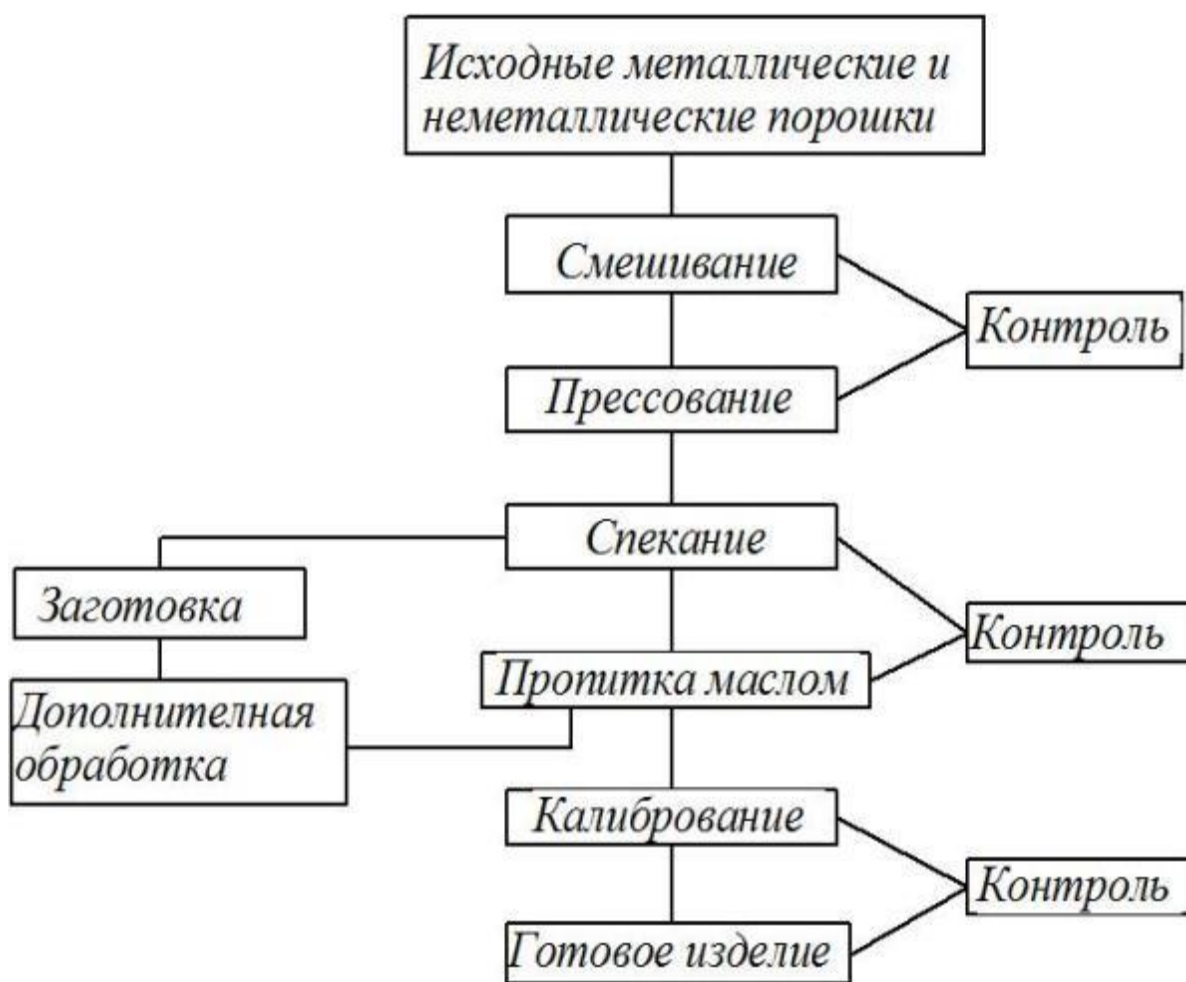


Рис.2.1 Порядок выполнения эксперимента

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

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

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:

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

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, {г/см³}: Cu - 8.94; Al - 2.69;

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 цилиндра диаметром и высотой до 10мм.

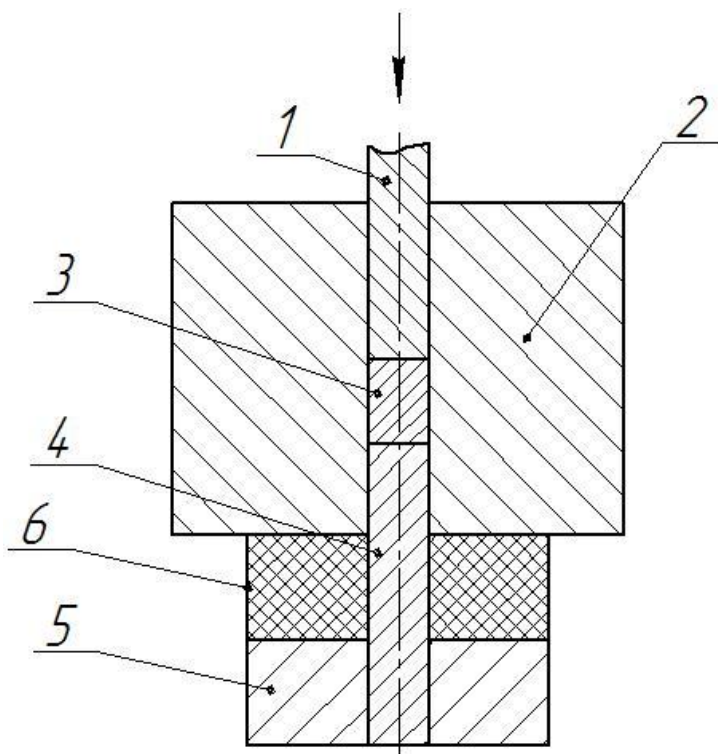


Рис.2.2 Прессование образцов

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

Объем прессовок после спекания находили с помощью измерительного прибора «Микрометр», с точностью до 0,01 мм. Массу прессовок определяли 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.

Пористость цилиндрических прессовок составляла от 10 до 50 %.

Спекание образцов. Сырые прессовки спекали в вакууме при давлении не выше 10^{-1} Па в электропечи СНВЭ-1.3.1/16 (рис. 2.3) в диапазоне температур от 600 до 1000 °С, время выдержки при заданной температуре составляло 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:

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

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



Рис.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 (ν). Режимы на каждом этапе подробно описаны в табл. 2.1.

Для более контрастного выделения структурных элементов при проведении металлографического исследования шлифы подвергались химическому травлению.

Режимы на этапах изготовления металлографических шлифов Таблица 2.1

№ 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

Для более контрастного выделения структурных элементов при проведении металлографического исследования шлифы подвергались химическому травлению.

Травление. Исследуемые образцы обладали некоторой пористостью, состав и температура спекания для каждого образца отдельное и соответственно фазовый состав разный, то при выборе химического травления и полировки остановились на максимально тонком режиме. Промывали после травления в проточной воде. Выбранный способ объясняется тем, что в спеченных сплавах имеются поры, которые способствуют более глубокому проникновению химического травителя. Затем в образце могут вызвать значительное перетравление.

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 HCl, 15 мл HCl, 60 мл вод); 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.

Металлографические шлифы были сделаны и сняты на оборудовании

Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН (AXIOVERT-200MAT)
рис 2.4.



а)



б)

Рис. 2.4 Применяемые оборудования для микроскопического анализа
а - шлифовально-полировального станка ATMSaphir 520; б -
AXIOVERT-200MAT

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 рис.2.5 (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)

Рис.2.5 Оборудования для определение твердости

а – микротвердомер ПМТ-3; б – твердомер марки 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.

3. Результаты исследования

В процессе работы проводилось исследования поведения механических свойств и объёмных изменений спеченной алюминиевой бронзы трех составов:

- 1) Медь-алюминий (Cu-Al)
- 2) Медь-алюминий- олово (Cu-Al-Sn);
- 3) Медь-алюминий-свинец (Cu-Al-Pb).

Из каждого состава исследовали по двум весовым содержанием алюминия : +7вес%; +12 вес%. Температура спекание в пределах температур 700-1050°C. Как видно по диаграмме состояния системы Cu-Al, при выборе 7вес% Al попадаем в область твердых растворов на основе меди (α -фаза). С понижением температуры растворимость алюминия в меди повышается. При температурах 1037; 900; 800; 700; 500 °C составляет 7,4; 7,8; 8,2; 8,8; 9,4% (по массе) Al соответственно. Фаза α имеет ГЦК решетку, аналогичную решетке чистой меди. Фаза β представляет собой твердый раствор на основе соединения Cu_3Al [12,44% (по массе) Al]. В сплавах β -области в зависимости от термообработки и условий охлаждения могут наблюдаться две метастабильные промежуточные фазы: β' и β . И посмотреть какие свойства, изменение объема имеет образец при попаданий на двухфазную область ($\alpha + \beta$).

По вышеуказанным формулам 2.1 вычислили весовое и атомное содержание компонентов. Общая масса заготовки была 50гр. И добавили от 10 до 50 весовых % третьего компонента (свинец или олово). Все данные приведены в таблице 3.3 – 3.6.

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

Таблица 3.1

Элементы	$\text{Al}_{26.98154}^{13}$	$\text{Cu}_{63.546}^{29}$	$\text{Pb}_{207.19}^{82}$	$\text{Sn}_{118.69}^{50}$
Плотность	$2,7 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$8,9 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$11.34 \frac{\text{кг}}{\text{см}^3}$	$7.31 \frac{\text{кг}}{\text{см}^3}$

По формуле 2.1 рассчитываем процентное весовые содержания каждого компонента:

$$24\text{ат\%}: C_a = \frac{A_a a}{A_a a + B_b b} * 100\% = \frac{26,98154 * 24}{26,98154 * 24 + 63,546 * 76} * 100\% = 12\text{вес\%}$$

$$15\text{ат\%}: C_a = \frac{A_a a}{A_a a + B_b b} * 100\% = \frac{26,98154 * 15}{26,98154 * 15 + 63,546 * 85} * 100\% = 7\text{вес\%}$$

Для системы Cu-Al вычитали содержания компонентов и

теоретическую плотность, которые приведены в таблице 3.2:

Таблица 3.2

Номер смеси	№1	№2
Алюминий в меди, вес%	+7вес%Al	+12вес%Al
Теор. плотность	$7,69 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$	$6,98 \frac{\text{гр}}{\text{см}^3}$

При выполнении работы исследовали 6 видов смесей, с разными концентрациями:

Смесь №1: Cu+7вес%Al;

Смесь №2: Cu+12вес%Al;

Смесь №3: Cu+7вес%Al+(10...50)вес%Sn;

Смесь №4: Cu+12вес%Al+(10...50)вес%Sn;

Смесь №5: Cu+7вес%Al+(10...50)вес%Pb;

Смесь №6: Cu+12вес%Al+(10...50)вес%Pb.

Используя теоретические плотности для 7% и 12%Al в Cu, по формуле 2.1 рассчитали теоретические плотности с третьим легирующим компонентом. В таблице 3.3 и в таблице 3.4 представлено теоретические плотности для двух смесей в разных процентных содержаниях олова:

Теоретическая плотность для смеси №4 таблица 3.3

Количества свинца	+10%Sn	+20%Sn	+30%Sn	+40%Sn	+50%Sn
$\rho_{\text{теор}}$	7.01	7.04	7.07	7.1	7.14

Теоретическая плотность для смеси №3 таблица 3.4

Количества свинца	+10%Sn	+20%Sn	+30%Sn	+40%Sn	+50%Sn
$\rho_{\text{теор}}$	7.65	7.61	7.57	7.53	7.49

В таблице 3.5 и в таблице 3.6 представлено теоретические плотности для двух смесей в разных количествах свинца:

Теоретическая плотность для смеси №5 таблица 3.5

Количества свинца	+10%Pb	+20%Pb	+30%Pb	+40%Pb	+50Pb
$\rho_{\text{теор}}$	7.92	8.2	8.5	8.8	9.15

Теоретическая плотность для смеси №6 таблица 3.6

Количества свинца	+10%Pb	+20%Pb	+30%Pb	+40%Pb	+50%Pb
$\rho_{\text{теор}}$	7.25	7.56	7.89	8.24	8.64

3.1 Результаты эксперимента после спекания

В данной части описаны результаты исследований объемных изменений прессовок при спекании порошковых тел системы Cu–Al, Cu–Al–Sn, Cu–Al–Pb в области концентраций, важной с практической точки зрения. Анализ полученных результатов проведен на основе современной теории жидкофазного спекания с учетом возможных механизмов сплавообразования в данной системе.

3.1.1 Объемные изменения и структура системы Cu–Al

Объёмные изменения системы Cu–Al

Для системы Cu–Al спекание проводилась в пределах температур: $T=750\text{--}1000^{\circ}\text{C}$. Для определения как изменяется объёмные изменения в 7вес%Al в Cu при спеканий 900°C имеет твердую одну фазу (α), 12вес%Al в Cu (β) фазу. При температурах спекания выше 900°C попадает в двухфазную область.

Поведение сплавов системы Cu–Al при жидкофазном спекании согласуется с ее диаграммой состояния. При достижении температуры 548°C ,

эвтектическая температура по диаграмме состояния Cu-Al, частицы меди остаются в твердом состоянии, частицы алюминия образует жидкую фазу. Образовавшая жидкая фаза растекается по порошковому телу, между частицами твердой меди и увеличивает площадь взаимодействия компонентов.

Проведенный анализ объемных изменений образцов в ходе спекания в зависимости от температуры спекания касается всего набора концентраций вводимого алюминия. Результаты жидкофазного спекания системы Cu-Al, приведенные на рис. 3.1, показывают, что образцы двух составов при низких температурах спекания увеличивают объём. Величина объемного увеличения увеличивается до повышения температуры 700–750°C. При температуре 700–750°C увеличение объема достигает своего максимального значения, как видно на рис.3.1. Величина роста увеличивается больше, чем выше содержание алюминия в смеси. Увеличение объема указывает на то, что при температуре спекания до 750°C процессы сплавообразования еще не завершены. В спекаемом теле остается свободный алюминий, возможно, в форме закристаллизовавшейся жидкой фазы.

Последующее повышение температуры спекания (750–800°C) не приводит к существенным изменениям размеров образцов. Сплавообразование в данной системе носит экзотермический характер. В момент экзотермического эффекта образцы разогреваются до температур, которые значительно превышают температуру печи. Основной рост прессовки и формирование ее структуры совершается в момент экзотермического эффекта, вызывающего интенсивное сплавообразование.

Действительно, если алюминий в основном продиффундировал в медь, то дальнейшая усадка может быть обусловлена только процессами спекания в твердом состоянии. Однако указанные температуры относительно низки, чтобы активизировать значительное уплотнение сплавов, поскольку энергия связи атомов в системе Cu-Al велика. Для заметной активизации процессов

само– и гетеро-диффузии указанных сплавов необходимы более высокие температуры.

Дальнейшее спекание при более высоких температурах, когда алюминий большей частью уже растворился в меди, протекает в условиях твердофазного взаимодействия. Это облегчает объяснение механизма объемных изменений при спекании в твердом состоянии, поскольку исключается перегруппировка частиц [1].

Только спекание при более высоких температурах, превышающих температуру плавления интерметалида, вызывает заметные объемные изменения спекаемых образцов. Из рисунка 3.1 видно, при температуре спекания выше 850°C появляется усадка образцов всех составов, характер объемных изменений прессовок в зависимости от состава меняется (рис. 3.1): образцы с малым содержанием алюминия (7вес. %) претерпевают существенную усадку, тогда как образцы составов, соответствующих (12 вес.%), в двухфазной области меньше сокращают свой объем.

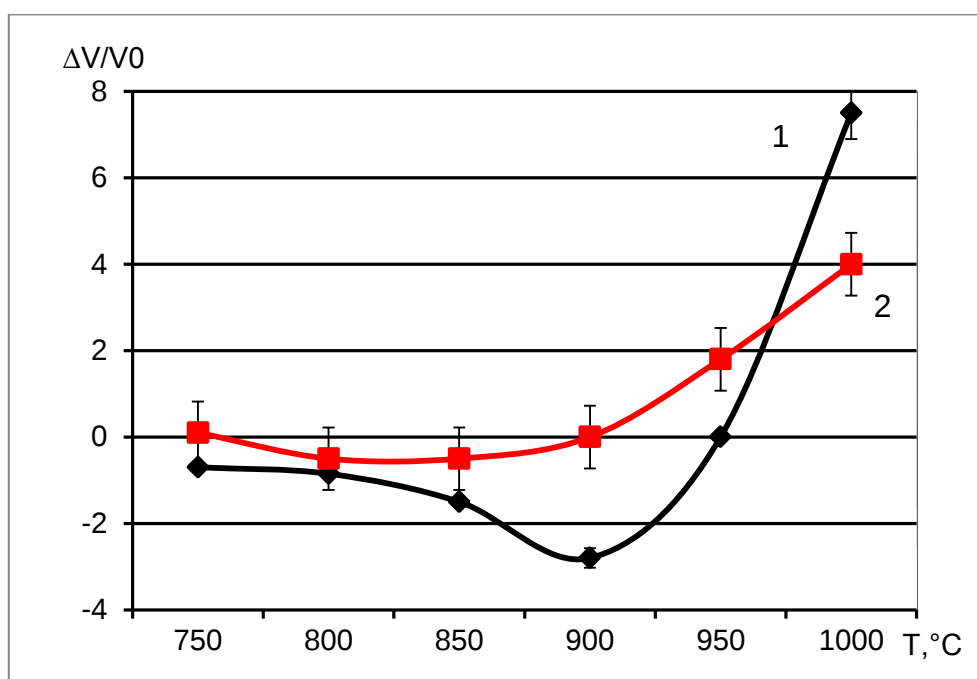


Рис.3.1 Относительные объемные изменения системы Cu-Al

где: 1-Cu+7вес%Al; 2- Cu+12вес%Al.

Структура системы Cu-Al

Сведения о характере взаимодействия матрицы с частицами можно получить из металлографических исследований структуры спеченных сплавов, представленных на рис. 3.2-3.3.

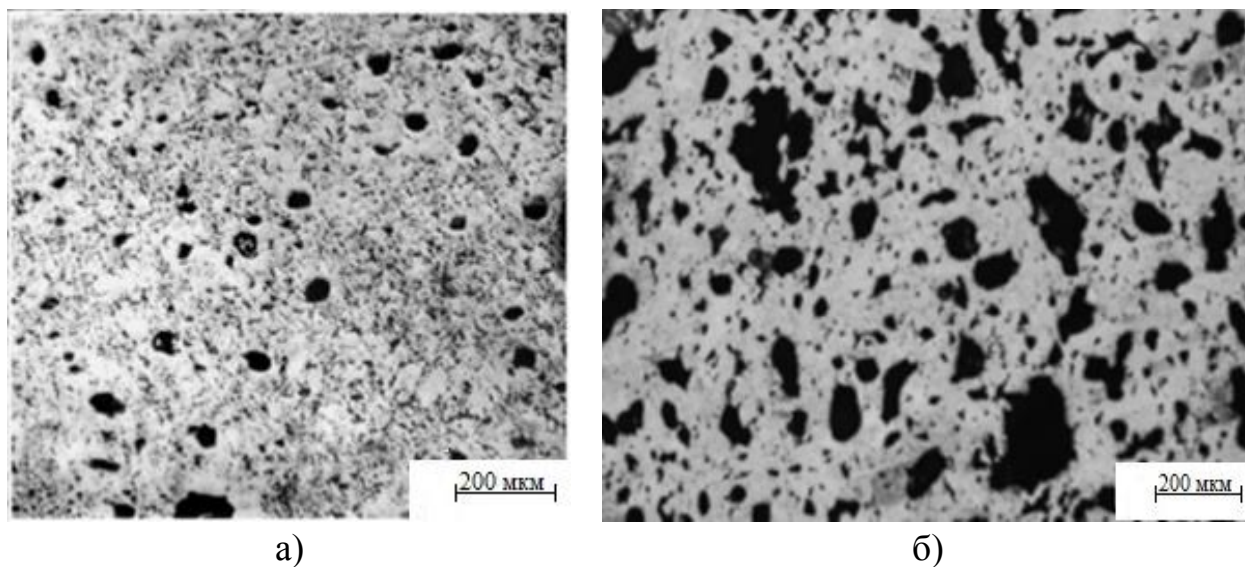


Рис.3.2. Микроструктура спеченного порошкового сплава системы Cu-Al; где: а-Cu-7вес%Al; б- Cu-12вес%Al; T=1000°C.

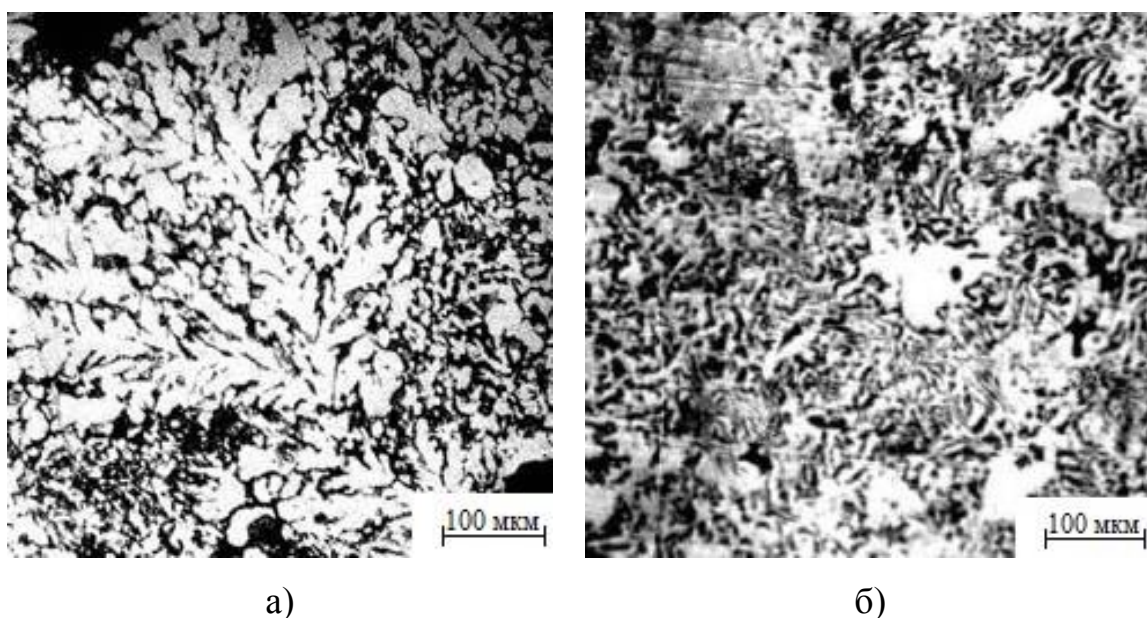


Рис.3.3. Микроструктура сплавов: а – Cu-7вес%Al; б – Cu-12вес%Al. T=1000°C

На рис.3.2. видно, что поры в материалах системы Cu-Al имеют преимущественно округлую, близкую к сферической форму, характерную для жидкофазного спекания. Видимо, в данных сплавах пористость имеет

вторичный характер и пустоты образуются преимущественно на месте растворившихся в окружающей меди частиц алюминия. Средний диаметр пор в однофазном сплаве составил 30 - 50 мкм. в двухфазном он несколько больше - 50 – 60 мкм.

Однофазный материал (рис.3.3.а) имеет преимущественно дендритную структуру со средним размером зерна 30-40 мкм. Та же величина (рис.3.3.б) зерна α -фазы сохраняется и в сплаве 2, а зерна β -фазы имеют пластинчатую форму со средней толщиной 3 мкм.

Анализ твердости системы Cu-Al

Как видно на графике (рис.3.4) с увеличением содержания алюминия в образце увеличивается микротвердость, при температура спекания $T=1000^{\circ}\text{C}$.

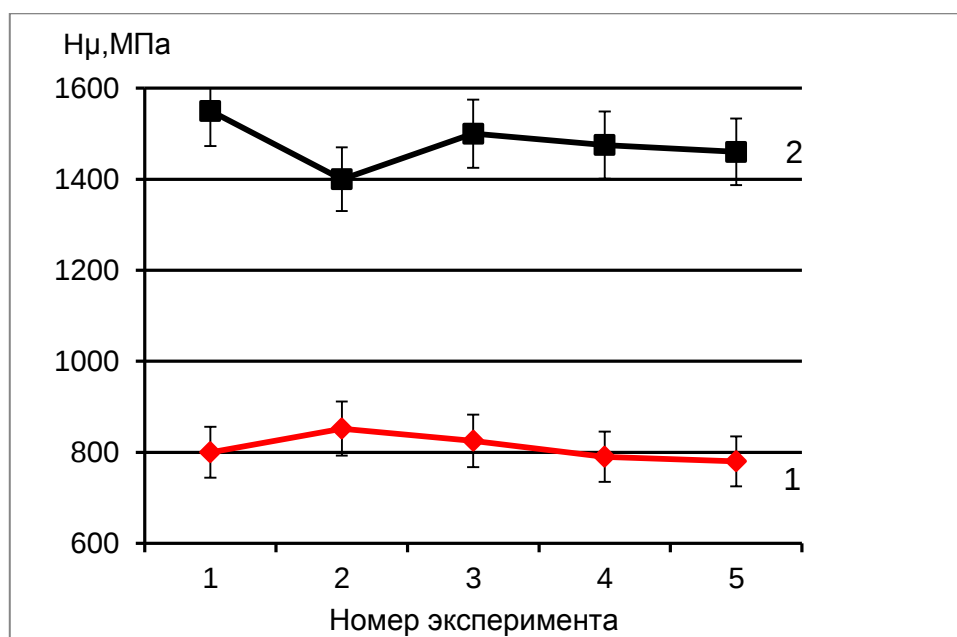


Рис. 3.4 Зависимость микротвердости от содержания Al

где: 1-Cu+7вес%Al; 2- Cu+12вес%Al.

3.1.2 Объемные изменения и структура системы Cu-Al-Sn

Объёмные изменения Cu-Al-Sn

Для системы Cu-Al-Sn спекание проводилась в пределах температур: $T=800-1000^{\circ}\text{C}$. Для определения как изменяются объёмные изменения в 7вес%Al в Cu при спеканий 900°C имеет твердую одну фазу (α), 12вес%Al в Cu (β) фазу. При температурах спекания выше 900°C попадает в двухфазную область. И определить как влияет на изменение объёма третий компонент олово.

Порошковые тела системы Cu-Al-Sn испытывают при спекании рост объёма. Жидкое олово и алюминий проникает в контакты между частицами меди, образует там сплав с медью, в результате чего происходит локальное увеличение ее объёма и раздвижение частиц, что регистрируется как рост порошковых тел. На рис.3.5- 3.6 показаны графики изменение объёма при разных температурах спекания и разных содержаниях олова.

По графикам видно, что при каждой температуре спекания объём образцов растёт. При температурах, превышающих эвтектическую (548°C), выделяется теплота и увеличивается объём образцов, причем тем значительнее, чем выше концентраций алюминия, что показывают графики (3.5-3.6). При внедрении олова в алюминиевую бронзу процесс изменения объёма до 900°C аналогичен простой алюминиевой бронзе, но при спекании больше 900°C показатели расходятся для малых концентраций алюминия. Диффузия атомов из жидкой фазы в твердую в первой стадии их взаимодействия вызывает увеличение объёма при спекании $T=800^{\circ}\text{C}$. Последующее увеличение температуры вызывает растворение частиц твердой фазы в жидкой, которое сопровождается уменьшением объёма $T=1000^{\circ}\text{C}$ рис.3.5-3.6.

При спекании температуры 1000°C состава 7вес%Al в Cu +20% Sn изменений объёма резко уменьшается, так как по диаграмме состояния входит в двухфазную область($\alpha+\beta$), аналогично простой алюминиевой бронзе этого же состава.

Таким образом, частицы Sn не только препятствуют усадке при спекании как чистой меди, так и смеси меди с алюминием, но и вызывают увеличение объема прессовок. При больших содержания олова в образце в двух составах увеличивается размеры пор.

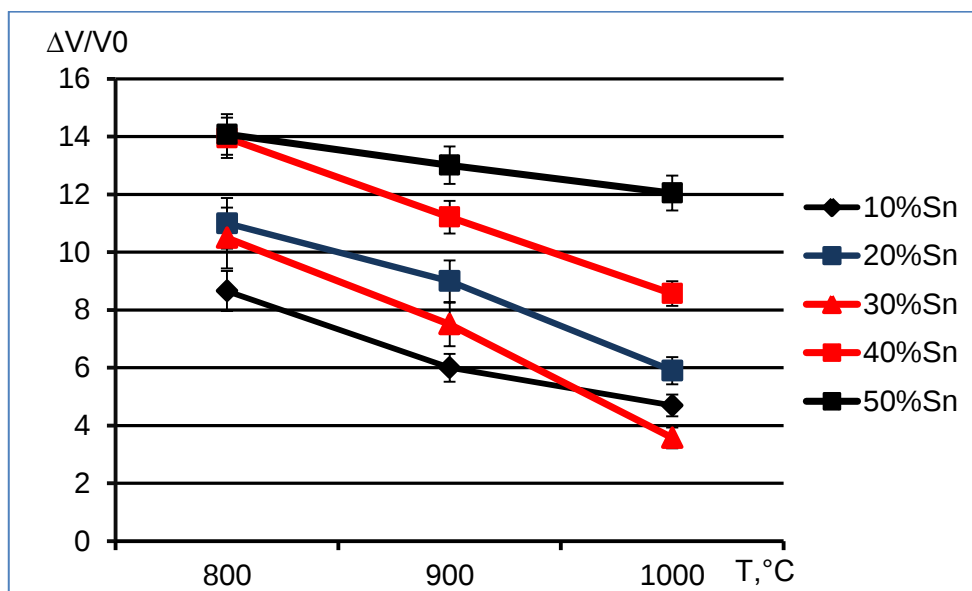


Рис.3.5 Относительное изменение объема 7вес.% Al в Cu +(10...50)%Sn

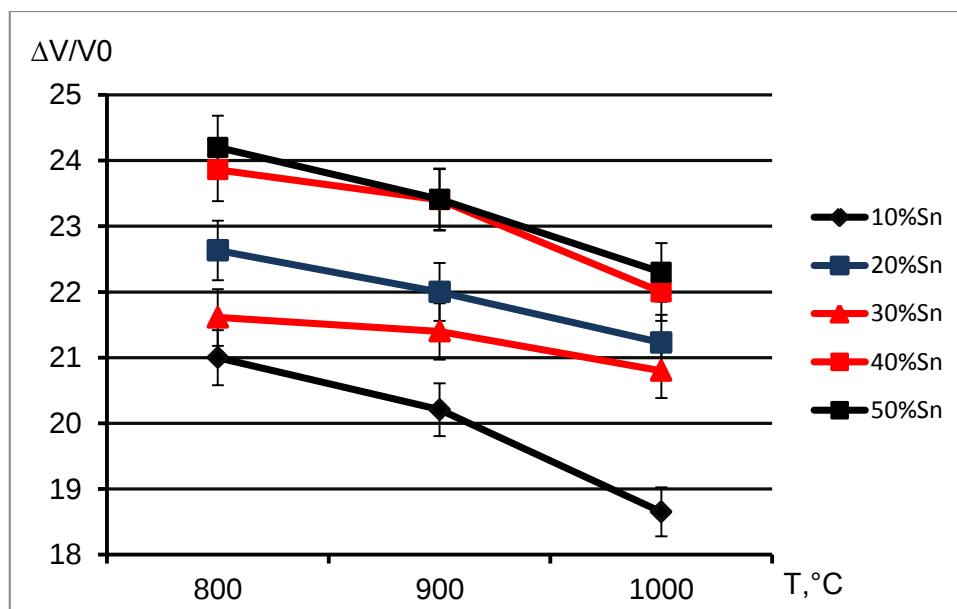
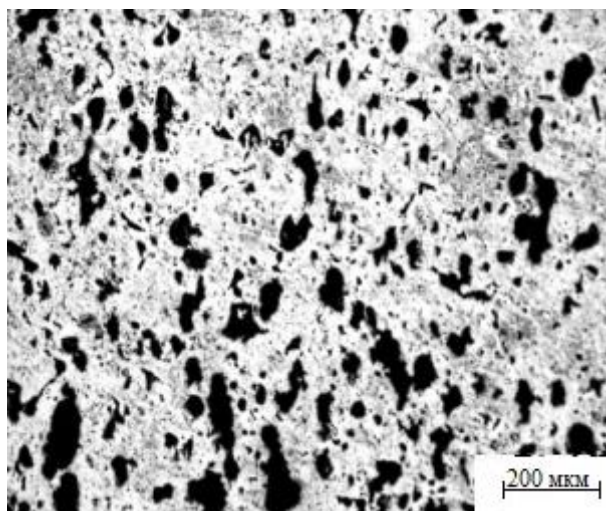


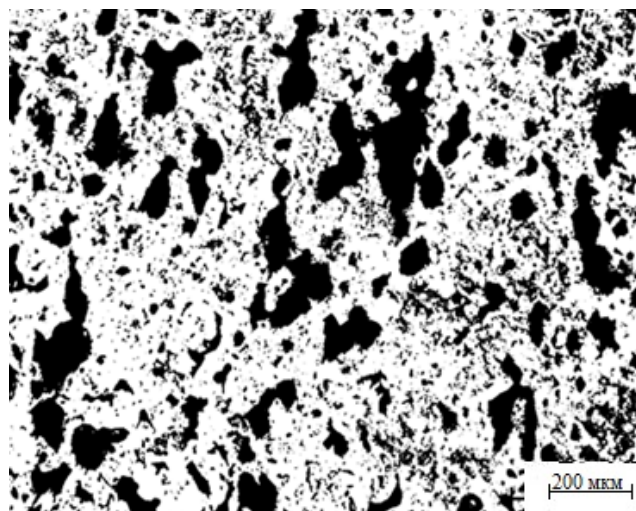
Рис.3.6 Относительное изменение объема 12вес%Al в Cu -(10...50)% Sn

Структура системы Cu-Al-Sn

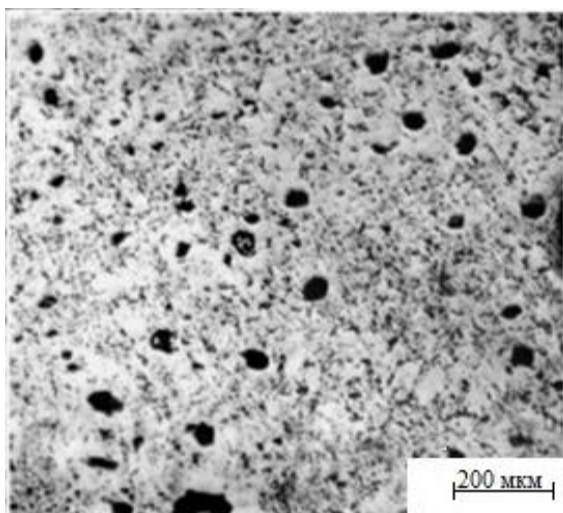
Сведения о характере взаимодействия матрицы с частицами можно получить из металлографических исследований структуры спеченных сплавов, представленных на рис.3.7-3.8 . В процессе диффузий олова в медь, частицы меди поглощают олова. При этом на месте частиц олова остаются поры , а частицы меди увеличиваются в размерах [11]. При малых концентрациях Sn (рис.3.7 а;б.) структура матрицы практически идентична структуре спеченной бронзы (рис.3.7 в). Увеличение объемного содержания олова в смеси приводит к появлению областей темного цвета, окружающих исходные частицы алюминидов (рис.3.8). Области темного цвета представляют собой поры, которые образуются не только при спекании, вызывая рост прессовок, но и в результате выкрашивания хрупких интерметаллидов в процессе приготовления металлографических шлифов. Поры имеют практический круглую форму, и все границы зерен ярко выражены.



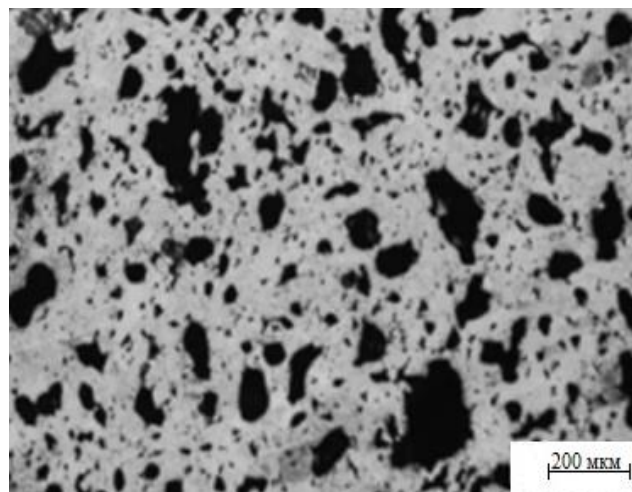
а)



б)



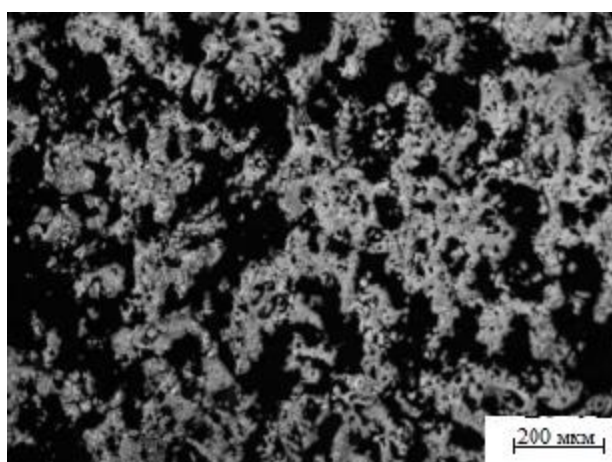
в)



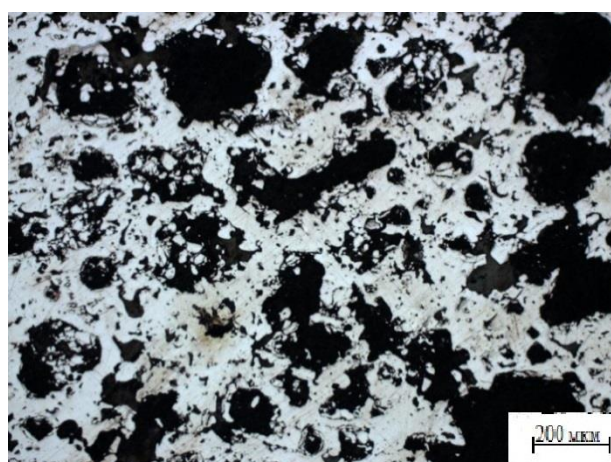
г)

Рис.3.7 Микроструктура спеченных порошковых систем: а- Cu-7%Al-10%Sn; б- Cu-12%Al-10%Sn ; в- Cu-7%Al; г- Cu-12%Al; T=1000°C

При увеличении содержания олова увеличивается и размер пор (рис. 3.8)



а)



б)

Рис.3.8 Структура образцов с большим содержанием олова:
а- Cu+7%Al+50%Sn; б- Cu+12%Al+50%Sn; Температура спекания
T=1000°C

Ниже представлено значений пористости вычисленные по формуле (2.4) и по процентному содержанию каждого образца. Таблица 3.7 для Cu+12ат.% таблица 3.8 для Cu+7%

Таблица 3.7

По формуле			По рисункам		
Cu+12вес.%Al					
Содержание Sn	T=800°C	T=1000°C	Содержание Sn	T=800°C	T=1000°C
+10%Sn	23,7	33,54	+10%Sn	30.56	37.6
+20%Sn	29,4	36,	+20%Sn	32.56	40.3
+30%Sn	34,9	39,8	+30%Sn	37.2	45.35
+40%Sn	33,8	37	+40%Sn	38.56	40.65
+50%Sn	40,4	57,67	+50%Sn	45.56	60.35

Таблица 3.8

По формуле			По рисункам		
Cu+7вес.%Al					
Содержание Sn	T=800°C	T=1000°C	Содержание Sn	T=800°C	T=1000°C
+10%Sn	23,9	22,31	+10%Sn	31.356	38.36
+20%Sn	28,89	27,52	+20%Sn	30.25	35.65
+30%Sn	35,85	33,24	+30%Sn	38.63	37.36
+40%Sn	41,64	50,2	+40%Sn	43.54	452.3
+50%Sn	37,92	58,68	+50%Sn	40.35	61.35

Анализ твердости системы Cu-Al-Sn

Твердость по Бринеллю спеченных материалов определялась в соответствии с ГОСТом 9012-59 с использованием шарового индентора диаметром 5 мм.

Как видно на графике (рис.3.9) с увеличением содержания олова в образце уменьшается твердость. Так как при больших содержаниях олова

образуется поры больших размеров, как показано на рис. 3.8, которые препятствует образованию прочных каркасов. На рис.3.9 показан твердость состава №3 (Cu-7вес%Al-(10...50)%Sn), а состав №4 (Cu-12вес%Al-(10...50)%Sn) при нагружений индикатора развалилось.

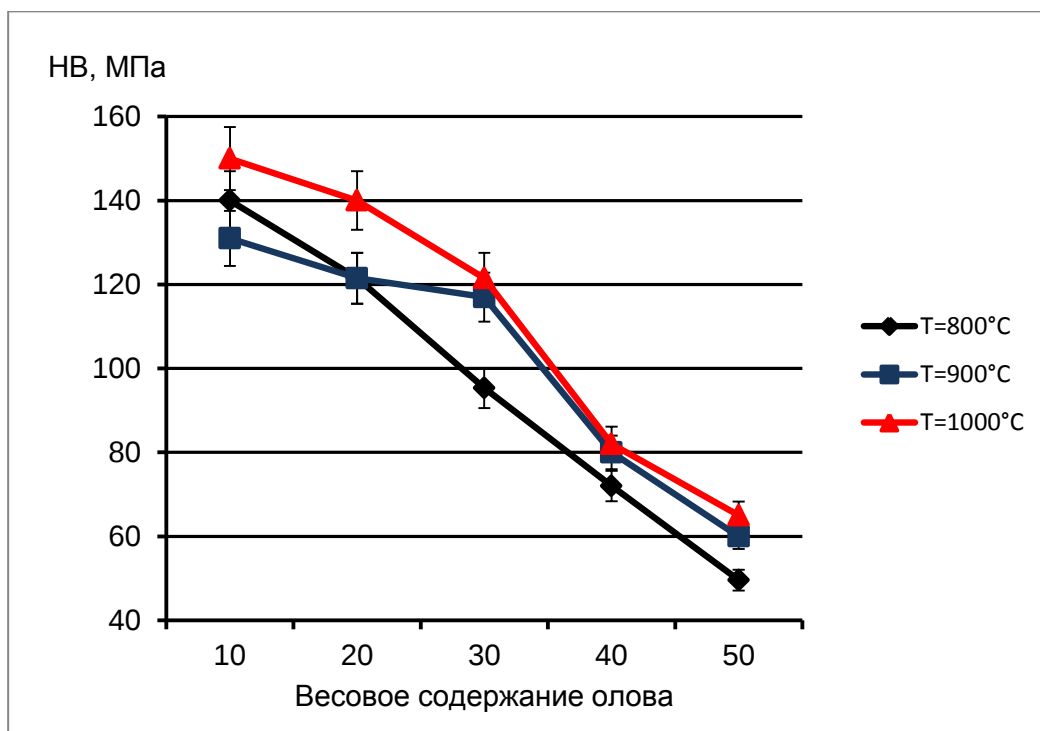


Рис.3.9 Зависимость твердости состава Cu-7вес%Al-(10...50)%Sn от процентного содержания Sn

3.1.3 Объемные изменения и структура системы Cu-Al-Pb

Объемные изменения системы Cu-Al-Pb

Для системы Cu-Al-Pb спекание проводилась в пределах температур: $T=600-950^{\circ}\text{C}$. Определили как влияет на изменение объёма третий компонент свинец.

При внедрений свинца как третьего легирующей элемент в алюминиевую бронзу показывает аналогичные характеристики как и алюминиевой бронзе. При спеканий температуре 700°C началось усадка образца рис 3.10-3.11. При этих температурах (диаграмма сост ал-свинец) переходят в жидкую фазу. А при увеличений температуры спекания жидкие алюминий и свинец проникают в твердый раствор меди, в результате чего

образуется интерметаллид путем кристаллизаций на поверхности твердой фазы, которое приводит к увеличению объема. При спекании 900°C во всех образцах увеличение объема достигло максимума, увеличивая температуру спекания выше 900°C образцы с малым содержанием алюминия (7вес%) проявляют усадку рис.3.10-3.11.

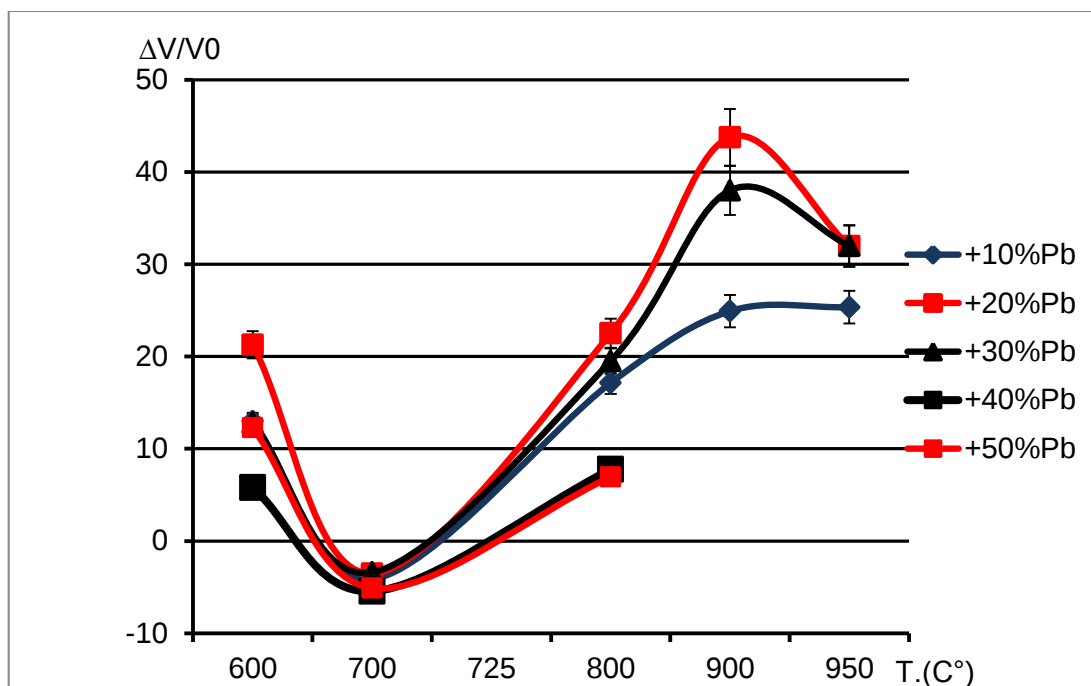


Рис.3.10 Относительное изменение объема состава 7вес.% Al в Cu
+(10...50%Pb)

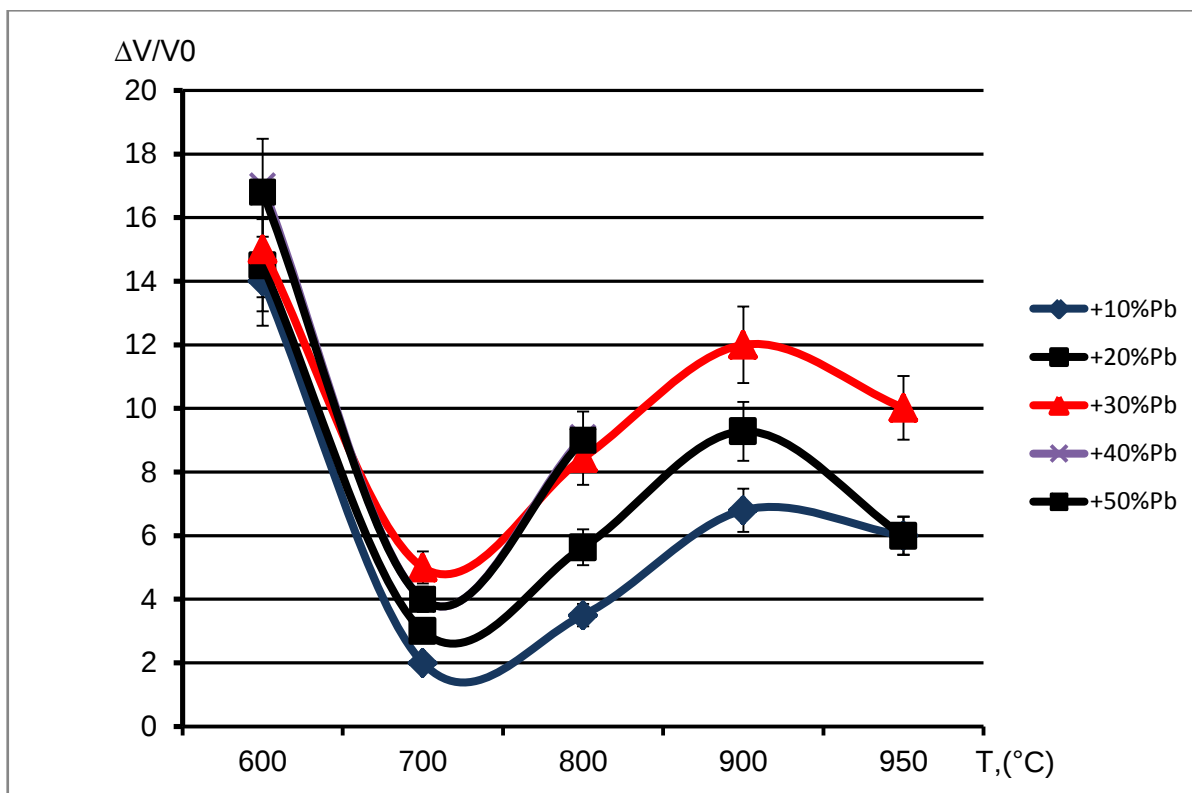
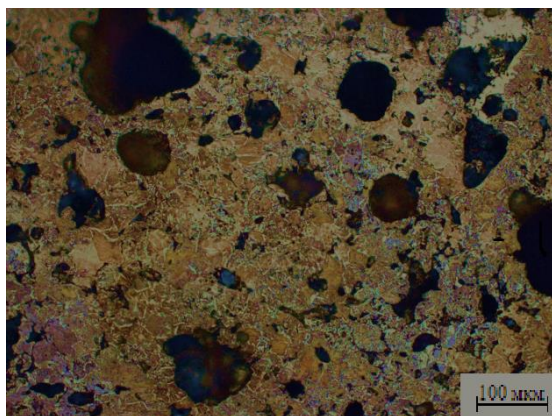


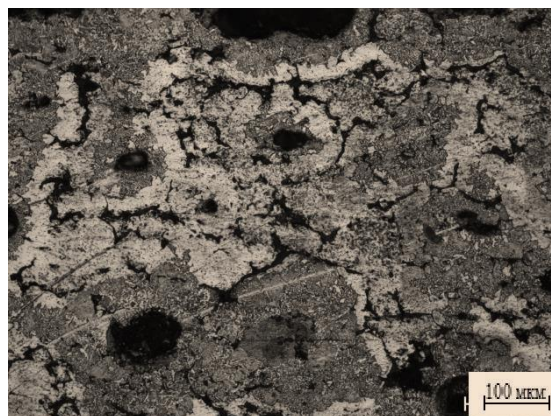
Рис.3.11 Относительное изменение объема состава 12вес.% Al в Cu
+(10...50%Pb)

Структура системы Cu-Al-Pb

Сведения о характере взаимодействия матрицы с частицами можно получить из металлографических исследований структуры спеченных сплавов, представленных на рис.3.12-3.13, при спеканий $T=900^{\circ}\text{C}$. Поры не имеют круглые формы как в чистой бронзе и с бронзы с оловом. Но при малых концентрациях свинца поры имеют небольшие размеры рис. 3.12. При увеличений содержаний свинца, увеличивается и размер пор, которые вызывают рост прессовок рис.3.13.

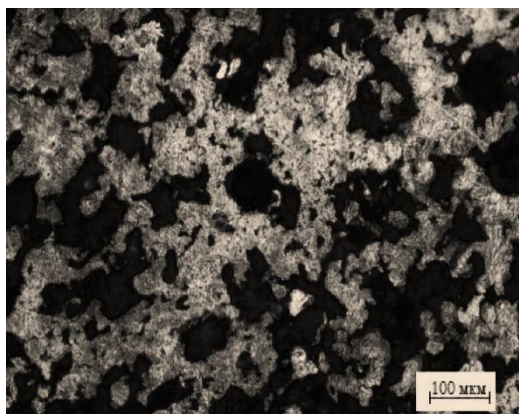


а)

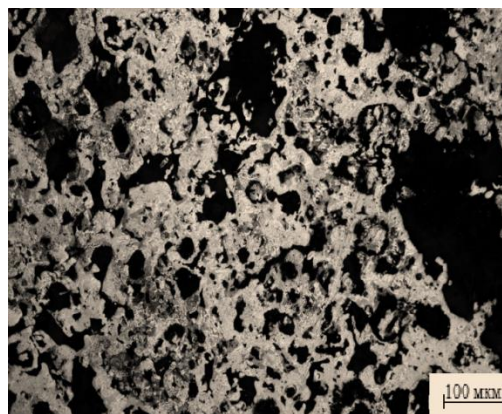


б)

Рис.3.12 Структура образцов с малым содержанием свинца:
а- Cu+12%Al+10%Pb; б- Cu+7%Al+10%Pb;



а)



б)

Рис.3.13 Структура образцов с малым содержанием свинца:
а- Cu+12%Al+30%Pb; б- Cu+7%Al+30%Pb;

Ниже представлено значений пористости вычисленные по формуле (2.4) и по процентному содержанию каждого образца. Таблица 3.9 для Cu+7вес.%Al по формуле, таблица 3.10 с помощью методом линейных измерений. Таблица 3.11 для Cu+12вес.%Al по формуле, таблица 3.12 с помощью методом линейных измерений.

Таблица 3.9

По формуле Cu-7вес%Al				
Содержание Pb	T=600°C	T=700°C	T=800°C	T=900°C
+10%Pb	12.47	12,5	21	26.7
+20%Pb	19.67	14,6	31.6	28

+30%Pb	12.43	11,8	38.4	
+40%Pb	12,5	12.2	36.6	
+50%Pb	12.18	17.2	44.1	

Таблица 3.10

По рисунке Cu-7вес%Al				
Содержание Pb	T=600°C	T=700°C	T=800°C	T=900°C
+10%Pb	29.1	34.4	33.6	20.6
+20%Pb	41.6	39.2	37.4	27.8
+30%Pb	21.8	31.4	31.8	
+40%Pb	30	34.6	50.6	
+50%Pb			55.6	

Таблица 3.11

По формуле Cu-12вес%Al				
Содержание Pb	T=600°C	T=700°C	T=800°C	T=900°C
+10%Pb	14.5	15,5	5.28	3.21
+20%Pb	18.17	12,3	15.47	18.1
+30%Pb	30.4	10,9	21.48	28.79
+40%Pb	33.5	18,6	33.1	
+50%Pb	16,8	19,3	51.9	

Таблица 3.12

По рисунке Cu-12вес%Al				
Содержание Pb	T=600°C	T=700°C	T=800°C	T=900°C
+10%Pb	30.4	33.5	20.3	22.6
+20%Pb	52.4	16.8	27.3	26.8

+30%Pb	36	9.95	18.2	
+40%Pb	49.2	35.2	50.6	
+50%Pb	25.5	37.7	55.6	

Анализ твердости системы Cu-Al-Pb

Как видно на рис.3.14 с увеличением содержания свинца, уменьшается и твердость. Как олово и свинец с увеличением содержания образует поры, в больших размерах, которые препятствует образованию прочного каркаса.

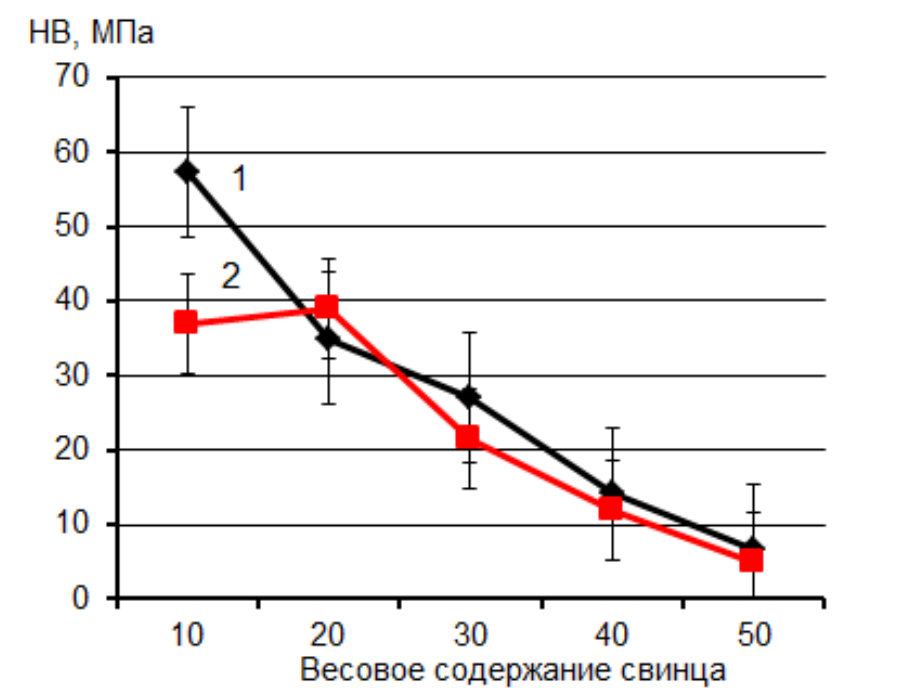


Рис.3.14 График твердости образцов , $T=800^{\circ}\text{C}$,
где: 1-Cu+7вес%Al+(10...50)%Pb; 2- Cu+12вес%Al+(10...50)%Pb

3.2 Объёмная ковка

3.2.1 Объёмная ковка системы Cu-Al

Для анализа условий термомеханической обработки были проведены испытания на одноосное сжатие при различных температурах. Испытания показали, что прочности исследуемых сплавов колеблется в зависимости от температуры деформации.

Причем, наиболее быстрое упрочнение на первой стадии наблюдается при деформации не при комнатной температуре, как это можно было бы

ожидать, а при температурах 200 – 300 °С. Причина такого поведения бронзовых образцов достоверно неизвестна и требует специального изучения. Однако можно предположить, что в данном температурном интервале происходит активное, стимулированное деформацией формирование зон Гинье – Престона [25], которые блокируют плоскости скольжения дислокаций, повышая тем самым напряжение их движения. При более высоких температурах деформирования возможно формируются частицы θ – фазы, эффективность которых в качестве стопоров дислокаций значительно меньше. То есть, начиная от 300 °С и выше наблюдается перестаривание бронзовых сплавов.

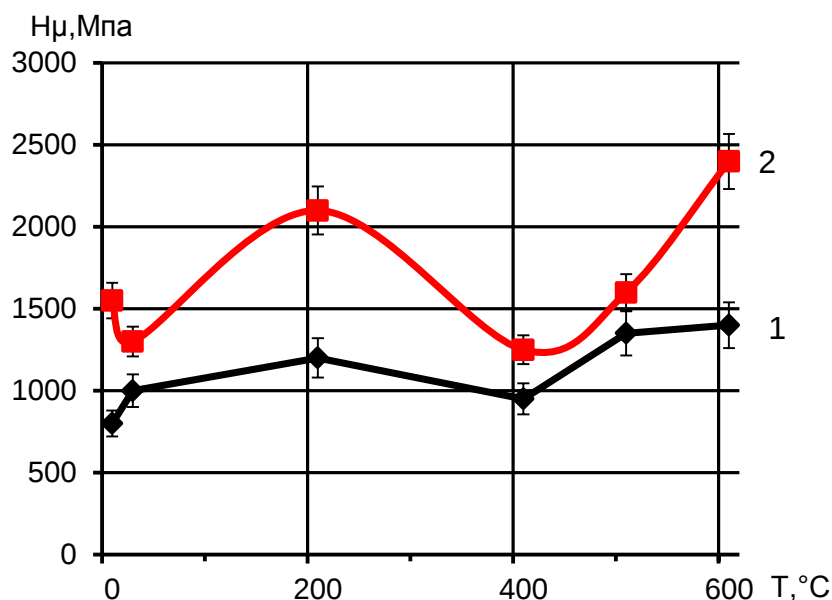
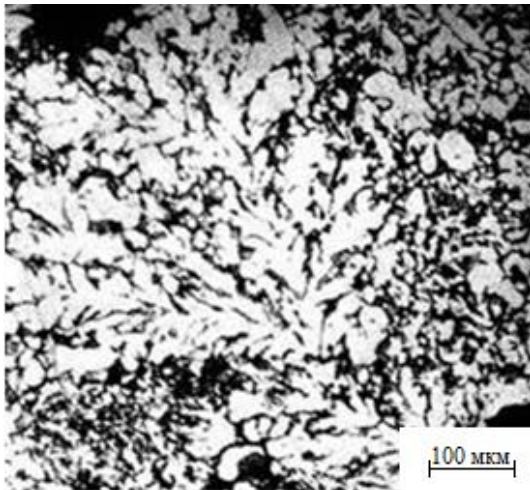
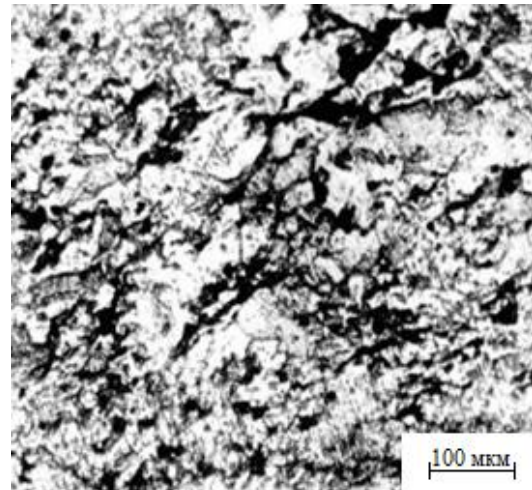


Рис.3.15 Зависимость микротвердости от $T_{\text{деформ}}$;
где: 1-Cu+7вес%Al; 2- Cu+12вес%Al

На такой характер влияния температуры указывают и кривые микротвердости сплавов, деформированных при разных температурах, представленных на рис.3.15. Наиболее заметное упрочнение и повышение твердости при 200 – 300 °С наблюдается у сплава №2, неоднородность состава которого выше, чем у сплава №1. При температурах деформации 500 °С и выше микротвердость сплавов резко возрастает, что обусловлено, видимо, дополнительным окислением пористых образцов.



а)

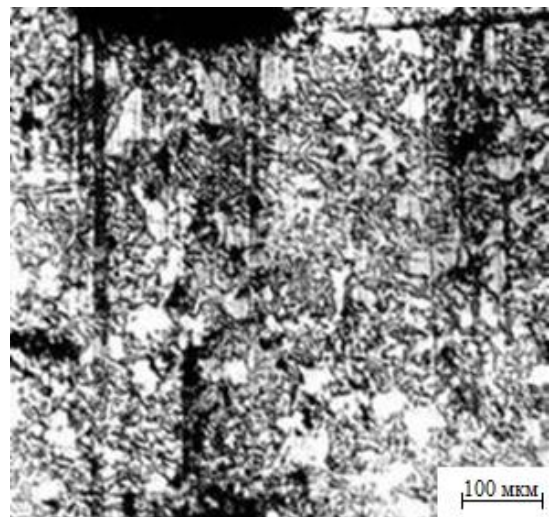
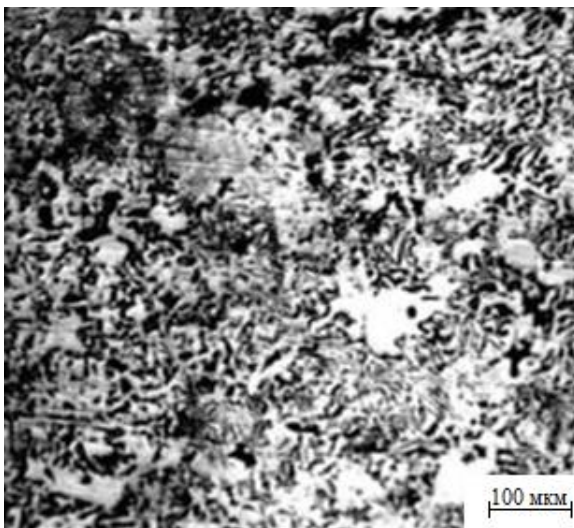


б)



с)

Рис.3.16 Микроструктура сплава №1: а) исходное состояние; б) деформированное состояние при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; с) деформированное состояние при $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$;



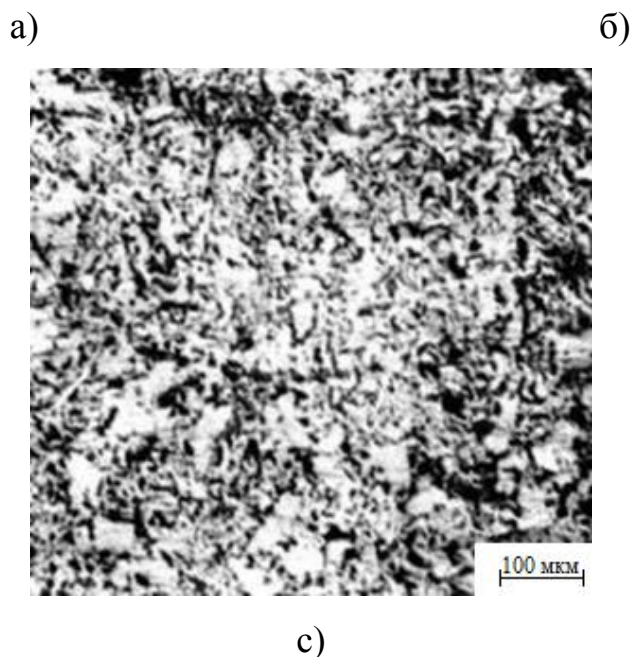
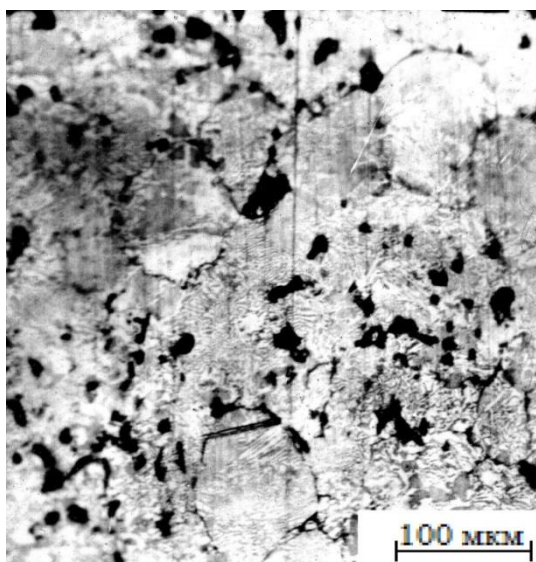
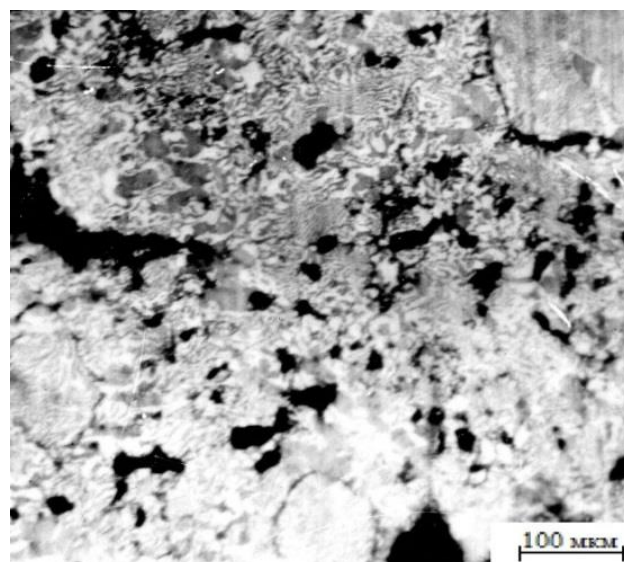


Рис.3.17 Микроструктура сплава №2: а) исходное состояние; б) деформированное состояние при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; с) деформированное состояние при $T=600\text{ }^{\circ}\text{C}$;

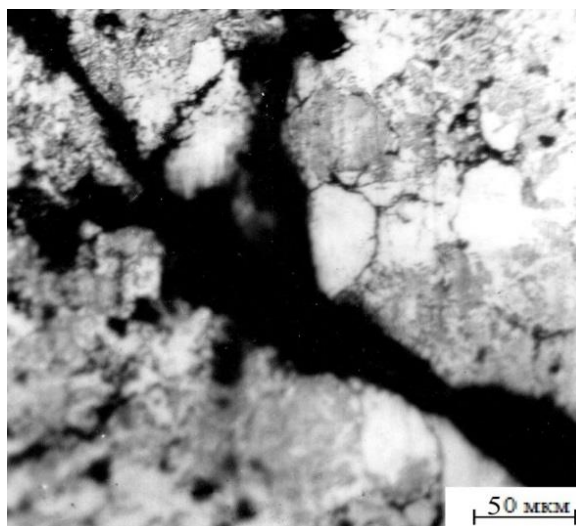
Одноосное сжатие спеченных сплавов приводит к изменению конфигурации частиц, и в первую очередь за счет изменения поровой составляющей. Деформация образцов сплавов 1 и 2 при комнатной температуре происходит на ранних этапах за счет течения материала в поры и, прежде всего, в крупные (рис. 3.16. –б; 3.17-б). После того, как крупные поры сомкнутся, течение материала приобретает стабильный характер, и в деформацию вовлекаются мелкие поры. После снятия нагрузки, устья плоских сжатых пор расходятся под влиянием упругих напряжений, и поры принимают форму трещин, что хорошо видно на рис.3.18.



а)



б)



в)

Рис.3.18. Микроструктура образца (сплав 2) деформированного по оси I при температуре 450 °С: а) периферийная зона; б) устье трещины; в) область трещины; $\times 1000$

Структура при данной обработки претерпела изменения, в первую очередь, за счет поровой составляющей (рис.3.17). Существенного измельчения зерен α - фазы не произошло, твердость возросла незначительно (см. Таб.3.13).

Таблица 3.13

Образец	Размер зерен α - фазы, мкм	Размер зерен γ - фазы, мкм	Микротвердость, МПа
Исходный	30-60	3-6	1550
После $T_{\text{деформ}}=300^{\circ}\text{C}$	30-50	3-4	2100
После $T_{\text{деформ}}=600^{\circ}\text{C}$	20-35	1-3	2400

3.2.2 Объёмная ковка системы Cu-Al-Sn

При исследований системы Cu-Al-Sn, во всех концентрациях алюминия и олова образцы не выдержали данную им нагрузку. Образцы спекались при температура $T=750^{\circ}\text{C}$. По диаграмме состояния Cu-Sn при внедрений олова больше 5% образуется интерметалид, тем самым увеличивая хрупкость. И как говорилось выше, при жидкофазном спеканий жидкое олово проникает в твердый раствор меди. Медь поглощает жидкое олова тем самым увеличивая объем. А на месте олова образуется поры, которые препятствует образованию прочного каркаса.

3.2.3 Объёмная ковка системы Cu-Al-Pb

При исследований системы Cu-Al-Pb одноосное сжатие проводилось в комнатной температуре $T_{\text{деформ}}=20^{\circ}\text{C}$, и при $T_{\text{деформ}}=300^{\circ}\text{C}$. Так как при исследований алюминиевой бронзы определили, что при сжатий в пределах температур $T=200-300^{\circ}\text{C}$ образцы имеют высокие прочностные характеристики. Одноосное сжатие при температурах выше $T_{\text{деформ}}=300^{\circ}\text{C}$ не проводилось, так как свинец имеет температуру плавления $T=328^{\circ}\text{C}$.

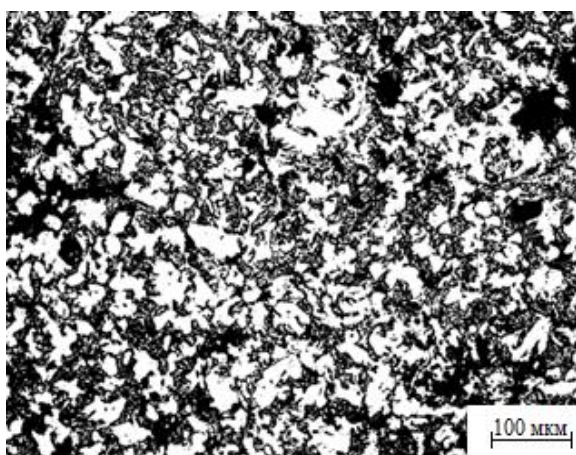
Причем, наиболее быстрое упрочнение на первой стадии наблюдается при деформации при комнатной температуре, начиная от 50°C и выше наблюдается перестаривание бронзовых сплавов. На такой характер влияния

температуры указывают и кривые микротвердости сплавов, деформированных при разных температурах, представленных на рис.3.20.

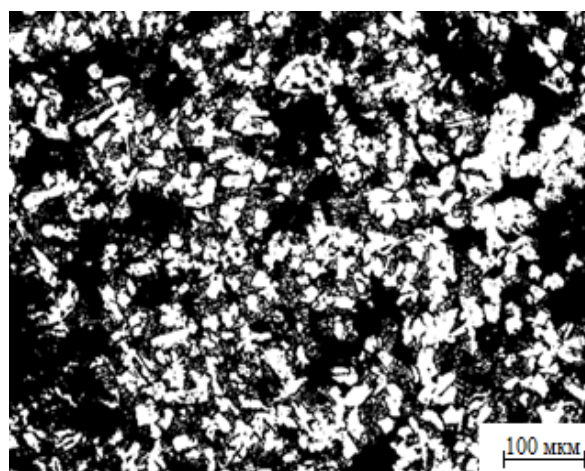
Одноосное сжатие спеченных сплавов приводит к изменению конфигурации частиц, и в первую очередь за счет изменения поровой составляющей. Деформация образцов сплавов №5 и №6 при комнатной температуре происходит на ранних этапах за счет течения материала в поры и, прежде всего, в крупные (рис. 3.19. –б;). После того, как крупные поры сомкнутся, течение материала приобретает стабильный характер, и в деформацию вовлекаются мелкие поры.

Структура при данной обработке претерпела изменения, в первую очередь, за счет поровой составляющей (рис.3.19 б). Существенного измельчения зерен α - фазы не произошло (см. Таблица 3.14), твердость возросла незначительно рис.3.20.

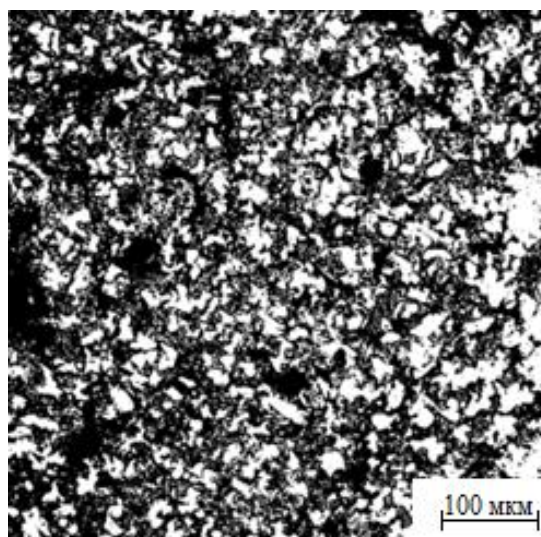
После деформации $T_{\text{деформ}}=300^{\circ}\text{C}$ с переменной осью сжатия произошло существенное изменение структуры (рис.3.19 с). Размер зерен α - фазы изменился существенно, по сравнению с исходным. Твердость немного уменьшилось по сравнению при $T_{\text{деформ}}=20^{\circ}\text{C}$, но для системы Cu-12вес%Al-30%Pb увеличилось по сравнению с недеформированным образцом рис.3.20.



а)



б)



с)

Рис.3.19 Микроструктура сплава системы Cu-12вес%Al-30%Pb : а) исходное состояние; б) деформированное состояние при $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; в) деформированное состояние при $T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$;

Таблица 3.14

Образец	Размер зерен α - фазы, мкм	Размер зерен γ - фазы, мкм	Микротвердость, МПа
Исходный	30-70	3-6	1950
После $T_{\text{деформ}}=20^{\circ}\text{C}$	25-65	3-4	2050
После $T_{\text{деформ}}=300^{\circ}\text{C}$	15-35	1-3	1660

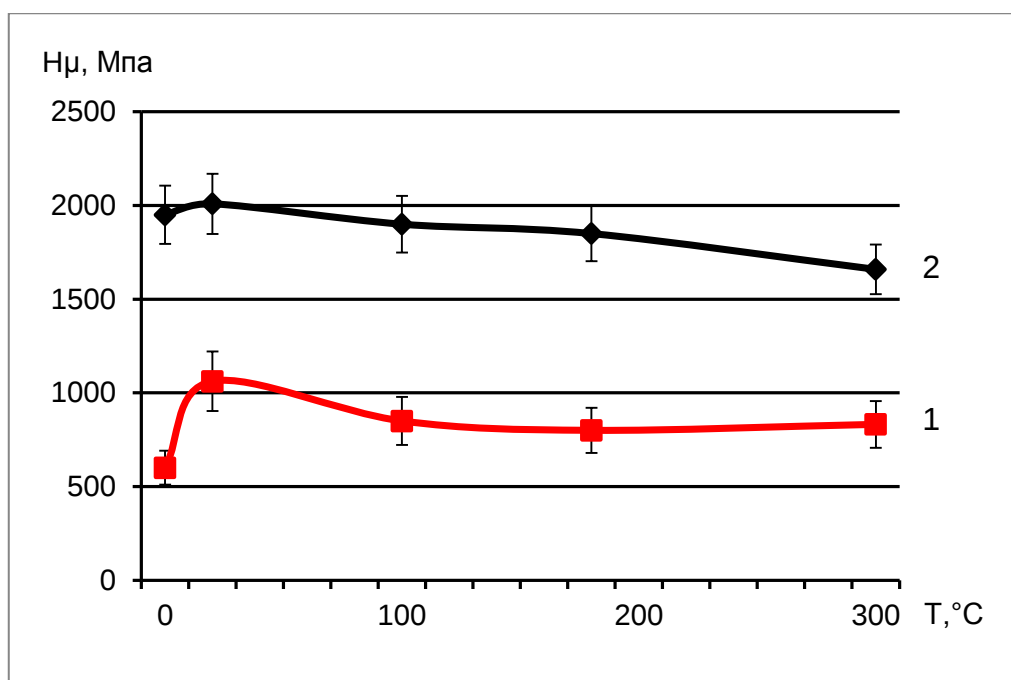


Рис.3.20 Зависимость микротвердости от $T_{\text{деформ}}$;
где: 1-Cu+7вес%Al+30%Pb; 2- Cu+12вес%Al+30%Pb

Вывод

Полученные результаты и выводы в настоящей работе можно сформулировать следующим образом:

При спеканий выше эвтектической температуры в местах контакта частиц твердой меди и взаимодействующих компонентов образуется жидкая фаза, которая образует сплав с медью где образуется интерметаллид Cu_9Al_4 , путем кристаллизаций на поверхности твердой фазы, в результате чего происходит локальное увеличение ее объема и раздвижение частиц, что регистрируется как рост порошковых тел. При спеканий больших температурах вызывает растворение частиц твердой фазы в жидкой, которое сопровождается уменьшением объема

Введение олова и свинца способствует понижению прочности спеченных образцов. В процессе диффузий олова в медь, частицы меди поглощают олова. При этом на месте частиц олова остаются поры, а частицы меди увеличиваются в размерах. Повышение содержания олова свыше 30% приводит к тому, образуется поры в больших размерах, которое препятствует образованию прочного каркаса.

Увеличение содержания свинца приводит к увеличению объема, получаемых образцов, и снижению прочности. Поры, в основном, образуются на месте прореагирующих частиц алюминия с медью.

Спеченные сплавы на основе алюминиевой бронзы претерпевают значительную структурную модификацию в условиях термомеханической обработки. Одноосное сжатие системы Cu-Al при температуре деформаций $T_{\text{деформ}}=300^\circ\text{C}$ повысило механические свойства, а для системы Cu-Al-Pb при температуре деформаций $T_{\text{деформ}}=20^\circ\text{C}$ повышается механические свойства. Размер зерен уменьшилось от для системы Cu-Al от (40-70) мкм до (10-20) мкм, а для системы Cu-Al-Pb (30-60) мкм до (15-30) мкм.

Приложение А

Раздел 6

Иностранный язык

Студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
4АМ41	Курмангали Досым Касымұлы		

Консультант кафедры ФВТМ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
доцент	Коростелева Е.Н.	К.Т.Н		

Консультант – лингвист кафедры ИЯ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
доцент	Прохорец Е.К.	К.П.Н		

4. Materialien, Methodik der Forschung und Ausrüstung

6.1 Materialien

In der vorliegenden Arbeit ergaben sich Proben für die Forschung durch Pulversintern aus der Mischung der elementaren industriellen Pulvern:

- Kupfer der Marke MIP-1A (GOST 4960-75);
- Aluminium der Marke PA-4 (GOST 6058-74);
- Blei der Marke PSA (GOST 3778-98);
- Zinn der Marke PO1 (GOST 9723-73).

Die Grundlage der Mischungen bildete Pulver-Kupfer der Marke MIP-1A (GOST 4960-75) (stabilisiertes Pulver) mit einer Teilchengröße von 60-180 μm . Kupfer Pulver PMS-1 erhalten mit Hilfe der Technologie der elektrolytischen Abscheidung von in-Prozess-Lösung von Sulfat des Kupfers, und schon lange verwendet in der Pulvermetallurgie. Durch der Erhalt mit hilfe industriell Elektrolyse in galvanischen Modus, zeichnet sich mit dem breiten Spektrum der Partikelgrößenverteilung: von der kleinen (1 μm) bis zu großen (350 μm).

Eine andere wichtige Eigenschaft des Pulvers ist eine spezifische Oberfläche. Von der Größe der spezifischen Oberfläche abhängig sind die Inhalte der adsorbierten Gase in den Pulvern, deren Korrosionsbeständigkeit, die Intensität der Diffusionsprozesse beim Sintern. Elektrolytpulver hat eine hohe Reinheit und einer entwickelten Oberfläche, bedingt durch die deutlich ausgeprägte dendritische Struktur der Teilchen. Für elektrolytische Kupfer reicht spezifische Oberfläche von 0,08 bis 0,1 m^2/g , die sich durch Glühen reduziert.

Als Haupt-Legierungs Komponente von Kupfer wurde in der vorliegenden Arbeit Aluminiumpulver der Marke PA-4 (GOST 6058-74) mit einer Teilchengröße von 60-180 μm verwendet. Das Pulver bekommt man mit Hilfe Zerstäubung. Pulver Aluminium in den Prozess der Zerstäubung und der Verarbeitung kontaktiert mit Wasser und Luft, die Feuchtigkeit kann in weiten Grenzen variieren. Die hochentwickelte Oberfläche von Pulvern bedingt einen besonderen Zustand der oberflächlichen Schichten. Mit der Zunahme der

Dispersionsgrad in einer Oxidschicht steigt die Konzentration der aktiven Zentren, deren Anwesenheit die Adsorption von Gasen auf der Oberfläche der Partikel fördert, und in Erster Linie - Wasserdampf. Der Wassergehalt in industriellen Aluminium-Pulver ist unbeständig, sondern ändert sich es von charge zu charge , und laut den Angaben der thermischen Analyse kann bis zu 0,5 Gewichtsprozent erreichen.

Als zusätzlich Komponente der Aluminiumbronze wurden in der vorliegenden Arbeit Blei der Marke PSA (GOST 3778-98) und Zinn der Marke PO1 (GOST 9723-73) benutzt.

Das Pulver aus Blei fertigt man aus Blei der Marke C2 GOST 3778-98 an, durch Sprühen unter hohem Druck. Pulver aus Zinn fertigt man aus Zinn der Marken O1 und O2 nach GOST 860-75 an, durch Sprühen unter hohem Druck.

6.2 Die Methodik der Forschung und Ausrüstung

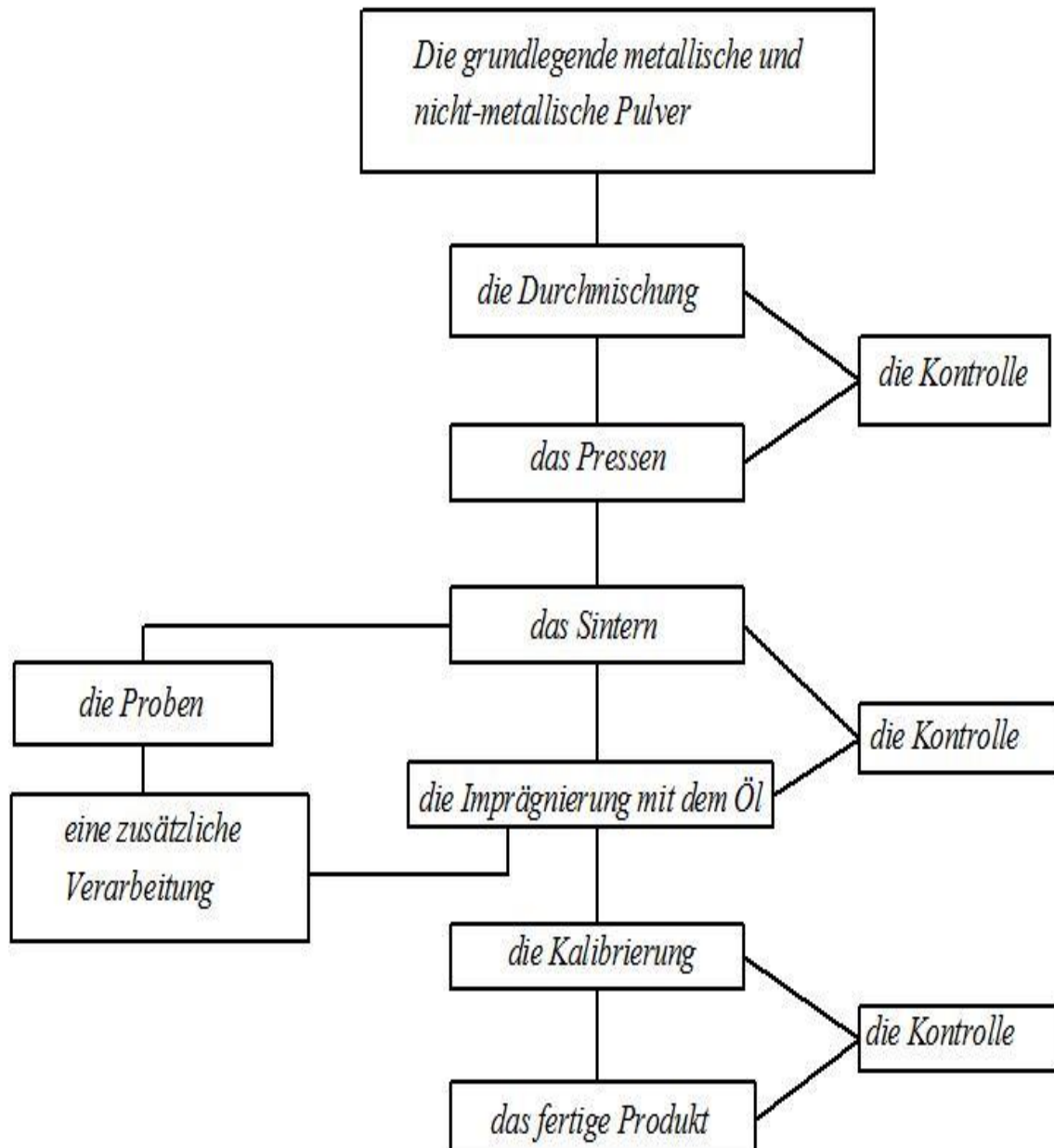


Abbildung 6.1 Die Reihenfolge der Durchführung des Experiments

Die Proben für die Untersuchungen werden aus Mischungen auf der Grundlage von Kupferpulver produziert, Inhalt von Aluminiumpulver variieren in den Grenzen 0 bis 30 at. %.

Die Gemengeherstellung. Das Gewichtsprozent einer der Komponente der Mischung bestimmt man durch die Formel 6.1 :

$$C_a = \frac{A_a}{A_a + B_b} \times 100\% \quad (6.1)$$

wo A_a, B_b - die Atommassen des Komponenten A und B; a, b - die atomaren Konzentration dieser Komponente.

Die theoretische Dichte des erhaltenen Gemisches wird durch die Formel 6.2 bestimmt:

$$\rho_{meop.} = \frac{100}{c_a / p_b + c_b / p_b + \dots}, \quad (6.2)$$

wo ρ_A, ρ_B - die Dichte der jeweiligen Komponenten, c_a и c_b - die Gewichtsprozent der Komponenten A und B.

Bei der Berechnung der theoretischen Dichte aus die angegebene Pulvermischung wurde Volumenveränderung des Kupfers durch Legieren Kupfers mit Aluminium nicht berücksichtigt, und benutzte man die folgende tabellarische Daten der dichten Komponenten {gr/cm³}: Cu - 8.94; Al - 2.69;

Für das Erhalten der homogenen mechanischen Mischungen unterschiedlicher Zusammensetzung aus den elementaren Pulvern benutzt man den Mischer vom Typ "Drunken Barrel", die Mischung wurde bis 5 Stunden verwirklicht.

Formieren der Proben. Die Proben für das Sintern hat man mit Hilfe Methode das kalte zweiseitigen Pressen in einer zylindrischen Form mit einer "schwimmenden Matrix" auf der Maschine MS-500 erhalten, wie in dem Bild 6.2.

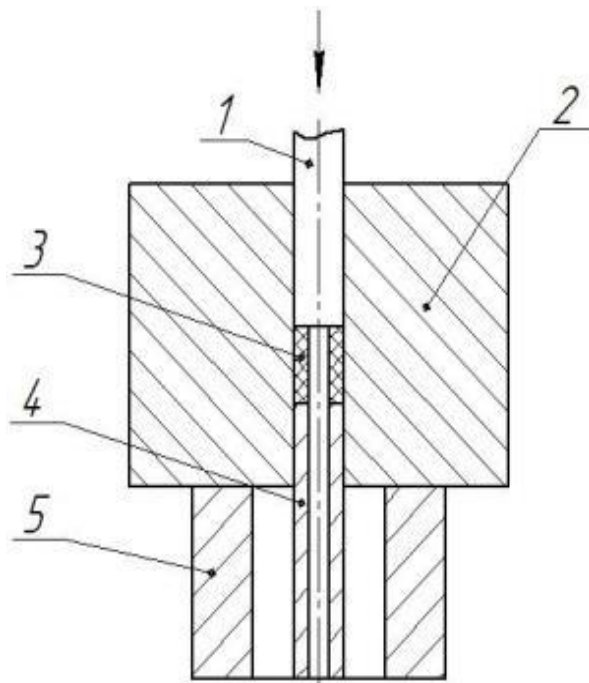


Abbildung 6.2 Formieren der Proben

Mit dem Ziel des Erhaltens von Proben mit der erforderlichen ursprünglichen Porosität mit einem speziellen Begrenzer wurde deren Größe nach der Höhe vorgegeben. Infolge der Anwendung dieser Methodik, die gepressten Proben haben die Form eines Zylinders mit einem Durchmesser von 10 mm und einer Höhe von bis zu 11 mm. Das Volumen der Proben befand sich durch die Messung ihrer linearen Abmessungen mit einer Genauigkeit von bis zu 0,01 mm. Die Masse der Proben wurde mit Hilfe einer analytischen Waage mit einer Genauigkeit von bis zu 0,001 g eingeschätzt, und deren Dichte nach der Formel 6.3:

$$\rho_{\text{оѓp.}} = \frac{m}{V} \quad (6.3)$$

Die Porosität von Proben fand man nach der Formel 6.4

$$\Pi = \left(1 - \frac{\rho_{\text{оѓp.}}}{\rho_{\text{теор}}} \right) \times 100\% \quad (6.4)$$

wo $\rho_{\text{оѓp.}}$ die Dichte des Probe, und $\rho_{\text{теор}}$ die theoretische Dichte des Materials

Die Porosität des zylindrischen Proben reichten von 10 bis 50 %.

Sintern der Proben. Die rohen Proben wurde im Vakuum bei einem Druck von nicht höher als 10^{-1} Pa im Elektrolichtbogenofen CHB-1.3.1/16 in einem Temperaturbereich von 800 bis 1000 gesintert, die Haltezeit bei einer bestimmten Temperatur wurde von 5 bis 60 Minuten gereicht. Die Dichte der Proben wurde nach der Formel 6.3 befunden. In dem Fall, wenn die Proben in der Folge des Sinterns Abweichungen von der richtigen Form hatte, wurde die Methode der Bestimmung der Dichte durch hydrostatische Wägung in destilliertem Wasser in Übereinstimmung mit GOST 20018-7 benutzt.

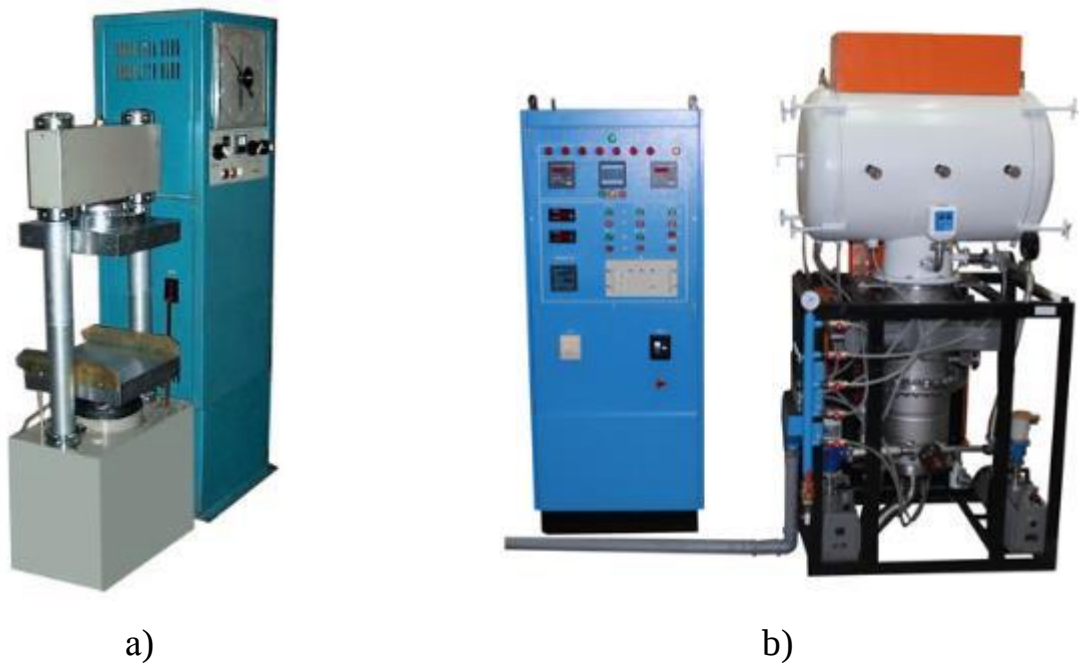


Abbildung.6.3 Die verwendete Ausrüstung

a – press MC-500; b - Elektrolichtbogenofen SNVE-1.3.1/16

Die relative Volumenänderung der Proben infolge der Sinterung wurde definiert:

$$\frac{V}{V_0} = \frac{V_0 - V_k}{V_0} \times 100\% \quad (6.5)$$

где V_0 – Volumen des Proben bis zum Sintern, V_k – Volumen des Proben nach zum Sintern.

Die metallographische Analyse. Die Metallschliff wurde in mehreren Stufen sich bereitet. Zuerst die Proben wurde auf die Unterseite einer zylindrischen Form mit den Abmessung: $\varnothing 20$ mm installiert, Höhe 25 mm, dann wurde in die Form mit den Proben Epoxidharz mit ein Härtungsmittel gegossen. Nach dem Prozesses der Polymerisation, die erhaltenen zylindrischen Werkstücke mit den Proben wurde aus der Form herausgenommen und in der Aufnahmestelle der automatischen Schleif-und Poliermaschine ATMSaphir 520 wurde installiert.

Die Vorbereitung der Metallschliff wurde in 6 Stufen stattgefunden. In jeden Stufen wurde sich verändert – die Größe des Schleifkorn des Schleifpapier (M), die Zeit Schleifen/Polieren (t), die Kraft für dem Andrücken des Probe zum

Schleifpapier (F), die Drehzahl (v).

Die Tabelle 6.1. die Arbeitsweise auf den Stufen des Herstellung der Metallschliff

№ Stufen	M, mkm	t, minute	F, H	v , wendung/minute
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

Für mehr die Kontrastehervorhebung der strukturellen Elemente bei der Durchführung Metallforschung der Schliff wurde chemischen Beizen untergezogen.

Das Beizen. Die untersuchten Proben wurde gewisse Porosität besessen, bei der Auswahl der chemischen Beizen und Polieren wurde auf maximal Schongang gestoppt, und lange unter fließendem Wasser spülen. Die anwesenden Poren in den Legierungen wurde zum tieferen eindringen in das Chemische Reagens in die Probe beigetragen und könnte die zu langes Ätzen ganzen Proben auslösen.

Als Ätzmittel für der Kupferlegierungen mit Aluminium wurde mehrere Kompositionen verwendet:

- 10 ml HF, 15 ml HCl, 90 ml H₂O;
- G Eisenchlorid, 15 ml HCl 60 ml Wasser (empfohlen für zwei-Phasen-Materialien);
- 10 ml 3-4%-igen wässrigen Lösung von Phosphorsäure, 0,1-0,2 G Chromsäureanhydrid.

Zum Ätzen der Zusammensetzung Cu-Al-Pb wurde das Ätzer auf Basis von Keller (94% H₂O+3%HF+3%HNO₃) genommen, die Zeit zum ätzen von etwa 30 Sek.

Die Metallschliffe fotografiert man auf der Hardware des Zentrums für gemeinsame Benutzung IPHM in der Akademie der Wissenschaften (AXIOVERT-200MAT).



a)



b)

Abbildung.6.4 Die verwendeten Ausrüstung

a - Schleif-und Poliermaschine ATMSaphir 520; b - AXIOVERT-200MAT

Der Härtetest. Brinell-Härte der gesinterten Materialien wurde sich bestimmt, im Hinblick auf die Empfehlungen [15] und in die Übereinstimmung mit GOST 9012-59, mit der Verwendung von Kugellager elastische Rückfederung des Stempels mit einem Durchmesser von 5 mm. Die Anzahl der Härte wurde durch die Formel bestimmt:

$$HB = P / \left[\frac{2 / \pi}{1 - \sqrt{1 - (d / D)^2}} \right] \quad (6.6)$$

Die Tests auf die Härte der Proben bei der Kompression (GOST 2503-80) wurden bei der Installation "Instron-1185". Die Geschwindigkeit des Deformierens gewählt je nach Situation.

Die Profile die Verteilung der Härte auf dem Schliff wurde mit Hilfe Mikrohärteprüfer PMT-3 (GOST 9450-76) bei einer Belastung von 0,2 kg gemessen. Die Anzahl der Microhärte wurde durch die Formel bestimmt:

$$HV = \frac{1857F}{d^2}, \quad (6.7)$$

wo: F– normale Belastung, gaben auf dem Prüfstempel vor, N(kgf); d- der Mittel arithmetischer Wert der Länge der Diagonalen des quadratischen Impressum, mm.

6.3 Die Ergebnisse der Forschung

Im Prozess der Arbeit untersuchte man Aluminium Bronzen, die außer Aluminium Zinn und Blei enthalten. Dementsprechend untersuchte man das Verhalten der mechanischen Eigenschaften und der räumlichen Veränderungen der gesinterten Aluminium-Bronze in drei Zusammensetzungen:

- 1) Kupfer-Aluminium (Cu-Al)
- 2) Kupfer-Aluminium-Zinn (Cu-Al-Sn);
- 3) Kupfer-Aluminium-Blei (Cu-Al-Pb).

Aus der jeder Zusammensetzung untersuchte man zwei Gewichtsanteile des Aluminiums : +7gew%; +12 gew %. Die Sinter Temperatur war im Temperaturbereich von 700-1050°C. Nach dem Diagramm des Zustandes des Systems Cu-Al, das Gebiet der festen Lösungen auf Basis von Kupfer (α -Phase) erstreckt sich bis zu 9% (Masse) Al. Mit sinkender Temperatur erhöht sich die Löslichkeit von Aluminium in Kupfer. Bei Temperaturen 1037; 900; 800; 700; 500 ° beträgt 7,4; 7,8; 8,2; 8,8; 9,4% (nach der Masse) Al entsprechend. Die Phase α hat das kubische-flächenzentriertes Gitter, analog dem Gitter aus reinem Kupfer. Phase β ist eine feste Lösung auf der Basis die Verbindung von Cu₃Al [12,44% (nach Gewicht) Al]. In der Legierungen von β -Bereich in Abhängigkeit von den Wärmebehandlung und den Kühlbedingungen kann man zwei metastabile

Intermediate Phase β' und β betrachten. Und zu sehen, welche Eigenschaften, Änderungen des Volumens hat die Probe bei Treffen auf das Zweiphasen-Gebiet ($\alpha + \beta$). Aus den oben angegebenen Gleichungen 3.1 und 3.2 errechnet in Gewichtsteilen und in Atomteilen von Komponenten. Gesamtgewicht des Werkstücks war 50gr. Und von 10 bis 50 gew. - % addiert der dritte Komponente (Blei oder zinn). Alle Daten sind in der Tabelle 3.3 – 3.6. Die atomaren Konzentrationen jedes Elementes wurde dem Periodensystem entnommen, die in der Tabelle 6.2 angeführt sind:

Die atomaren Konzentrationen jedes Elementes Tabell 6.2

Die Elemente	$Al_{26.98154}^{13}$	$Cu_{63.546}^{29}$	$Pb_{207.19}^{82}$	$Sn_{118.69}^{50}$
Die Dichte	$2,7 \frac{gr}{cm^3}$	$8,9 \frac{gr}{cm^3}$	$11.34 \frac{gr}{cm^3}$	$7.31 \frac{gr}{cm^3}$

Nach der Formel 4.1 errechnen wir die prozentuale Gehalt in Gewichtsteilen jeder Komponente:

$$24at\%:C_a = \frac{A_a a}{A_a a + B_b b} * 100\% = \frac{26,98154 * 24}{26,98154 * 24 + 63,546 * 76} * 100\% = 12 \text{ gewicht\%}$$

$$15at\%C_a = \frac{A_a a}{A_a a + B_b b} * 100\% = \frac{26,98154 * 15}{26,98154 * 15 + 63,546 * 85} * 100\% = 7 \text{ gewicht\%}$$

Für das System Cu-Al errechnete man den Gehalt der Komponenten und die theoretische Dichte in der Tabelle 6.3:

Der Gehalt der Komponenten und die theoretische Dichte Tabelle 6.3

die Nummer des Gemisches	№1	№2
Aluminium in Kupfer	+7Bec%Al	+12Bec%Al
Die Dichte	$7,69 \frac{rp}{cm^3}$	$6,98 \frac{rp}{cm^3}$

Bei der Durchführung der Arbeit haben wir die 6 Arten der Mischungen mit unterschiedlichen Konzentrationen untersucht:

Die Mischung №1: Cu+7G%Al;

Die Mischung №2: Cu+12 G %Al;

Die Mischung №3: Cu+7 G %Al+(10...50) G %Sn;

Die Mischung №4: Cu+12 G %Al+(10...50) G %Sn;

Die Mischung №5: Cu+7 G %Al+(10...50) G %Pb;

Die Mischung №6: Cu+12 G %Al+(10...50) G %Pb.

Unter Verwendung der theoretischen Dichte für 7% und 12%Al in Cu, nach der Formel 2.1 wurde die theoretische Dichte mit der Dritten Komponente errechnet.

In der Tabelle 6.4 und Tabelle 6.5 hat man die theoretische Dichte für beiden Mischungen für verschiedene prozentuale Gehalt des Zinns dargestellt:

Die Tabelle 6.4 für Mischung №4

die Menge des Zinns	+10%Sn	+20%Sn	+30%Sn	+40%Sn	+50%Sn
p_{teor}	7.01	7.04	7.07	7.1	7.14

Die Tabelle 6.5 für Mischung №3

die Menge des Zinns	+10%Sn	+20%Sn	+30%Sn	+40%Sn	+50%Sn
p_{teor}	7.65	7.61	7.57	7.53	7.49

In der Tabelle 6.6 und Tabelle 6.7 hat man die theoretische Dichte für beiden Mischungen im verschiedenen prozentualen Gehalt des Bleis dargestellt:

Die Tabelle 6.6 für Mischung №5

die Menge des Bleis	+10%Pb	+20%Pb	+30%Pb	+40%Pb	+50Pb
p_{teor}	7.92	8.2	8.5	8.8	9.15

Die Tabelle 6.7 für Mischung №6

die Menge des Bleis	+10%Pb	+20%Pb	+30%Pb	+40%Pb	+50%Pb
p_{teor}	7.25	7.56	7.89	8.24	8.64

Die Dichte des Musters kann nach die Formel 6.8 und die Masse der Proben nach der Formel 6.9 errechnet werden:

$$p_{proben} = 0.9 * p_{teor} \quad (6.8)$$

$$m = p_{teor} V \quad (6.9)$$

wo: V-das Volumen des Musters