

На правах рукописи



Ван Яньху

**Развитие технологических основ термической обработки заготовок из  
сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволочно-дугового  
аддитивного производства**

Специальность 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и  
сплавов

**Автореферат**  
диссертации на соискание степени кандидата технических наук

Новокузнецк – 2022

Диссертационная работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева»

Научный **Коновалов Сергей Валерьевич**  
руководитель: доктор технических наук, профессор

Официальные **Сизова Ольга Владимировна**  
оппоненты: доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник ФГБУН «Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук»

**Бобрук Елена Владимировна**  
кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры материаловедения и физики металлов ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет»

Ведущая **Федеральное государственное бюджетное учреждение**  
организация: высшего образования «Самарский государственный технический университет»

Защита состоится «21» июня 2022 г. в 10-00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.401.01 при ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» по адресу: 654007, Россия, Кемеровская область – Кузбасс, г. Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42.

Факс: (3843) 46-57-92

E-mail: [ds21225201@sibsiu.ru](mailto:ds21225201@sibsiu.ru)

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет» и на официальном сайте университета [www.sibsiu.ru](http://www.sibsiu.ru).

Автореферат разослан: «\_\_» \_\_\_\_\_ 2022 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета 24.2.401.01  
д.т.н., доцент



Рыбенко Инна Анатольевна

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы исследования.** Надежность эксплуатации материалов является ключевым фактором в стратегически важных отраслях. Прочность и пластичность материалов одинаково важны для безопасности их эксплуатации. В связи с этим металлические материалы с высокой прочностью и пластичностью являются предметом пристального внимания в фундаментальных исследованиях и при использовании в промышленности. Как правило, данные свойства демонстрируют обратную зависимость. Однако сплавы системы Cu-Al являются прочными и пластичными и обладают уникальными характеристиками, например исключительной износостойкостью и коррозионной стойкостью, и хорошо известны в машиностроении. В настоящее время активно ведутся исследования различных способов получения сплавов системы Cu-Al: вакуумная плавка, плавка в дуговой печи, процессы порошковой металлургии и литье твердожидких композиционных материалов. Однако, вышеупомянутые методы имеют ряд ограничений: невозможность использования при производстве крупногабаритных деталей, низкая экономическая эффективность, разбрызгивание. Решение данных проблем обуславливает необходимость применения нового способа производства. Технологии аддитивного производства позволяют сократить время и оптимизировать затраты на производство. Одним из перспективных методов получения объемных металлических изделий является технология холодного переноса металла (cold metal transfer - CMT) на основе проволоочно-дугового аддитивного производства (wire-arc additive manufacturing – WAAM), который не требует существенного вложения тепловой энергии, имеет низкую себестоимость и обеспечивает осаждение металла без разбрызгивания и является менее затратным по сравнению с электронно-лучевым и селективным лазерным плавлением. Это обуславливает актуальность проведения исследований для получения методом холодного переноса сплавов системы Cu-Al, их термической обработки и исследования современными методами физического материаловедения.

**Степень научной разработанности проблемы.** В последнее время выполнены исследования сплава Cu-Al, которые показали, что Al как элемент твердого раствора в сплаве Cu-Al может увеличить образование деформационных двойников и плотность дислокаций. Кроме того, было установлено, что добавление микролегирующих элементов в сплав Cu-Al значительно улучшает его механические свойства. Выполнены исследования кинетики роста интерметаллических соединений, таких как  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}$  в литейных сплавах Cu-Al. Однако в настоящее время отсутствуют данные о детальном микроструктурном анализе, например о распределении легирующих элементов, механических свойствах и образовании интерметаллических фаз в сплавах системы Cu-Al, изготовленных методом проволоочно-дугового аддитивного производства с холодным переносом

металла.

**Цель и задачи работы.** Целью работы является установление закономерностей влияния термической обработки на свойства, микроструктуру и фазовый состав сплавов системы Cu-Al, изготовленных методом проволоочно-дугового аддитивного производства.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

- 1) исследовать структурно-фазовые состояния, дефектную субструктуру, а также деформационное поведение сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства;
- 2) установить закономерности влияния термической обработки и добавок Al, Si и Mg на свойства, микроструктуру и фазовый состав сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства;
- 3) установить и исследовать особенности влияния термической обработки на изменение микроструктуры на разных расстояниях от основы объемных изделий из сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg, полученных послойным осаждением металла при проволоочно-дуговом аддитивном производстве.

**Научная новизна.** Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования по установлению влияния Al, Si и Mg на формирование и изменение структуры, фазового состава и распределение элементов сплавов системы Cu-Al, полученных проволоочно-дуговым аддитивным производством с холодным переносом металла, и после их термической обработки. Определены и проанализированы основные факторы, определяющие механическое поведение сплавов системы Cu-Al после добавления Si и Mg и их термической обработки. Показано, что повышенная прочность и твердость сплава Cu-Al объясняется измельчением зерна и образованием частиц вторых фаз между слоями наплавленного металла. Выявлены особенности распределения основных элементов (Cu, Al) и второстепенных элементов (Si, Mg) в процессе проволоочно-дугового аддитивного производства.

**Теоретическая и практическая значимость работы.**

- Получены экспериментальные данные о влиянии гомогенизационного отжига и добавления Al, Si, Mg на формирование и изменение структуры, фазового состава и особенностей распределения химических элементов сплавов системы Cu-Al, изготовленных проволоочно-дуговым аддитивным производством методом холодного переноса металла. Это позволяет выявить особенности влияния легирующих элементов на свойства объемных изделий, изготовленных из сплавов системы Cu-Al.
- Практическая значимость работы заключается в апробировании технологии по получению методом проволоочно-дугового аддитивного производства объемных деталей из сплавов системы Cu-Al, обладающих повышенными механическими свойствами, и внедрении их в промышленность. Практическая значимость подтверждается справками и актами об

использовании результатов.

- Подана заявка на патент на изобретение «Вспомогательное устройство подачи проволоки для аддитивного производства методом дуговой сварки с холодным переносом металла» (заявка на патент № 2021101495). Его внедрение открывает новые возможности аддитивного производства крупногабаритных и сложных деталей с высокими эксплуатационными характеристиками методом проволоочно-дугового аддитивного производства из медно-алюминиевого сплава.

- Результаты диссертации внедрены в учебный процесс Самарского национального исследовательского университета им. академика С.П. Королева.

**Методология и методы исследования.** В диссертационной работе сплавы Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg получены методом проволоочно-дугового аддитивного производства с холодным переносом металла. Экспериментальные исследования проведены с использованием аналитического и испытательного оборудования кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Самарского университета и Института лазерного и оптоэлектронного интеллектуального производства университета Вэньчжоу. Экспериментальные исследования выполнены стандартными методами определения механических свойств, микроструктуры, фазового и элементного состава. Анализ микротвердости проводился с помощью микротвердомера Виккерса HXD-100TM/LCD. Изучение и анализ макроструктуры образцов осуществлялось с использованием оптического микроскопа LEICADM-2500M. Сканирующий электронный микроскоп Phenom XL и сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA использовался для наблюдения и многоаспектного анализа микроструктуры образцов, а также для исследования и анализа морфологии разрушения образцов при растяжении. Просвечивающий электронный микроскоп JEOL-2100F-Cryo использовался для анализа состава и микроструктуры образцов. Анализ и идентификация фаз в сплавах и определение фазового состава выполнено с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 ADVANCE.

**Положения, выносимые на защиту:**

- 1) совокупность результатов оптических и электронно-микроскопических исследований структуры, фазового состава сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg;
- 2) закономерности изменения после термической обработки структуры полученных проволоочно-дуговым методом сплавов на основе Cu-Al при пластической деформации;
- 3) совокупность результатов по влиянию Si и Mg на свойства и структуру сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства, с последующим гомогенизационным отжигом;
- 4) закономерности распределения Al, Si, Mg и образования интерметаллических фаз в прослойках и пограничных слоях после

проволочно-дугового получения и термической обработки.

**Степень достоверности и апробация результатов.** Достоверность результатов работы определяется корректностью поставленных задач, использованием апробированных методов, аппаратуры для наблюдения за материалом и методик исследования, применяемых в современном физическом материаловедении, значительным объемом экспериментальных данных и их согласованностью с результатами, полученными другими исследователями.

Полученные результаты были представлены на следующих конференциях: Российской национальной научной конференции «Современные проблемы науки», Благовещенск, 2017; Международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2018», Севастополь, 2018; 4th Academic Conference on «Special Powder Metallurgy and Composite Materials Procurement and Processing», Иньчуань, 2019; Special Lecture on «Metallic Materials for Graduate Students of the Faculty of Mechanics and Electrical Engineering», Венчжоу, 2019; XI Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2020; 2<sup>nd</sup> International Conference on «Functional Materials and Applied Technologies», Токио, 2020; научно-практическом семинаре «Актуальные проблемы физики конденсированных сред», Черноголовка, 2020, Международной конференции «Физика и технология перспективных материалов», Уфа, 2021.

**Публикации.** Результаты работы представлены в 14 публикациях: 7 статей в рецензируемых научных изданиях, включенных в международные базы Scopus и Web of Science, 1 заявке на патент, 2 статьи в прочих изданиях и 4 тезисов докладов на российских и международных конференциях. Список основных работ приведен в конце автореферата.

**Личный вклад автора** состоит в анализе литературных данных, планировании и проведении экспериментов и испытаний, разработке и апробированию лабораторной технологии, анализе результатов экспериментальных исследований, написании статей и тезисов, формулировании основных выводов и положений, выносимых на защиту.

**Соответствие диссертации специальности.** Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту специальности 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов по пунктам: 3) теоретические и экспериментальные исследования влияния структуры (типа, количества и характера распределения дефектов кристаллического строения) на физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства металлов и сплавов; 4) теоретические и экспериментальные исследования термических, термоупругих, термопластических, термохимических, термомагнитных, радиационных, акустических и других воздействий изменения структурного состояния и

свойств металлов и сплавов; 9) разработка новых принципов создания сплавов, обладающих заданным комплексом свойств, в том числе для работы в экстремальных условиях.

**Структура и объем диссертации.** Диссертация состоит из введения, 6 глав, списка литературы и приложений. Общий объем работы составляет 124 страницы, в том числе 8 таблиц и 57 рисунков. Список литературы включает в себя 132 источника.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во Введении** обоснована актуальность темы диссертации, степень ее разработанности, приведены цель и задачи исследования, научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы, методология и методы исследования, перечислены основные положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация результатов, указан личный вклад автора, соответствие паспорту специальности, структура и объем диссертации.

**В первой главе «Анализ современного состояния исследований сплавов системы Cu-Al»**, являющейся обзорной, проведен анализ научных источников, отражающих современное состояние проблемы исследования структуры и свойств сплавов системы Cu-Al. Особое внимание уделено аддитивному изготовлению объемных медно-алюминиевых сплавов и влиянию небольшого числа легирующих элементов на их эксплуатационные свойства. На основе анализа литературных источников сформулированы цель и задачи данной диссертационной работы.

**Во второй главе «Материал, методы и оборудование для исследований»** представлены материалы и оборудование, применяемое для изготовления объемных образцов. Для изготовления образцов методом холодного переноса металла использовался роботизированный сварочный комплекс CMT Advanced 4000R с установкой подачи проволоки WPC-600.

При аддитивной наплавке CMT использовались пластины из технически чистой меди двух размеров: 3x50x100 мм<sup>3</sup> и 10x50x100 мм<sup>3</sup>. Применялись следующие сварочные проволоки: медная сварочная проволока SAFRA CuSi<sub>3</sub>, SALE-S201, алюминиевая сварочная проволока AlSi<sub>5</sub>-ER4043, AlMg<sub>5</sub>-ER5356 и ER1100-S301 (Таблица 1) диаметром 1,2 мм.

Таблица 1 – Элементный состав проволок (масс. %)

№	Марка проволоки	Mn	Mg	Si	Cu	Al
1	SALE-S201	-	-	≤0,1	осн.	-
2	SAFRA- CuSi <sub>3</sub>	≤1	-	3	осн.	-
3	ER1100-S301	-	-	≤0,2	-	осн.
4	ER4043-AlSi <sub>5</sub>	-	≤0,1	5	-	осн.
5	ER5356-AlMg <sub>5</sub>	-	5	0,25	-	осн.

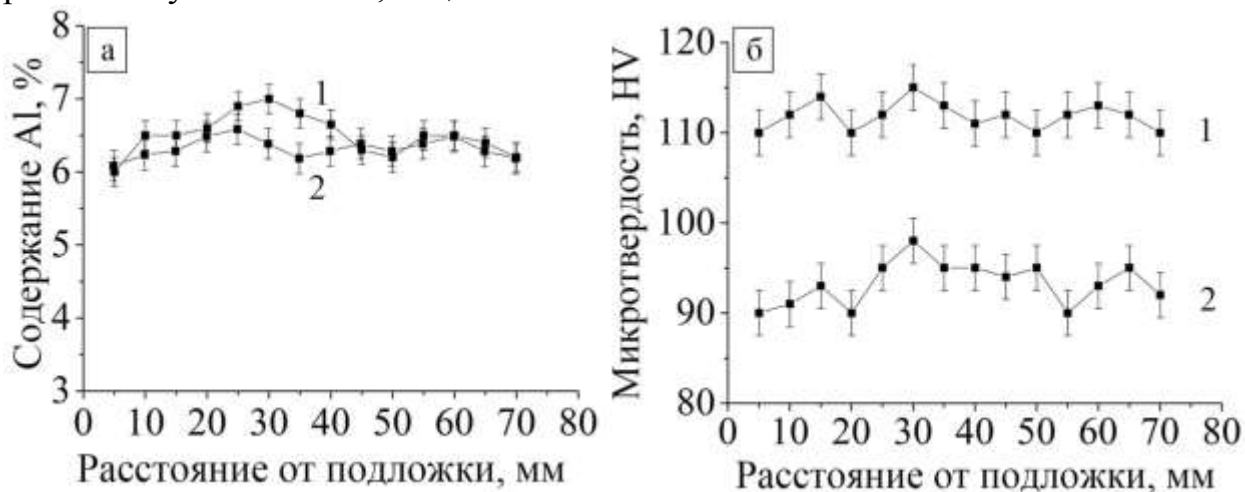
Сплавы системы Cu-Al были получены с использованием сварочных проволок 1 и 3; Cu-Al-Si – сварочных проволок 2 и 4; Cu-Al-Si-Mg сварочных

проволок 2 и 5, соответственно.

Параметры аддитивной наплавки были определены после серии пробных экспериментов по однопроходной и однослойной сварке. Для подачи проволоки было разработано вспомогательное устройство, которое устанавливается за сварочной горелкой СМТ. Угол между вспомогательным устройством и сварочной горелкой мм. составлял  $45 - 50^\circ$ , расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности – 18 – 22

Для обработки поверхности образцов и подготовки образцов использовалась установка электроэрозионной резки. Термическая обработка образца проводилась в муфельной печи SX2-2.5-10. Выполнен анализ микротвердости, макроструктуры, микроструктуры, морфологии разрушения образцов при растяжении. Выполнен анализ и идентификация фаз сплавов и определен фазовый состав.

В третьей главе «Влияние термической обработки на структуру и свойства аддитивно изготовленного сплава системы Cu-Al» изготовлены и исследованы образцы сплава Cu-Al. Исследование выполнено с объемными образцами в исходном состоянии и после гомогенизации при  $800^\circ\text{C}$  в течение 2 часов. Изучены в зависимости от состояния структура и механические свойства, дислокационная и двойниковая структура для определения деформационного поведения в условиях квазистатического нагружения. Анализ химического состава образцов показал, что средние значения содержания Al – 6,3 % и 6,1 % (рисунок 1а), соответственно, что близко к расчетному значению 6,5 %, но меньше его.



1 – исходное состояние; 2 – после гомогенизации

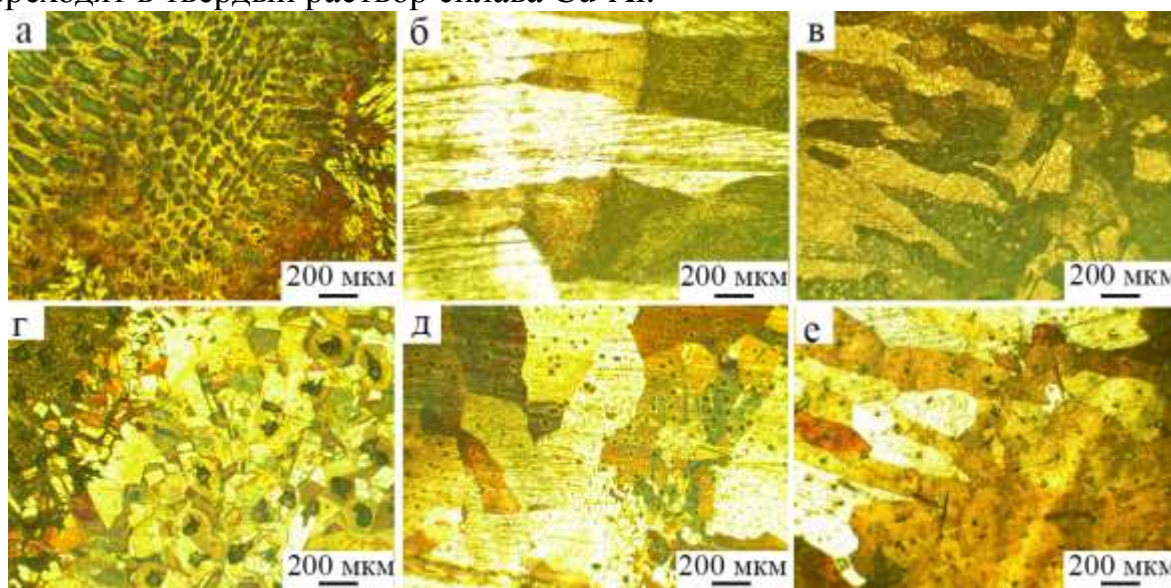
Рисунок 1 – Изменение содержания алюминия (а) и микротвердости (б) от расстояния от подложки

Средняя микротвердость в исходном состоянии составила 95 HV, а после термообработки – 112 HV (рисунок 1б), соответственно. Изменение микротвердости примерно сопоставимо с изменением содержания Al. Сравнивая кривые микротвердости в двух состояниях, видно, что после термообработки образцы имеют несколько более высокие значения. Это может быть связано с эффектом упрочнения твердого раствора, при котором



интерметаллиды  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  после термообработки переходят в твердый раствор  $\text{Cu-Al}$ .

Металлографический анализ показал, что в образцах имеется много крупных столбчатых зерен, особенно в средней и нижней областях образцов в обоих состояниях (рисунок 2). Столбчатые зерна растут вдоль направления осаждения. Это явление обусловлено многопроходностью аддитивного производства методом холодного переноса металла. Поскольку сплав  $\text{Cu-Al}$  формировался послойно, зерна образуются и растут в нижнем слое. Изменение температуры во время осаждения каждого слоя обеспечивает движущую силу для роста столбчатых зерен. В процессе осаждения расплавленный металл в последующих слоях является источником кристаллизации предыдущих столбчатых зерен и способствует росту зерен. В материале в исходном состоянии в микроструктуре верхней, средней и нижней зон образцов четко прослеживается измельчение зерен. На рентгенодифракционных спектрах (рисунок 3) видно, что содержание интерметаллида  $\text{CuAl}_2$  уменьшается, а интерметаллид  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  исчезает после термической обработки (гомогенизации). В свою очередь  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  переходят в твердый раствор сплава  $\text{Cu-Al}$ .



Исходное состояние: верхний (а), средний (б) и нижний (в) сегменты;

После гомогенизации: верхний (г), средний (д) и нижний (е) сегменты

Рисунок 2 – Изменение зеренной структуры в зависимости от состояния материала и расстояния от поверхности

Изучение поверхности излома образцов после испытаний на одноосное растяжение (рисунок 4з) показало наличие 3 зон: зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины. В процессе растяжения трещина образуется по модели эллипса.

Результаты механических испытаний на растяжение приведены в Таблице 2. Видно, что временное сопротивление при растяжении возрастает на 20...40 %, предел текучести – на 11...22 %, у относительного удлинения довольно большой разброс данных, но увеличение в среднем 25 %, а после

гомогенизации погрешность результатов снижается. Улучшение свойств термообработанного сплава в основном связано с измельчением зерна, что следует из анализа микроструктуры.

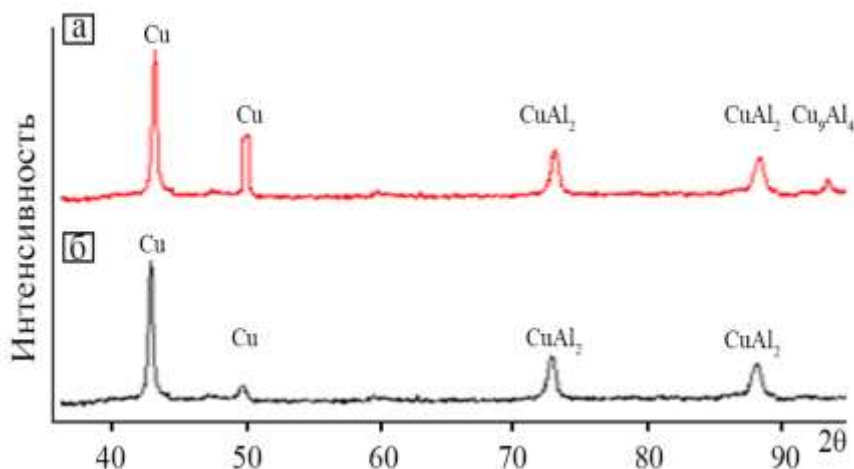
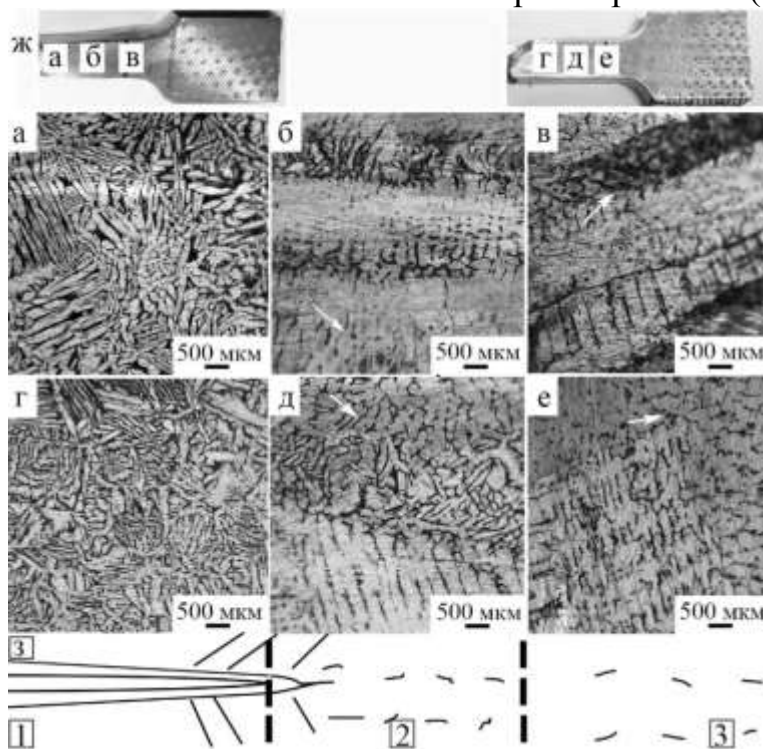


Рисунок 3 – Дифрактограммы материала в исходном состоянии (а) и после термообработки (б)



а-в – на расстоянии от поверхности разрушения (исходное состояние); г-е – на расстоянии от поверхности разрушения (после гомогенизации); ж – области анализа; з – схема роста трещины: 1 – зона роста трещины; 2 – переходная зона; 3 – зона микротрещин

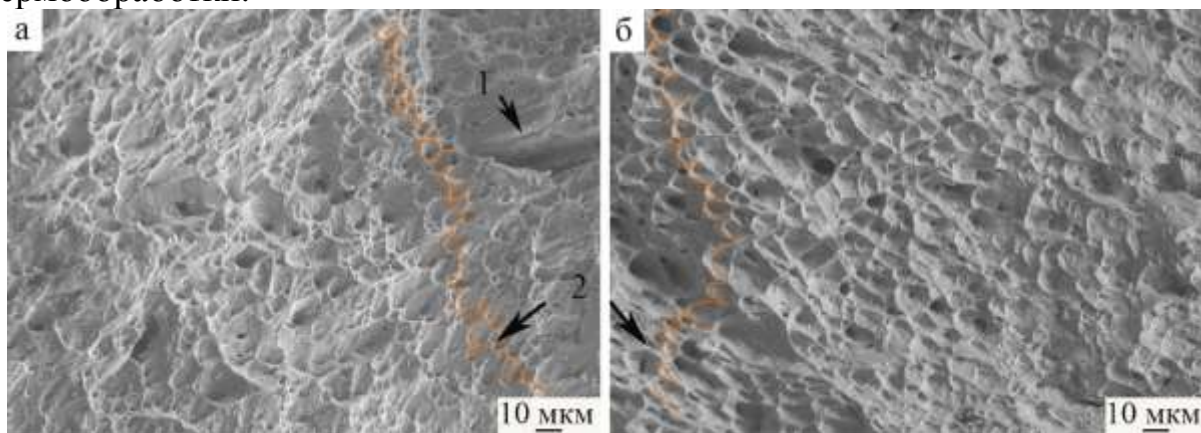
Рисунок 4 – Микроструктура сплава Cu-Al после растяжения

Таблица 2 – Результаты испытаний на растяжение образцов сплава Cu-Al

Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
исходное	205±10	103±3	28±5
после гомогенизации	265±8	120±2	35±3

Результаты фрактографии поверхностей разрушения, исследованных СЭМ методом, приведены на рисунке 5. На поверхностях разрушения образцов в обоих состояниях, подвергнувшихся растяжению, наблюдались параболические углубления. В исходном состоянии обнаружены плоскости

скола. Данные особенности поверхности разрушения подтверждают, что материал разрушился в результате вязкого разрушения. Присутствие плоскостей скола, однако, указывает на то, что материал в исходном состоянии был менее вязким по сравнению с материалом после термообработки.



а – исходное состояние; б – после гомогенизации; 1 – плоскость спайности;  
2 – параболические углубления

Рисунок 5 – Фрактография поверхности разрушения (СЭМ)

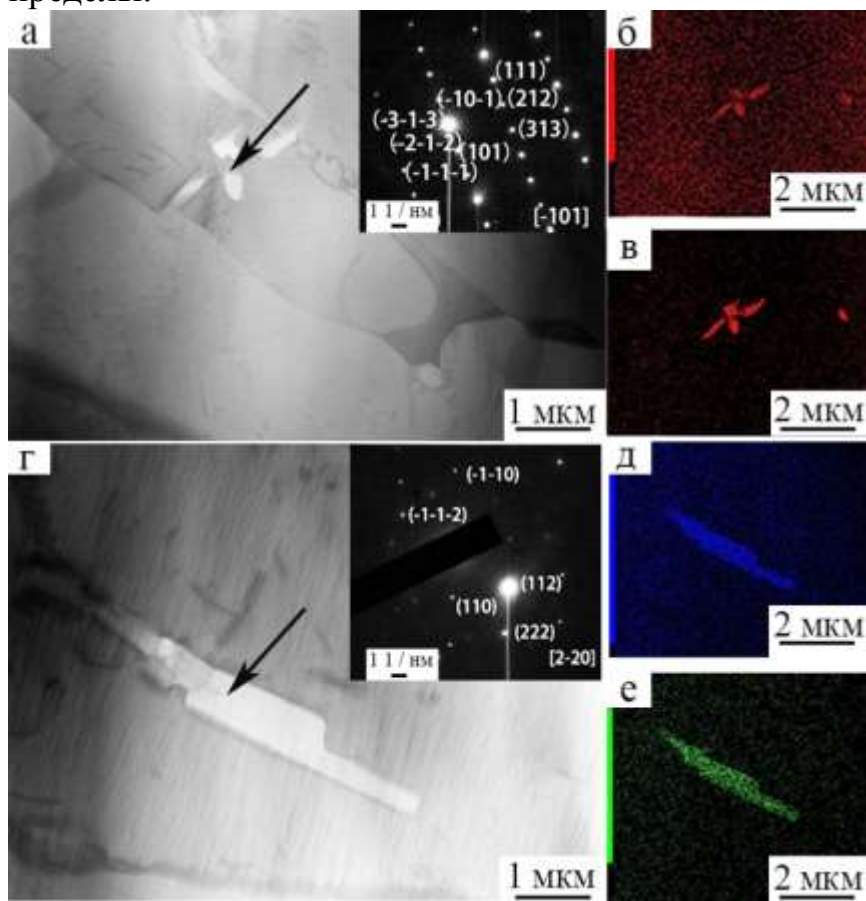
**В четвертой главе «Влияние химического состава на структуру и свойства сплава Cu-Al-Si, полученного проволоочно-дуговым аддитивным производством»** проведен анализ двух партий, отличающихся содержанием Al – 4,2 % и 6,3 % за счет варьирования режимов аддитивной наплавки. Изучено распределение элементов сплава внутри наплавленных слоев и на границе между слоями. Также изучено влияние Si и Al на свойства образцов.

Элементный анализ проведен внутри слоев и на границе между слоями образцов для обоих состояний. Для сплава Cu-Al-Si с 4,2 % Al установлено: в приграничной области видно скопление белых (лепестковых) областей внутри крупных столбчатых зерен. Некоторое количество субзерен в виде гранул также распределено на границе зерен (рисунок 6). С помощью рентгеновского микроспектрального анализа было установлено, что белые лепестковые области и зерна в виде гранул являются частицами второй фазы (образовавшейся во время осаждения сплава Cu-Al). На рисунке 6а приведен результат рентгеновского микроанализа частиц второй фазы. В основном они содержат Mg и Si. Микроэлектронограмма рефлексов, принадлежащих одной и той же кристаллической плоскости, указывает на то, что частицы второй фазы представляют собой монокристалл. Малоугловые границы и дислокационная субструктура не выявляются в частицах второй фазы. Микроэлектронограмма показывает, что частицы второй фазы являются интерметаллической фазой  $Mn_5Si_2$ . На рисунке 6б приведен результат рентгеновского микроанализа частицы второй фазы в межслоевой области. Частицы второй фазы содержат в основном медь и алюминий. В сплаве Cu-Al алюминий и медь легко образуют интерметаллиды вместо твердого раствора перед диффузией в сварочную ванну. Результаты микроэлектронной дифракции, полученные для частицы второй фазы, показывают, что это



интерметаллическая фаза  $\text{CuAl}_2$ .

На рисунке 7а представлены результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии пограничного слоя материала, находящегося в сплавах Cu-Al-Si с 6,3% Al. На рисунке 7е приведено электронно-микроскопическое изображение центральной области осажденного слоя и распределение марганца в центральной области. Видно, что алюминий имеет повышенную концентрацию в центре слоев по сравнению с периферийными областями, а марганец и кремний, наоборот, более сконцентрированы на границах слоев. При этом Mn и Si присутствуют в структуре в виде многокомпонентных включений (рисунок 7). Это может быть связано с тем, что большую часть сплава составляет Cu, небольшую часть – Al и совсем незначительная часть – это Si; поэтому разница в концентрации между Cu и Al, Si и Mn довольно существенна. Al и Cu могут образовывать соединение  $\text{CuAl}_2$  или  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . Небольшое количество элементов, таких как Si и Mn, которые находятся в низкой концентрации, не диффундируют в твердый раствор Cu, но диффундируют только за его пределы.

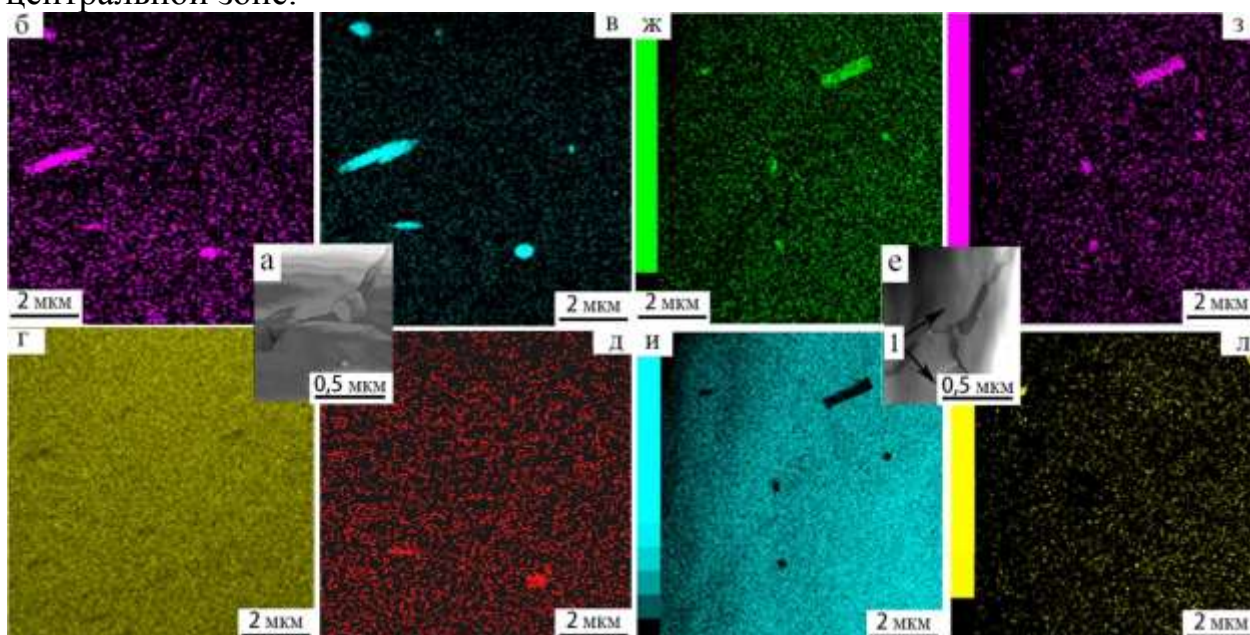


а) область пограничного слоя; распределение элементов Si (б) и Mn (в); г) в межслоевой области; распределение элементов Al (д) и Cu (е)

Рисунок 6 – Частицы второй фазы и результаты картирования сплава в сплавах Cu-Al-Si с 4,2 % Al

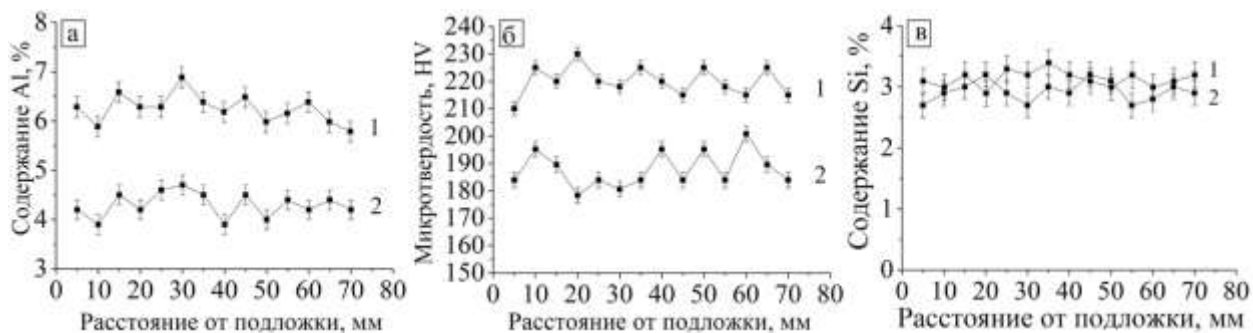
Данные о содержании Al, Si и микротвердости приведены на рисунке 8. Установлено, что среднее содержание Al составляет для состояния 1 и 2 4,2 % и 6,3 % соответственно. Как показано на рисунке 8б, средняя микротвердость для состояния 1 и 2 - 185 HV и 220 HV, соответственно. Изменение микротвердости сопоставимо с изменением содержания Al. Это может быть связано с эффектом упрочнения твердого раствора при добавлении Al и

образованием интерметаллических фаз, таких как  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . Добавление Si к сплавам Cu-Al также влияет на микротвердость сплава. Рисунок 8в показывает, что содержание Si в состоянии 2 больше, чем в состоянии 1. Это объясняет относительную стабильность значений микротвердости в центральной зоне.



Распределение элементов Mn (б, ж), Si (в, з), Cu (г, и) и Al (д, л); 1 – граница зерна

Рисунок 7 – Результаты картирования пограничного слоя (а) и центральной части наплавленного слоя (е) сплава Cu-Al-Si с 6,3 % Al



Содержание Al (а) и Si (в); б – микротвердость; 1 – Al 6,3 %; 2 – Al 4,2 %

Рисунок 8 – Изменение содержания Al, Si и микротвердости в зависимости от расстояния от верхнего края

Значения временного сопротивления при растяжении, предела текучести и относительного удлинения сплава Cu-Al-Si приведены в Таблице 3. Временное сопротивление при растяжении и предел текучести для сплава Cu-Al-Si с 6,3 % Al выше, чем у сплава Cu-Al-Si с 4,2 % Al. Предел текучести выше на 155 МПа, а временное сопротивление при растяжении выше примерно на 59 МПа. Значения временного сопротивления возросли в обоих случаях, но предел текучести значительно выше – почти в 2,7 раза, а

удлинение у сплава Cu-Al-Si с 4,2 % Al больше, чем у сплава Cu-Al-Si с 6,3 % Al. С увеличением содержания Al и Si временное сопротивление при растяжении и предел текучести сплава также увеличиваются, причем предел текучести увеличивается сильнее. Si имеет достаточную твердую растворимость в сплаве Cu-Al, а его добавление увеличивает текучесть расплавленного металла. Добавление Si, таким образом, приводит к более равномерному перемешиванию элементов и влияет на локальное образование интерметаллических фаз, что соответственно увеличивает свойства.

Сравнение результатов испытаний на растяжение образцов, вырезанных из различных частей аддитивно наплавленного сплава, показало, что временное сопротивление при растяжении и предел текучести образцов, изготовленных из средней части немного выше, чем образцов, подготовленных из нижней и верхней частей. Это, как правило, может быть вызвано несколькими факторами, одновременно действующими в процессе холодного переноса металла, такими как: одновременность осаждения и отслоения, осадок утончается сильнее в средней части, поскольку он проходит больше циклов осаждения и повторного нагрева, что повышает его производительность.

Таблица 3 – Результаты механических испытаний образцов из сплава Cu-Al-Si

Содержание Al, масс. %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
4,2	538 $\pm$ 50	393 $\pm$ 30	12 $\pm$ 2
6,3	596 $\pm$ 10	548 $\pm$ 40	6 $\pm$ 1

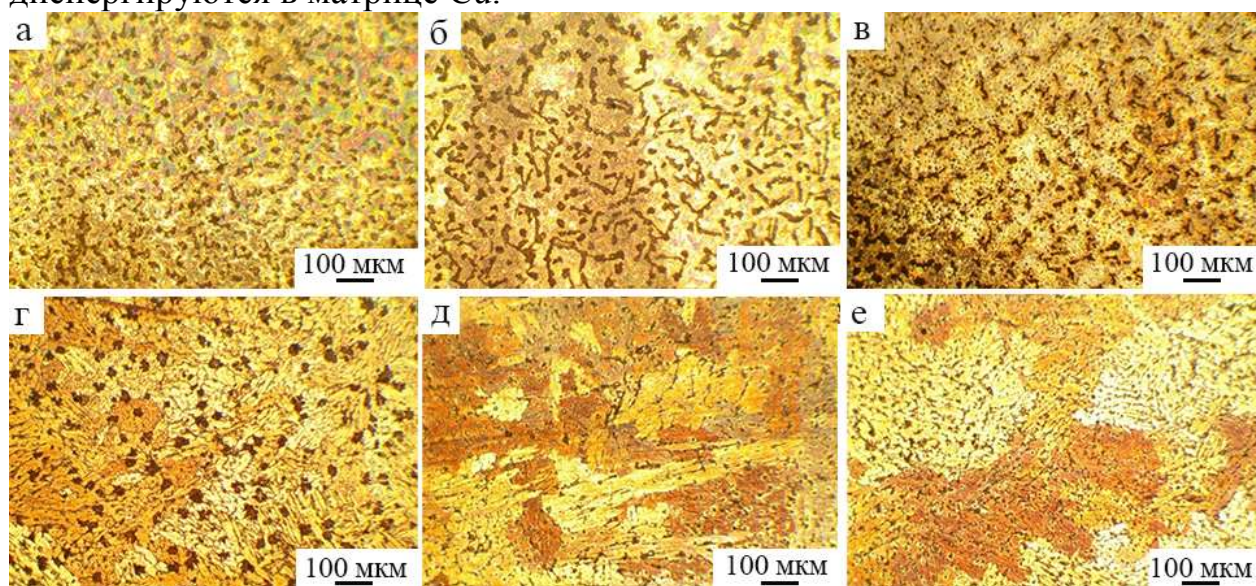
**В пятой главе «Влияние термической обработки на структуру и свойства аддитивно изготовленного сплава системы Cu-Al-Si-Mg»** изучены свойства сплава Cu-Al, содержащего Si и Mg. Как и в 3 главе, исследование выполнено с объемными образцами в исходном состоянии и после гомогенизации при 800 °С в течение 2 часов с охлаждением на воздухе.

Изображение структуры сплава в нижней, средней и верхней части объемных аддитивно-полученных заготовок, находящихся в обоих состояниях, показаны на рисунке 9. В сплаве в исходном состоянии много первичных фаз Si и эвтектических фаз Si. Из рисунка 9 а-в видно, что в верхней части материала в исходном состоянии больше первичного кремния, чем в средней и нижней частях. В средней и нижней частях, очевидно, имеется много вытянутых частиц эвтектического кремния. Из металлографического анализа структуры сплава после гомогенизации (рисунок 9г-е) видно, что первичных частиц фазы Si значительно меньше. Более очевидно, чем в состоянии без термообработки, образование столбчатых кристаллов медной фазы после гомогенизации, особенно в средней части заготовки.

Направление роста столбчатых кристаллов совпадает с направлением изготовления. Первичных фаз Si и фаз эвтектического Si в сплаве в исходном состоянии значительно больше, чем в состоянии после гомогенизации. Есть много столбчатых зерен, но в состоянии после гомогенизации они более



заметны, чем в исходном состоянии. После термообработки структура Si изменяется, тонкие и блочные фазы Si измельчаются до небольших глобул и диспергируются в матрице Cu.



Исходное состояние: верхний (а), средний (б) и нижний (в) сегменты;  
После гомогенизации: верхний (г), средний (д) и нижний (е) сегменты  
Рисунок 9 – Структура сплава в зависимости от состояния и расстояния от поверхности

Дифрактограммы образцов в исходном состоянии и после термической обработки приведены на рисунке 10. Из-за нестабильного характера процесса сварки и отсутствия дальнейшей гомогенизации в изготовленных заготовках выявлены интерметаллические фазы. В исходном состоянии выявляется шесть фаз, включая  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , Cu,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . По интенсивности пиков видно, что полученный сплав в основном состоит из твердого раствора Cu-Al, некоторого количества  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ . После термической обработки выявлено пять фаз:  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , Cu,  $\text{CuAl}_2$ . Сравнение дифрактограмм сплава в исходном состоянии показывает, что интерметаллид  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  полностью отсутствует, а содержание  $\text{Mg}_2\text{Si}$  увеличивается после термической обработки. Содержание  $\text{SiO}_2$  и  $\text{CuAl}_2$  практически не изменилось. На рентгенограммах выявляется  $\text{SiO}_2$ , который может увеличить микротвердость.

Средняя микротвердость сплава до и после термической обработки составляет 240 HV и 270 HV, соответственно (рисунок 11). Сравнение кривых микротвердости сплавов Cu-Al и Cu-Al-Si обнаруживает их сходство. Кривые микротвердости образцов имеют тенденцию к повышению в верхней части. Средняя микротвердость сплава Cu-Al составляла 95 HV, средняя микротвердость сплава Cu-Al-Si составляла 220 HV. Средняя твердость сплава Cu-Al-Si-Mg составляла 240 HV. Результаты показывают, что добавление Mg может улучшить микротвердость сплава Cu-Al-Si. Добавление Si и Mg в сплав Cu-Al может создавать хрупкие фазы, такие как  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , что увеличивает микротвердость. При дальнейшей термообработке было обнаружено увеличение содержания  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .

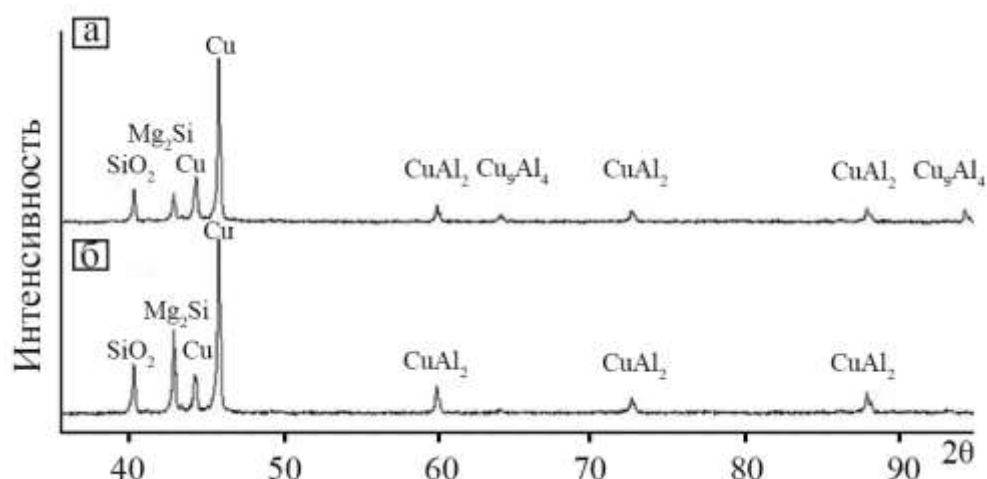
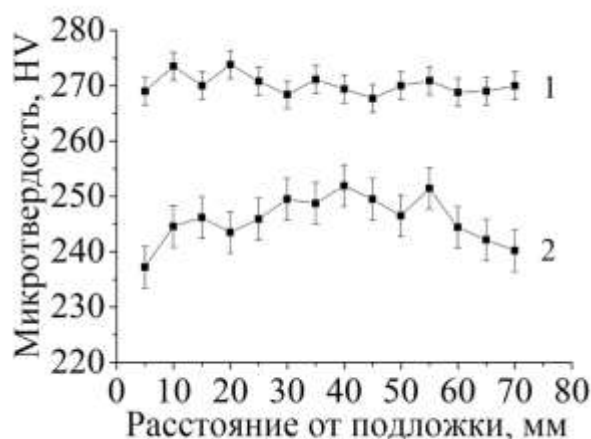


Рисунок 10 – Рентгенограммы сплава в исходном состоянии (а) и после термической обработки (б)

Результаты испытаний на растяжение образцов сплава Cu-Al-Si-Mg приведены в таблице 4. Видно, что термическая обработка способствовала увеличению механических свойств.



1 – после гомогенизации; 2 – исходное состояние

Рисунок 11 – Изменение микротвердости в зависимости от расстояния от подложки в исходном состоянии и после термической обработки

Таблица 4 – Результаты механических испытаний образцов из сплава Cu-Al-Si-Mg

Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное	456±7	70±2	7±1
После гомогенизации	507±8	79±3	8±1

В шестой главе «Апробация результатов экспериментальных исследований» представлены результаты применения диссертационной работы в производственных условиях и научно-образовательном процессе.



## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведения комплекса технологических мероприятий были подобраны режимы получения аддитивных заготовок сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg. Для получения заготовок в рамках выполнения работы было усовершенствовано технологическое оборудование. В работе исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства сплавов Cu-Al, Cu-Al-Si и Cu-Al-Si-Mg, полученных проволоочно-дуговым аддитивным производством по технологии холодного переноса металла. Выполненные исследования позволяют сделать следующие выводы:

1. Показано, что в сплаве Cu-Al после гомогенизационного отжига крупные столбчатые кристаллы сохраняются, а равноосные зерна измельчаются. Обнаружено растворение фаз  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в твердый раствор Cu-Al и повышение механических свойств сплава Cu-Al, полученного холодным переносом металла. Так, микротвердость увеличивается на 15,8 %, временное сопротивление при растяжении на 29,3 %, предел текучести на 16,5 %, а относительное удлинение на ~ 25 %, соответственно.
2. Результаты исследования сплавов системы Cu-Al на растяжение показали, что трещины появляются в столбчатых кристаллах сначала под действием внешних сил, а затем крупные кристаллы распадаются на мелкие зерна. После деформации на растяжение поверхность излома разделяется на три зоны: зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины.
3. Добавление Si приводит к более равномерному распределению элементов и уменьшает локальное образование интерметаллических фаз, что повышает такие свойства сплава Cu-Al как микротвердость (на 131,6 %), временное сопротивление при растяжении (на 190,7 %) и условный предел текучести (на 237,9 %) по сравнению со свойствами сплава системы Cu-Al.
4. Установлено, что после добавления Si и Mn к сплаву Cu-Al наблюдается четкое различие в распределении элементов в пограничном слое и центральной зоне осажденного слоя сплава Cu-Al-Si. Центральная область слоя обогащена атомами Al, но содержит меньше атомов Si по сравнению с пограничным слоем. Mn и Si образуют многоэлементные включения различных форм и размеров, такие как интерметаллическая фаза  $\text{Mn}_5\text{Si}_2$ . Al и Cu могут образовывать соединения  $\text{CuAl}_2$  или  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  в центральной зоне осажденного слоя.
5. При исследовании сплава Cu-Al-Si-Mg показано, что добавление Si и Mg в сплав Cu-Al приводит к образованию фазы  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , что повышает микротвердость (увеличение до 145 HV) сплава Cu-Al. Гомогенизация образцов сплава Cu-Al-Si-Mg приводит к увеличению микротвердости на ~ 12,5 % по сравнению с состоянием до нее. Кроме того, термическая обработка позволяет увеличить содержание  $\text{Mg}_2\text{Si}$ .
6. Показано, что добавление Si и Mg к сплавам системы Cu-Al уменьшает их пластичность. Так, разрушение сплава системы Cu-Al при пластической деформации происходит по вязкому типу, а в сплавах Cu-Al-Si-Mg – по

хрупкому.

7. Научные и технологические результаты диссертационной работы по установлению режимов проволоочно-дугового аддитивного производства с использованием холодного переноса металлов для получения изделий из сплавов системы Cu-Al апробированы и используются на производственных предприятиях Китайской народной республики и Российской Федерации, а также в образовательной сфере при подготовке студентов и аспирантов Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева.

## **СПИСОК ОСНОВНЫХ ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИОННОГО ИССЛЕДОВАНИЯ**

*Статьи в журналах, рекомендованных ВАК, а также в изданиях, входящих в  
базы Scopus и Web of Science*

1. Wang, Y. Additive Manufacturing Based on Welding Arc: A low-Cost Method / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov // Journal of Surface Investigation-X-Ray Synchrotron and Neutron Techniques. 2017. – V 11 (6). – P. 1317-1328.
2. Wang, Y. In-situ wire-feed additive manufacturing of Cu-Al alloy by addition of silicon / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov, C. Su, A. Noor Siddiquee, N. Gangil // Applied Surface Science. 2019. – V 487. – P. 1366-1375.
3. Wang, Y. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu-Al Alloy / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, R.A. Singh, S. Jayalakshmi // 3D Printing and Additive Manufacturing. 2021. – V 8 (5). – P. 331-339.
4. Wang, Y. Research on Cu-6.6%Al-3.2%Si alloy by dual wire arc additive manufacturing / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, Y. Ivanov, R.A. Singh // Journal of Materials Engineering and Performance. 2021. – V 30 (3). – P. 1694-1702.
5. Wang, Y. Deformation behavior of Cu-6.5 wt.% Al alloy under quasi-static tensile loading / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, V.B. Deev, E.S. Prusov // Journal of Materials Engineering and Performance. 2021. – V 30 (7). – P. 5086-5092.
6. Wang, Y. Influence of Silicon and Manganese on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu-Al Alloys by Cold Metal Transfer Welding / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, R.A. Singh, S. Jayalakshmi, Y. Ivanov, X. Pan // Metallography, Microstructure, and Analysis. 2021. – V 10 (3). – P. 314-320.
7. Wang, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Cu-6.5%Al Alloy Deposited by Wire Arc Additive Manufacturing / Y. Wang, C. Su, S.V. Konovalov // Metallography, Microstructure, and Analysis. 2021. – V 10. – P. 634-641.

### *Результаты интеллектуальной деятельности*

1. Заявка на патент № 2021101495 Россия. Устройство подачи

вспомогательной проволоки для изготовления присадочного материала, основанное на холодном переносе металла / Я. Ван, С.В. Коновалов, С. Чэнь; (Российская Федерация). - № 2021101495; Дата регистрации. 25.01.2021.

*В прочих изданиях*

1. Wang, Y. Process Parameters, Product Quality Monitoring, and Control of Powder Bed Fusion / Y. Wang, X. Chen, S. Jayalakshmi, R.A. Singh, M. Gupta // Transactions on Intelligent Welding Manufacturing. 2019. – V 3 (1). – P. 89-108.
2. Wang, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Cu–Al Alloy Deposited by Additive Manufacturing / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, Y. Ivanov, R.A. Singh, S. Jayalakshmi, X. Pan // Materials Highlights. 2021. – V 2 (3). – P. 46-51.
3. Wang, Y. Investigation of the properties of a copper-aluminum alloy in the production of an additive wire arc in situ / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov // 4th Academic Conference on Special Powder Metallurgy and Procurement and Processing of Composite Materials. – Yinchuan: Non-ferrous metal technology platform, 2019. – P. 49.
4. Ван, Я. Исследование свойств медно-алюминиевого сплава на основе дугового аддитивного производства / Я. Ван // LXXXII Международные научные чтения (Памяти С. П. Капицы). – Москва: Европейский фонд инновационного развития, 2020. – P. 39-41.
5. Wang, Y. The research of Fe-Cr-Al alloy made by wire arc additive manufacturing technology / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov // XI Международная конференция "Фазовые превращения и прочность кристаллов" (ФППК-2020), памяти академика Г.В. Курдюмова. – Черноголовка: Научный центр РАН в Черноголовке, 2020. – P. 130.
6. Wang, Y. Influence of Si, Mg and Mn on the microstructure and mechanical properties of Cu-Al manufactured by cold metal transfer welding / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov // Тринадцатое ежегодное заседание научного совета по физике конденсированных сред при отделении физических наук РАН и научно-практического семинара «актуальные проблемы физики конденсированных сред». – Черноголовка: Научный центр РАН в Черноголовке, 2020. – P. 60.