

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«САМАРСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ АКАДЕМИКА С. П. КОРОЛЕВА»
(САМАРСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)

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

Диссертация
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Коновалов Сергей Валерьевич

Самара – 2022

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
1 АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al	12
1.1 Анализ интерметаллических соединений	13
1.2 Дефекты упаковки	16
1.3 Степень изученности сплавов системы Cu-Al	19
Выводы и постановка цели исследования	28
2 МАТЕРИАЛ, МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	30
2.1 Оборудование для проволоочно-дугового аддитивного производства	30
2.2 Подготовка образцов и испытательное оборудование	31
2.2.1 Оборудование для изготовления и обработки образцов	31
2.2.2 Оборудование для экспериментальных исследований	34
2.3 Материалы для экспериментальных исследований	36
2.4 Технологические режимы проволоочно-дугового аддитивного производства	37
2.4.1 Подбор параметра угла θ	38
2.4.2 Подбор параметра расстояния Н	41
2.4.3 Подбор параметра скорости движения	43
2.5 Методика проволоочно-дугового аддитивного производства исследуемых образцов	45
3 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Al	52

3.1 Исследование влияния термической обработки на характер распределения алюминия в сечении аддитивно изготовленных образцов сплава системы Cu-Al	52
3.2 Исследование влияния термической обработки на изменение микротвердости в сечении аддитивно изготовленных образцов сплава системы Cu-Al.....	53
3.3 Исследование влияния термической обработки на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al	54
3.4 Исследование влияния термической обработки на фазовый состав аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al	56
3.5 Исследование влияния термической обработки на изменение механических свойств и структуры после пластической деформации аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al.....	57
3.6 Выводы по главе 3	63
4 ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-Al-Si, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ.....	65
4.1 Исследование влияния содержания Al и Si в аддитивно изготовленных образцах на микротвердость	65
4.2 Анализ распределения элементов в наплавленных слоях аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si	68
4.3 Исследование влияния содержания Al на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплавов системы Cu-Al-Si.....	72

4.4	Исследование механических свойств аддитивно изготовленных образцов из сплавов системы Cu-Al-Si	73
4.5	Выводы по главе 4	76
5	ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Al-Si-Mg	77
5.1	Исследование влияния термической обработки на характер распределения Al, Si и Mg в сечении аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg.....	77
5.2	Исследование влияния термической обработки на изменение микротвердости в сечении аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg	79
5.3	Исследование влияния термической обработки на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg.....	80
5.4	Исследование влияния термической обработки на фазовый состав аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg.....	82
5.5	Исследование свойств аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg	86
5.6	Выводы по главе 5	87
6	АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ	89
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	91
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	93
	ПРИЛОЖЕНИЯ	109
	Приложение 1.....	109
	Приложение 2.....	110

<i>Приложение 3.....</i>	<i>114</i>
<i>Приложение 4.....</i>	<i>118</i>
<i>Приложение 5.....</i>	<i>122</i>
<i>Приложение 6.....</i>	<i>123</i>
<i>Приложение 7.....</i>	<i>124</i>

ВВЕДЕНИЕ

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 CuAl_2 , Cu_9Al_4 , Cu_3Al 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 проволочно-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 проволочно-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 проволочно-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 проволочно-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 проволочно-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 проволочно-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 проволочно-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», Веньчжоу, 2019; XI Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» памяти академика Г.В. Курдюмова, Черноголовка, 2020; 2nd 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.

Автор благодарен научному руководителю д.т.н., профессору С.В. Коновалову, PhD, профессору С. Чэнь, сотрудникам кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения: к.т.н., доцентам Е.А. Носовой, С.В. Воронину, А.А. Мельникову и соавторам публикаций по теме диссертации.

1 АНАЛИЗ СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al

Развитие материалов – основы жизни и хозяйственной деятельности человека – имеет тысячелетнюю историю и характеризует эволюцию человеческого общества. Медь является одним из первых металлов, открытых и используемых человеком. В седьмом столетии до нашей эры человек применял натуральную медь для создания украшений. Поскольку медь является одним из старейших материалов, имеющихся в распоряжении человечества, эволюция металлической меди тесно связана с историческим развитием общества. Общественные трансформации и создание высокотехнологичных продуктов обуславливают изменения требований, выдвигаемых человечеством к эксплуатационным характеристикам металлических материалов, которые становятся настолько высокими, что традиционные материалы, имеющие только медь в своем составе, уже не могут им соответствовать. Преимущества меди – высокая электропроводность и теплопроводность, антикоррозионные свойства и хорошая износостойкость, однако она обладает высокой плотностью, ее ресурсы ограничены, а цена высока. К достоинствам алюминия относятся низкая плотность, высокая проводимость, хорошая вязкость, низкая стоимость и его более внушительные запасы, но данный материал менее прочен и менее износостоек. Таким образом, материалы, состоящие из алюминия и меди, обладают не только всеми преимуществами меди и алюминия в чистом виде, но и способствуют их эффективному использованию, созданию более легковесных материалов, экономии энергии и сокращению нагрузки на окружающую среду. В последние десятилетия материалы, имеющие медь и алюминий в своем составе, активно изучаются и применяются на практике благодаря комбинации многочисленных уникальных свойств биметаллов [1 - 6]. Появились также жаропрочные и высокоэнтропийные сплавы меди, интерметаллические соединения.

Сплавы меди и алюминия представляют собой типичные материалы с границентрированной кубической кристаллической решеткой. Энергия дефекта упаковки играет важную роль при пластической деформации металлов с границентрированной кубической кристаллической решеткой. Ее значение для деформации

металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой выступало предметом изучения ряда исследований [7]. Согласно традиционной теории пластической деформации, энергия дефекта упаковки является одним из ключевых факторов, влияющих на механизм деформации на микроуровне в материалах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой [8]. Для металлов и сплавов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой, обладающих средней и высокой энергией дефекта упаковки, дислокационное скольжение обычно наблюдается на микроуровне. Механизм деформации, то есть измельчение зерна и процесс развития микроструктуры, зависит от сложного характера изменения дислокаций. Будучи единственным элементом твердого раствора в медно-алюминиевом сплаве, алюминий оказывает влияние не только на энергию дефекта упаковки, но и воздействует на механические свойства в процессе деформации. По данным исследований, увеличение содержания алюминия в сплаве меди и алюминия может уменьшить энергию дефекта упаковки сплава [9, 10]. В процессе деформации алюминий в составе медно-алюминиевого сплава способствует формированию деформационных двойников и плотностей дислокаций. Увеличение плотности дислокаций приводит к появлению большего количества двойников, а двойники с высокой плотностью обуславливают появление вторичных двойников, что вызывает измельчение зерна и улучшает механические свойства сплава. Таким образом, интерметаллические соединения и дефекты упаковки являются важными факторами, влияющими на эксплуатационные свойства сплавов системы Cu-Al.

1.1 Анализ интерметаллических соединений

Беспрецедентное развитие современной технологии и промышленности послужило причиной увеличения потребности в современных конструкционных материалах с исключительными механическими характеристиками, а также вызвало подъем уровня производства данных материалов. Характеристики данных материалов должны отвечать более высоким стандартам, например, иметь высокую прочность, вязкость и антикоррозионные свойства. Принципиальным условием использования материалов в стратегически важных хозяйственных отраслях считаются

надежные эксплуатационные характеристики, демонстрируемые изделиями из данных материалов в течение определенного периода времени и в определенных условиях эксплуатации. Прочность и вязкость играют одинаково важную роль в долговременной эксплуатации. Данные свойства обычно подчиняются обратно-пропорциональной зависимости. Для большинства сплавов, представляющих перспективу для промышленного использования, проблемой являются интерметаллические соединения. Увеличение объемной доли интерметаллидов – причина существенного роста удельного электрического сопротивления [11]. Интерметаллиды представляют собой соединения, образованные двумя металлами или металлом и металлоидом. Данное соединение, состоящее из двух и более металлических элементов, имеет упорядоченную кристаллическую решетку с большим радиусом, отличную от его компонентов, и основное свойство металлов. В общем виде выделяют интерметаллиды Курнакова, бертоллиды и дальтониды. Интерметаллидами Курнакова принято считать соединения, состав которых находится в границах, задаваемых химической формулой; выше определенной критической температуры (ниже температуры плавления) атомы составных компонентов хаотично перемешиваются и выстраиваются в сплав, нарушая, таким образом, существовавший порядок. К бертоллидам относятся соединения, состав которых находится в пределах, определенных химической формулой, атомы упорядочиваются в точке плавления, и фазовая кривая является стабильной до прекращения реакции. Дальтонидами считаются такие вещества, состав которых не соответствует химической формуле, предусматривающей границы обеих составляющих. В интерметаллидах существуют металлические, ионные и ковалентные связи. Интерметаллиды Курнакова имеют сильные металлические связи, а бертоллиды и дальтониды обладают сильными ионными и ковалентными, но слабыми металлическими связями.

Интерметаллические соединения можно классифицировать на геометрически плотноупакованные фазы и топографически плотноупакованные фазы в соответствии с типами кристаллической решетки. Геометрически плотноупакованная фаза образована хаотически плотноупакованными поверхностями. Она сильно симметрична, в ней присутствует множество поверхностей скольжения

дислокаций, что важно для достижения пластичности. На рисунке 1.1 представлены различные формы геометрически плотноупакованных фаз. Топографически плотноупакованные фазы представляют собой оптимальную комбинацию атомов разного размера, необходимых для получения сложной структуры, состоящей из тетраэдров, или имеющих их большинство в качестве компонентов. На рисунке 1.2 показаны несколько различных форм топографически плотноупакованных фаз.

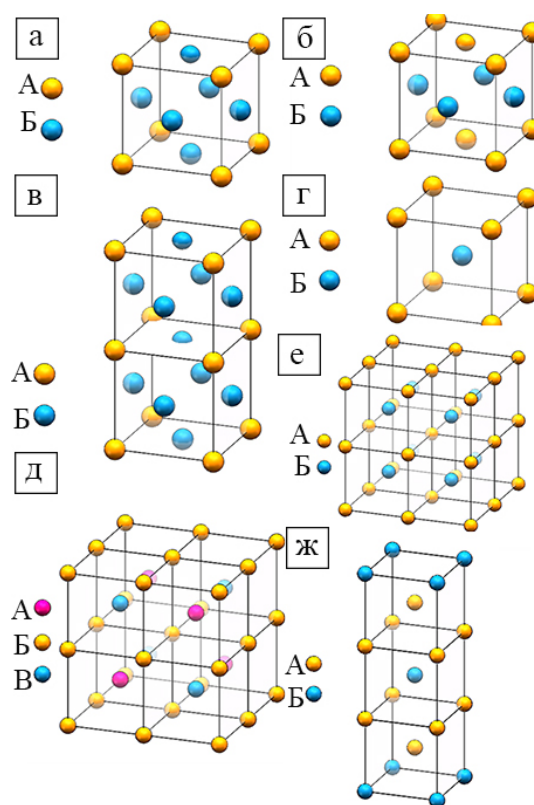


Рисунок 1.1 – Разные формы геометрически плотноупакованных фаз (а: тип $L1_2$, б: тип $L1_0$, в: тип $D0_{22}$, г: тип B_2 , д: тип DO_3 , е: тип $L2_1$, ж: тип $C11_b$)

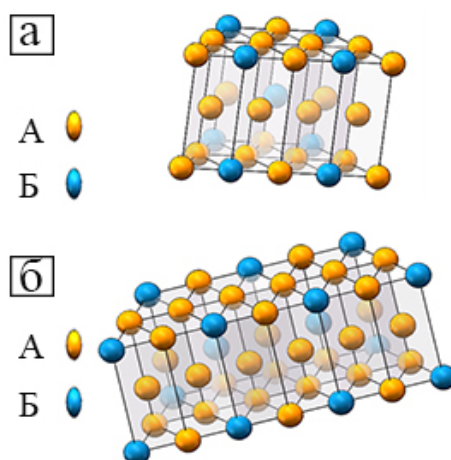


Рисунок 1.2 – Разные формы геометрически плотноупакованных фаз (а: тип Cu_3Ti , б: $D0_{19}$)

Исследования, проведенные методом современного спектроскопического анализа, показывают, что структура интерметаллидов достаточно разнообразна и не сопоставима со структурой элементов, входящих в их состав [12]. Атомы, выстраиваясь в интерметаллидах, образуют новую по-иному организованную сверхрешетку с уникальными свойствами. Так, температурные свойства интерметаллидов лучше, чем у жаропрочных сплавов, их отличают высокая удельная прочность и долговечность, хорошая проводимость тепла и антикоррозионные свойства. По сравнению с керамическими материалами они характеризуются более высокой ударной прочностью, а также легче обрабатываются в горячем состоянии [12 - 14]. На интерметаллиды (например MoSi_2) не влияет высокая температура, и они могут использоваться в разработке конструкционных материалов, предназначенных для эксплуатации в экстремально высоких температурах. Интерметаллические материалы характеризуются также электромагнитными свойствами и представляют собой разновидность функциональных электромагнитных материалов. Они широко используются в энергетике и сфере коммуникационных линий. Данные материалы обладают сверхпроводимостью и могут применяться в производстве, хранении и транспортировке электроэнергии. Такие интерметаллиды, как NiAl , отличаются высокой антикоррозионной стойкостью и находят применение в покрытии поверхности устойчивых к ползучести материалов с целью улучшения их антикоррозионных свойств. Исследования показали, что реакция на поверхности раздела тонкого слоя интерметаллидов улучшает качество связующего в металлургическом производстве [15, 16]. Ряд интерметаллических соединений легко образуется в медно-алюминиевых сплавах, например в CuAl , Cu_3Al , CuAl_2 , Cu_3Al_2 и Cu_9Al_4 . Данный факт также учитывается при выборе медно-алюминиевого сплава в качестве наиболее часто используемого материала для изучения интерметаллидов.

1.2 Дефекты упаковки

Интерметаллиды представляют собой крупные соединения металлических элементов. Образованию интерметаллических соединений часто подвержены

металлы с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой, обладающие низкой энергией дефекта упаковки. Данную форму можно рассматривать как полную кристаллическую решетку в плоскости дефекта упаковки, появившегося с обеих сторон решеток неперiodического цикла, результат перемещения показан на рисунке 1.3. Например, в структуре на рисунке 1.3, специфическая стандартная схема упаковки представляет собой повторяемость трех слоев ... АБВАБВАБВ ..., АБВ А \ В, появляется в месте, отмеченным овалом на рисунке 1.3, и является смещением, в котором возникает дефект упаковки. Если последовательность упаковки отличается от ее нормального вида, говорят о дефекте упаковки.

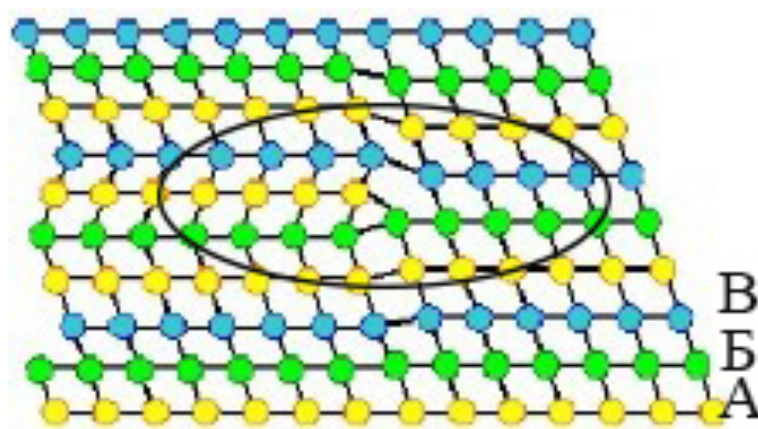


Рисунок 1.3 – Дефект упаковки

Распространенными дефектами упаковки в кристаллах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой считаются внутренние и внешние дефекты. Внутренний дефект определяется следующим образом: в кристаллах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой при удалении слоя атомов «Б» последовательность упаковки записывается следующим образом: «АБВА-ВАБВ», как показано на рисунке 1.4. Если в кристалл с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой поместить слой атомов «в» например между слоями атомов «А» и «Б», как показано на рисунке 1.5, то последовательность упаковки запишется «АБВАВБВАБВ», и этот тип дефекта упаковки называется внешним дефектом.

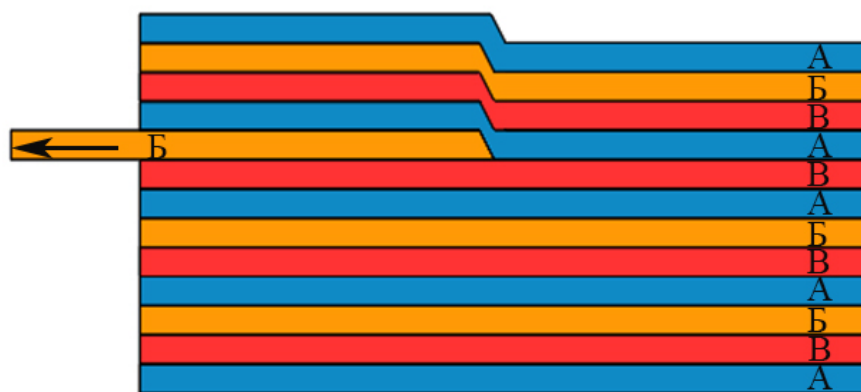


Рисунок 1.4 – Внутренний дефект

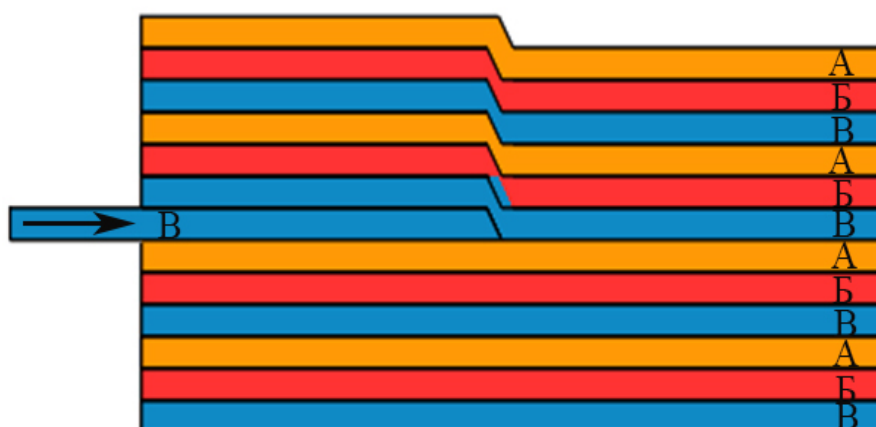


Рисунок 1.5 – Внешний дефект

Сплавы с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой с низкой энергией дефекта упаковки обычно обладают высокой скоростью деформационного упрочнения, хорошей прочностью и вязкостью, способностью к образованию двойников. (Два кристалла или две части кристалла называются двойниками, если они зеркально симметричны друг другу в пространстве относительно общей плоскости кристалла. Иногда двойниками считают непрерывную структуру дефекта упаковки). В процессе интенсивной пластической деформации измельчение зерна может привести к увеличению предела текучести и предела прочности на разрыв. В связи с этим, уменьшение энергии дефекта упаковки вызовет увеличение прочности в тех случаях, когда деформационные двойники имеют важное значение [17 - 20].

Образование двойников представляет собой метод пластического нагружения, который отличается от деформационного скольжения. Двойники, появившиеся в процессе двойниковой деформации, называются деформированными двойниками. Двойниковую деформацию наблюдают, в основном, в шестигранных плотноупакованных кристаллах или в кристаллах с объемно-центрированной кристаллической решеткой с незначительным количеством систем скольжения. В случае затруднения скольжения деформацию легко провести методом двойникования. Однако для металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой, в которых больше систем скольжения, двойниковая деформация легко осуществима только в системах с энергией дефекта в нижнем слое. В металлах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой, имеющих энергию дефекта в среднем или верхнем слое, деформированные двойники могут образовываться только в условиях экстремального деформационного нагружения. В настоящее время большое количество деформированных двойников обнаруживается в металлах, например в меди и алюминии, в которых энергия дефекта сконцентрирована в средних и верхних слоях.

1.3 Степень изученности сплавов системы Cu-Al

Эксплуатационные качества конструкционных материалов связаны с безопасностью и надежностью инженерных конструкций. Прочность и вязкость являются равнозначными по важности факторами, влияющими на эффективность эксплуатации материала. Данные свойства выступают предметом исследования фундаментальных и прикладных работ, изучающих эффективность промышленной эксплуатации [21 - 24]. Однако в большинстве материалов прочность и вязкость находятся в компромиссных отношениях, то есть сложно получить одновременно прочный и вязкий материал [25]. Медь и сплавы на ее основе отличаются хорошей электропроводностью и теплопроводностью, низким контактным сопротивлением. Алюминий и его сплавы обладают отличными свойствами, среди которых – низкая стоимость, высокая проводимость, хорошие антикоррозионные свойства и низкая плотность [26, 27]. Соединения меди и алюминия относятся к уникальным и имеют

многочисленные преимущества биметаллов, а также такие свойства, как прочность, вязкость, коррозионная стойкость и сопротивление износу, исходя из чего, они относятся к наиболее применяемым в машиностроении [28]. Листовые слоистые материалы, состоящие из слоев алюминия и меди, представляют собой промежуточные продукты для производства коннекторов, армированного кабеля, электрических шин и теплопроводящих элементов, преимуществом которых является легкий вес [29]. Сплавы системы алюминий и медь находят применение в строительстве трубопроводов для транспортировки полезных ископаемых, в авиационной промышленности, производстве аккумуляторов и кораблестроении. Например, медно-алюминиевый сплав, будучи материалом отрицательного электрода, может быть использован в производстве аккумуляторов. Особый интерес к литий-ионным аккумуляторам связан с разработкой новых источников энергии. Тем не менее, дальнейшая разработка литий-ионных аккумуляторов с высокой плотностью энергии сильно усложняется относительно низкой теоретической производительностью графитовых анодных материалов для литий-ионных аккумуляторов. Исследования, направленные на изучение сочетаемости отрицательных электродов на основе алюминия с материалами положительных электродов с высокой поверхностной плотностью, могут решить проблему теоретической производительности отрицательных электродов. Но отрицательный электрод на основе алюминия может значительно увеличиться в объеме, произойдут изменения, и аккумулятор преждевременно выйдет из строя [30]. В ряде работ отмечено, что неактивная медь сочетается с активным алюминием, равномерно распределяется, и это соединение препятствует увеличению в объеме в процессе разрядки, значительно улучшая, при этом, целостность структуры анодных материалов на основе алюминия [31]. В процессе производства медно-алюминиевых сплавов возможно формирование различных интерметаллических соединений, например Al_2Cu , AlCu , Al_3Cu_4 , Al_2Cu_3 и Al_4Cu_9 могут образовываться в сплаве меди и алюминия при температуре ниже 400°C , в связи с чем легко формируются деформированные двойники, привлекающие в последнее время пристальное внимание со стороны исследователей. Их

образование и рост играют важную роль в силу влияния на электропроводность и механические свойства.

Предложено несколько методов улучшения прочности и вязкости медно-алюминиевых сплавов. Например, изменение химического состава и термообработка. Эти процессы вызывают упрочнение твердого раствора, образование границ при граничном упрочнении, появление частиц вторичных фаз при дисперсном упрочнении, измельчение зерна и улучшение однородности микроструктуры, и влияют, таким образом, на движение дислокаций и изменение свойств сплава [32 - 36]. Основная идея улучшения прочности заключается в сокращении движения дислокаций, в то время как для улучшения вязкости необходимо наоборот его стимулировать [37]. Алюминий ограниченно растворяется в меди в твердом состоянии, что способствует увеличению числа деформационных двойников и плотности дислокаций в процессе деформационного двойникования [38]. Механические свойства, такие как твердость и прочность на разрыв, зависят преимущественно от деформационных двойников и плотности дислокаций [39]. Сплав меди и алюминия имеет градиентную структуру, которая может эффективно подавлять локализацию напряжений, улучшая в результате механические свойства материала. Механизм деформационного двойникования представляет собой один из наиболее эффективных методов контроля над локализацией напряжений. В процессе обработки в медно-алюминиевом сплаве при понижении энергии дефекта упаковки будет образовываться больше двойников и широких дефектов упаковки. Это одновременно улучшит прочность и вязкость сплавов, так как будет активировано и накоплено большее количество дислокаций и двойников [40 - 43]. Показано, что растягивающие напряжения напрямую связаны с интерметаллическими соединениями. В свете потенциальной возможности применения медно-алюминиевых сплавов в ведущих отраслях промышленности ведется интенсивная работа по созданию разных способов обработки данных сплавов. В настоящее время фокус изучения сплавов системы Cu-Al несколько сместился с микролегирующих элементов, например Si и Mg или твердых керамических частиц, добавляемых для улучшения прочности и твердости, снижения стоимости, увеличения производительности на

низкозатратную, высокоэффективную аддитивную технологию методом наплавки [44]. Композитные материалы, послойно созданные из слоев металла, становятся сейчас все более востребованными в промышленности благодаря их улучшенным металлическим свойствам, лучшей коррозионной стойкости, высокой электропроводимости, экономической рентабельности и т.д. [45, 46]. Технология аддитивного производства, известная также как технология быстрого прототипирования, технология 3D печати [47, 48] способна сократить время обработки и затраты на ее проведение [49 - 51]. Технология аддитивного производства представляет собой новый метод более быстрого и точного производства. Она нашла широкое применение в аэрокосмической, энергетической, автомобильной и других отраслях промышленности.

Доля, занимаемая аддитивным производством в различных отраслях промышленности, показана на рисунке 1.6. Видно, что с помощью данной технологии возможно изготовление индивидуальных и обладающих высокой важностью продуктов: персональные медицинские имплантаты для пациентов, лопастные рабочие колеса, необходимые для безопасной эксплуатации атомных электростанций. Аддитивное производство изделий из металла больше не коррелирует с размером изготавливаемых деталей, то есть, можно изготовить как большие лопастки турбин, так и маленькие топливные форсунки. Другим существенным преимуществом данной технологии является то, что если ранее для производства изделия со сложной структурой требовалось изготовить множество элементов, составляющих данное изделие, то сейчас в этом нет необходимости, и можно сразу сделать готовый продукт. Данная инновация обладает общемировым значением, поскольку напрямую влияет на систему снабжения.

Аддитивное производство металлов можно разделить на 5 типов (рисунок 1.7) в соответствии с используемым сырьем (проволока или порошок), источником тепла (лазер, плазма, пучок электронов и дуга) [52]. Технологические процессы, широко используемые в производстве металлических аддитивных материалов, это порошковое аддитивное производство [53 - 66] и аддитивное производство с помощью проволоки [67, 68]. Самый распространенный источник энергии – лазер

(лазерное спекание или плавление) [69 - 81]. Широкое применение нашли аддитивные технологии, основанные на использовании лазера: (1) селективное лазерное плавление, (2) прямое лазерное спекание металлов и (3) послойное лазерное плавление [82]. Известно несколько технологических процессов сварки, например сварка неплавящимся электродом, плазменная сварка, дуговая сварка в защитных газах в технологии аддитивного производства с помощью дуговой сварки. Чтобы привести металл в жидкое состояние в сварке неплавящимся электродом и плазменной сварке используют неплавящиеся вольфрамовые электроды. В то же самое время дуговая сварка в защитных газах является технологическим процессом, предполагающим образование дуги между проволоочным электродом и металлической деталью. Кроме этого, разработана технология холодного переноса металла. Она также предполагает образование электрической дуги между плавящимся проволоочным электродом и металлической деталью и считается модифицированной дуговой сваркой в защитных газах [83 - 85].

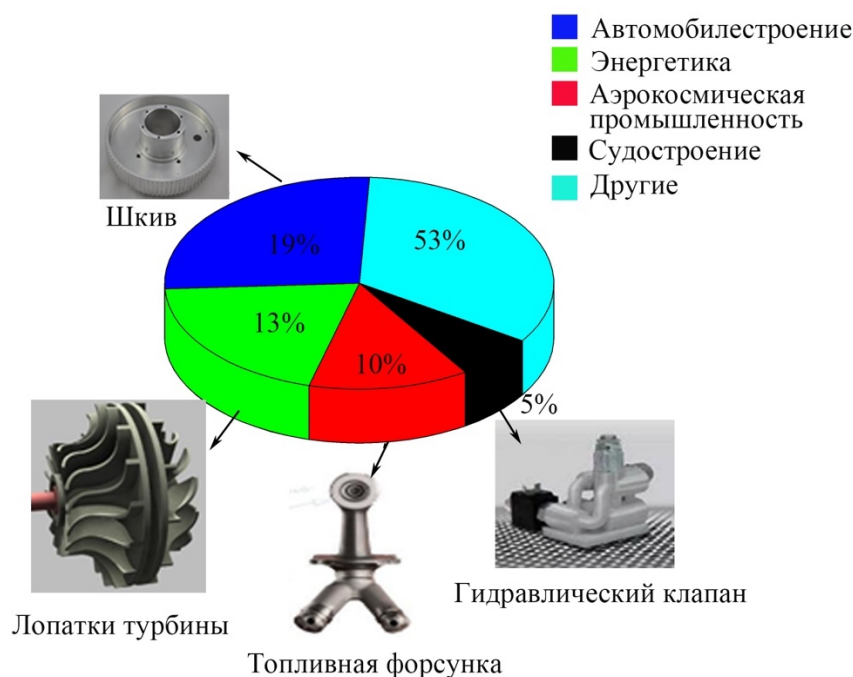


Рисунок 1.6 – Применение аддитивной технологии производства металлов в различных отраслях промышленности



а – Расплавление материала в заранее сформированном слое; б – Прямой подвод энергии непосредственно в место; в – Выдавливание материала; г – Разбрызгивание материала; д – Разбрызгивание связующего; е – Соединение листовых материалов; ж – Фотополимеризация в ванне

Рисунок 1.7 – Сфера применения аддитивного производства металлических материалов

К первыми исследованиям по применению порошка в производстве сплавов из меди и алюминия относятся вакуумное плавление [86, 21], плавление в электродуговой печи [87], технологии помола в шаровой мельнице и порошковой металлургии [88, 89], а также твердо-жидкий синтез композиционных материалов [90].

Ramirez и др. [54] создали инновационную выкристаллизовавшуюся микро-структуру в компонентах меди путем плавления с помощью пучка электронов. Изделия, произведенные данным способом, обладают более высокой твердостью, чем необработанный порошок и листы меди, изготавливаемые в промышленном масштабе. Scudino и др. [91] использовали селективное лазерное плавление для получения объемных образцов бронзы Cu–10Sn с высокой плотностью. Показано, что высокая скорость охлаждения, вызванная лазерной обработкой, может привести к измельчению структуры в изделиях, созданных с помощью технологии селективного лазерного плавления. Несмотря на высокую точность технологии порошкового металлургического производства деталей малого размера [92] она

чувствительна к условиям окружающей среды и, как правило, требует защитной атмосферы. Кроме того, эти процессы неприемлемы для изготовления изделий со сложной геометрической формой – отмечается частое образование дефектов, загрязнения форм частицами, пузыри газа и т.д., что негативно сказывается на качестве продукта и увеличивает затраты. Помимо этого, все представленные выше технологические процессы являются трудоемкими, требуют много времени, высока вероятность появления температура-обусловленных дефектов и потребность в специализированной оснастке, формах и приспособлениях. По сравнению с разными аддитивными технологиями, считается, что аддитивное производство с использованием дуговой сварки подходит для производства изделий среднего и большого размера благодаря относительно высокой скорости наплавки, потенциально неограниченному объему партии изделий, низкому коэффициенту использования материала, несущественным капитальным затратам и расходам на используемые вспомогательные материалы, сокращению времени процесса.

В отличие от лазерного (электронного) напыления аддитивное производство с помощью сварочной дуги является не только малозатратной, но и высокоэффективной технологией. Работы в этой области показали, что скорость нанесения слоя при лазерном или электронном напылении составляет 2–10 гр./мин., а при напылении с помощью технологии дуговой сварки около 50–130 гр./мин. [93, 94]. Аддитивное производство с помощью дуговой сварки не имеет конструкционных ограничений, что считалось исключительным преимуществом порошкового производства, например селективного лазерного плавления и плавки пучком электронов.

Bai и др. [95] изучали формирование микроструктуры Al-6.3% Cu в процессе аддитивного производства с использованием сварки вольфрамовым электродом в среде инертного газа. Показано, что отсутствие эффекта дисперсионного упрочнения в процессе производства обуславливает низкую прочность на разрыв. Naga и др. [96] изготавливали сплавы различного состава плавлением газо-вольфрамовой дугой. Было выявлено, что модификация составов сплавов приводит к появлению мелкого равноосного зерна, измельченной эвтектики, значительного количества мелких выпадающих фаз, резистентным к высоким температурам. Shen и др. [97]

применяли сварку неплавящимся электродом для изготовления сплава Cu-9%Al в естественных условиях. Термообработка полученных образцов показала, что повышение температуры закалки приводит к уменьшению содержания выпадающих фаз. В результате улучшается качество сплава, постепенно увеличиваются прочность и вязкость, незначительно изменяется микроструктура. Была продемонстрирована возможность производства медно-алюминиевого сплава в естественных условиях с использованием аддитивной технологии, основанной на дуговой сварке. Guo и др. [49] изучали свойства двойной проволоки и дугового аддитивного производства и изготовили с его помощью сплав Al-6.3%Cu с небольшим содержанием магния. В результате улучшилась твердость наплавленных слоев Al-6.3%Cu (77.5HV) и микротвердость сплава Al-Cu-Mg. Прочностные качества можно также значительно улучшить, добавив небольшое количество магния.

Плавка электронным пучком и селективное лазерное плавление являются затратными технологиями, а сварка неплавящимся электродом/дуговая сварка в среде защитных газов малопроизводительна. Эти проблемы можно решить за счет применения дуговой сварки в защитных газах, основанной на холодном переносе металла. Более того, холодный перенос металла осуществляется с низким тепловложением, препятствует образованию капель и обеспечивает перенос металла без разбрызгивания, благодаря данной технологии можно устранить основные недостатки сварки. Таким образом, она хорошо подходит для производства медно-алюминиевых сплавов, так как разбрызгивание дуги представляет собой серьезную проблему при производстве медно-алюминиевого сплава аддитивным методом с помощью дуговой сварки. Для аддитивного производства с помощью дуговой сварки актуальной является проблема разбрызгивания, когда жидкий металл разлетается вокруг расплавленной ванны на сварочную проволоку и свариваемую деталь под действием силы сварочной дуги в процессе сварки. Проблема разбрызгивания особенно остро стоит в аддитивном производстве медно-алюминиевого сплава с помощью дуговой сварки, поскольку приводит к потере алюминиевой составляющей, влияет на формирование сплава и его свойства. Было изучено применение холодного переноса металла в производстве медных сплавов и показаны хорошие

результаты. Cong и др. [98, 99] исследовали влияние режима дуги в процессе холодного переноса металла на пористость сплава Al-6.3%Cu, полученного путем аддитивного производства с помощью дуговой сварки, а также влияние режимов холодного переноса металла и нанесения слоев на пористость, микроструктуру и микротвердость сплава Al-6.3%Cu, полученного таким же способом. Для исследований использовалось пять режимов дуги: обычный холодный перенос металла, импульсный, ускоренный и ускоренно-импульсный холодный перенос металла. Показано, что наиболее приемлемым процессом для наплавки алюминиевого сплава является ускоренно-импульсный холодный перенос металла. Также ускоренный холодный перенос металла и процесс блокировки уменьшает поры в аддитивном производстве сплава алюминия с помощью дуговой сварки. Liu и др. [100, 101] применяли холодный перенос металла для создания сплава Cu-Al-Si с высоким содержанием меди с 8.3% содержанием алюминия. По результатам исследования показано, что сплав обладает хорошей плотностью и отличными механическими свойствами. Растягивающие характеристики образцов, взятых вертикально, лучше, чем у горизонтально полученных образцов. Устойчивость к деформации выше, чем у промышленно изготовленной подложки T2-Cu. Изучена также глубокая криогенная обработка с разными интервалами времени (0, 6, 12 и 24 часа). Выявлено улучшение микротвердости и свойств при растяжении за счет глубокой криогенной обработки. Микротвердость увеличивалась с ростом продолжительности глубокого криогенного воздействия, а свойства при растяжении оказались оптимальными при 12-часовой глубокой криогенной обработке. Gu и др. [102] исследовали два способа упрочнения сплава Al-6.3Cu, полученного путем аддитивного производства на основе холодного переноса металла: межслойная холодная обработка и термообработка после нанесения слоев. Ими были изучены механизмы упрочнения путем микроструктурного анализа и показано, что в отличие от межслойной прокатки термообработка после нанесения слоев способствует большему увеличению прочности.

Выводы и постановка цели исследования

Резюмируя вышесказанное, медно-алюминиевые сплавы имеют уникальные свойства, неоспоримой актуальностью обладают работы, в которых они выступают материалом для исследования интерметаллидов, дефектов упаковки и двойников. В настоящее время выделяют следующие магистральные направления изучения медно-алюминиевых сплавов:

- 1) изучение влияния добавки микроэлементов (Si и Mg) на свойства сплава;
- 2) корреляция различных технологических процессов (вакуумная плавка, плавление в дуговой печи, селективное лазерное плавление и аддитивное производство с помощью дуговой сварки) и свойств сплава;
- 3) влияние постобработки (термообработка, криогенная обработка, обработка поверхности) на свойства сплава. Многие сплавы производятся с использованием соответствующих технологий, а затем изучается их влияние на свойства сплава. Во внимание не принимают добавку микроэлементов на свойства сплава.

Анализируя несколько распространенных способов аддитивного производства медно-алюминиевых сплавов, показано, что в настоящее время преимуществами обладает аддитивное производство с помощью дуговой сварки, основанное на холодном переносе металла, особенно при изготовлении крупногабаритных изделий и изделий со сложной геометрической формой. Тем не менее, отсутствует детальное рассмотрение аддитивного производства медно-алюминиевого сплава путем дуговой сварки на основе холодного переноса металла, малоизучены характеристики распределения добавляемых микроэлементов и основных элементов в межслойном пространстве и центральной части слоя, а также распределение интерметаллидов в межслойном пространстве и центральной части слоя.

С учетом вышесказанного, в данной работе предлагается комбинированный метод производства, объединения проволок и технологию постобработки сплавов алюминия и меди. В рамках работы изучены сплавы Cu-Al, сплавы Cu-Al-Si с небольшим содержанием Mg и сплавы Cu-Al-Mg, содержащие в своем составе небольшое количество Si, полученные путем проволоочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла.

В связи с этим сформулирована цель настоящей работы: установление закономерностей влияния термической обработки на свойства, микроструктуру и фазовый состав сплавов системы Cu-Al, изготовленных методом проволочно-дугового аддитивного производства.

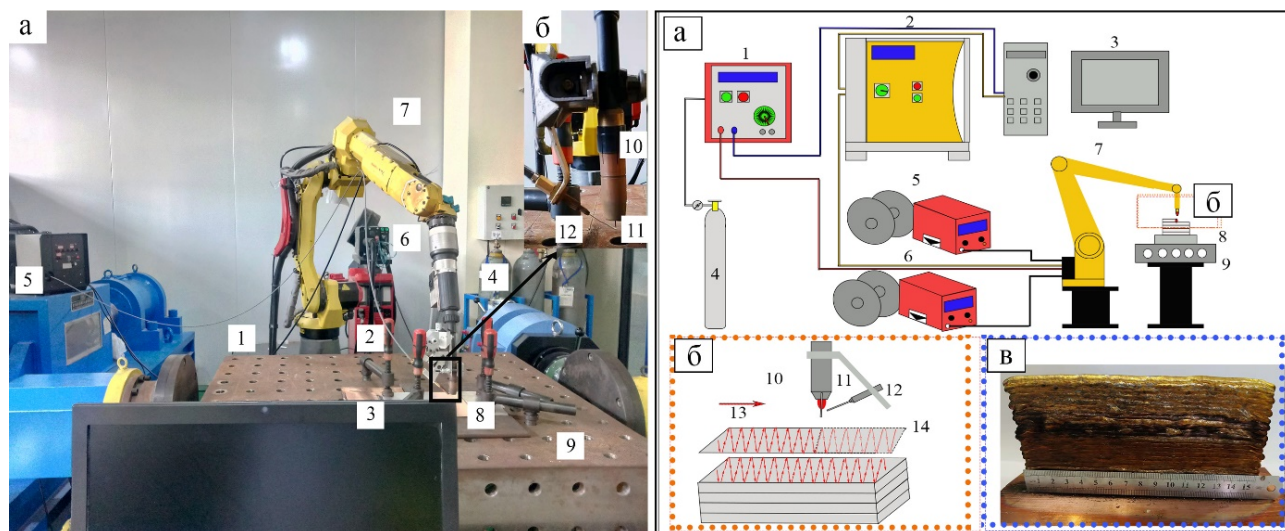
Для реализации поставленной цели в работе необходимо решить следующие задачи:

- 1) исследовать структурно-фазовые состояния, дефектную субструктуру, а также деформационное поведение сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволочно-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 проволочно-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 проволочно-дуговом аддитивном производстве.

2 МАТЕРИАЛ, МЕТОДЫ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Оборудование для проволоочно-дугового аддитивного производства

Установка для реализации процесса проволоочно-дугового аддитивного производства, основанного на холодном переносе металла, показана на рисунке 2.1. Принцип ее работы заключается в послойном формировании объемного изделия путем раздельной подачи двух проволок в одну расплавленную ванну. Система состоит из рабочего стола, пульта управления, шестикоординатного робота модели FANUC M10i, в нижней части которого установлена сварочная головка холодной передачи металла, устройства ускоренной холодной передачи металла (4000R), независимого механизма подачи проволоки (WPC-600) и камеры высокоскоростной съемки.



а – схема аддитивного производства с проволоочной дугой; б – вспомогательное головное устройство подачи проволоки; в – образец; 1 – источник питания; 2 – шкаф управления роботом; 3 – система управления; 4 – защитный газ Ar; 5, 6 – механизмы подачи проволок 1 и 2; 7 – робот; 8 – подложка; 9 – верстак; 10 – факел; 11 – проволока 1; 12 – проволока 2; 13 – технологический маршрут; 14 – слой

Рисунок 2.1 – Внешний вид установки аддитивного производства с помощью сварочной дуги

Система аддитивного производства с использованием проволоки двух видов оснащена программным обеспечением 3D печати металла, работающим в

автономном режиме, которое может выполнять такие функции, как послойная резка, выбор траектории, моделирование и создание программы. Устройство вспомогательной головки подачи проволоки (рисунок 2.2) приводится в действие механизмом независимой подачи проволоки. Устройство смонтировано на сварочной головке холодной передачи металла и образует систему подачи проволоки двух видов с холодным переносом металла. Характеристики данного вспомогательного устройства подачи проволоки позволяют выполнять его регулировку вверх-вниз, вправо-влево, под углом и т.п., что позволяет применять его в целях настоящего исследования. Камера высокоскоростной съемки фиксирует поведение капель.

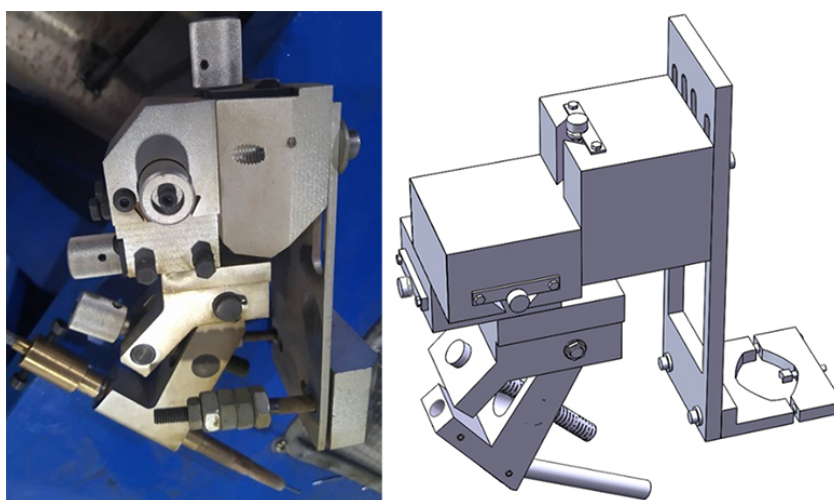


Рисунок 2.2 – Устройство вспомогательной головки подачи проволоки

2.2 Подготовка образцов и испытательное оборудование

Для изучения свойств получаемых сплавов, включая предел текучести, предел прочности при растяжении и микротвердость, анализа микроструктуры и тонкой структуры методами СЭМ и ПЭМ, состава сплавов и распределения элементов в них изготовлены экспериментальные образцы.

2.2.1 Оборудование для изготовления и обработки образцов

Поверхность сплава, полученного проволоочно-дуговым аддитивным производством (wire arc additive manufacturing - WAAM) методом, довольно грубая, поэтому ее необходимо обработать специальным инструментом, чтобы сделать более ровной для последующего изучения. Обработка на электроэрозионном вырезном

станке отличается высокой точностью, в процессе резки используется охлаждающая жидкость, препятствующая чрезмерным колебаниям температуры в сплаве и нарушениям целостности структуры сплава, с помощью данной технологии возможна резка сложных изделий. Обработка проведена электроэрозионным вырезным станком модели DK7750 (рисунок 2.3). В обычных условиях поверхность также можно обработать путем проволочной резки, но в силу большого размера площади поверхности образца эффективность данного вида обработки может снижаться в процессе резки. Иногда качество обрабатываемой поверхности низкое, и проволока может застревать или рваться. В работе использован фрезерный станок с ЧПУ VDL 850A для фрезерования двух плоскостей образца (рисунок 2.4). Он отличается гибкостью, высокой точностью, стабильным и надежным качеством обработки, а также высокой производительностью. Он хорошо подходит для крупногабаритных деталей.



Рисунок 2.3 – Обработка на электроэрозионном вырезном станке



Рисунок 2.4 – Фрезерный станок с ЧПУ

В работе использован двухскоростной шлифовальный станок УМР-2В (рисунок 2.5) для шлифовки и полировки образцов, необходимых для проведения металлографических исследований, рентгенодифракционного анализа, измерения твердости, состава образцов и проведения просвечивающей электронной микроскопии и т.п. Шлифовальную бумагу применяют в зависимости от требований к шероховатости поверхности (в работе использовали бумагу с зернистостью 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000 и 5000). Термическая обработка реализовывалась с использованием печи сопротивления МР-2 (рисунок 2.6).



Рисунок 2.5 – Двухскоростная шлифовальная машина УМР-2В



Рисунок 2.6 – Печь сопротивления SX2-2.5-10

2.2.2 Оборудование для экспериментальных исследований

Для изучения рабочих характеристик разных сплавов, полученных с использованием системы аддитивного производства с двойной подачей проволоки, необходим анализ микротвердости, микроструктуры, фазового состава, распределения элементов и элементного состава. Микротвердомер Викерса HXD-100TM / LCD (рисунок 2.7) применялся для качественного анализа твердости образца. Оптический микроскоп LEICADM-2500M (рисунок 2.8) использован для наблюдений и анализа макроструктуры образцов сплава. Настольный растровый электронный микроскоп Phenom XL (рисунок 2.9) и сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA (рисунок 2.10) применен для наблюдения и подробного анализа микроструктуры наплавленных образцов, а также изучению с его помощью морфологии разрыва при проведении испытаний на растяжение. Просвечивающий электронный микроскоп JEOL-2100F-Cryo (рисунок 2.11) потребовался для изучения состава образца и его микроструктуры. Рентгенодифракционный анализ проводился с помощью дифрактометра Bruker D8 ADVANCE (рисунок 2.12) для определения фаз в сплавах.



Рисунок 2.7 – Микротвердомер по Вickersу HXD-100TM / LCD



Рисунок 2.8 – Оптический микроскоп LEICADM-2500M



Рисунок 2.9 – Настольный растровый электронный микроскоп Phenom XL



Рисунок 2.10 – Сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA



Рисунок 2.11 – Просвечивающий электронный микроскоп JEOL-2100F



Рисунок 2.12 – Рентгеновский дифрактометр Bruker D8 ADVANCE

2.3 Материалы для экспериментальных исследований

В качестве подложки в работе использовали пластины, изготовленные из технически чистой меди двух размеров: 1) толщиной 3 мм, шириной 50 мм и длиной 100 мм, 2) толщиной 10 мм, шириной 50 мм и длиной 100 мм. Материал сварочной проволоки – медная проволока SAFRA CuSi3, SALE-S201, алюминиевая проволока AlSi5-ER4043, AlMg5-ER5356 и ER1100-S301. Диаметр проволоки – 1,2 мм. Химический состав сварочной проволоки приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Элементный состав материалов сварочной проволоки (вес. %)

№	Марка проволоки	Mn	Mg	Si	Cu	Al
1	SALE-S201	-	-	$\leq 0,1$	ост.	-
2	SAFRA-CuSi ₃	≤ 1	-	3	ост.	-
3	ER1100-S301	-	-	$\leq 0,2$	-	ост.
4	ER4043-AlSi ₅	-	$\leq 0,1$	5	-	ост.
5	ER5356-AlMg ₅	-	5	0,25	-	ост.

2.4 Технологические режимы проволоочно-дугового аддитивного производства

Нагрев и охлаждение в процессе обработки влияют на микроструктуру и механические характеристики изделия [103] и оказывают сильное воздействие на обрабатываемость материала [104] и усталостную прочность. В данной работе выбраны параметры обработки, требующиеся для варьирования и количества подаваемого тепла, и потока тепла на определенную зону обрабатываемого изделия, а затем определить влияние параметров процесса на микроструктуру получаемого продукта для выбора оптимальных параметров. Определили число настраиваемых параметров: монтажное положение устройства вспомогательной головки подачи проволоки, угол (θ) между устройством вспомогательной головки подачи проволоки и сварочной горелки холодной передачи металла, расстоянием (Н) от контактного наконечника до рабочей поверхности и скоростью движения сварочной горелки холодного переноса металла (рисунок 2.13).

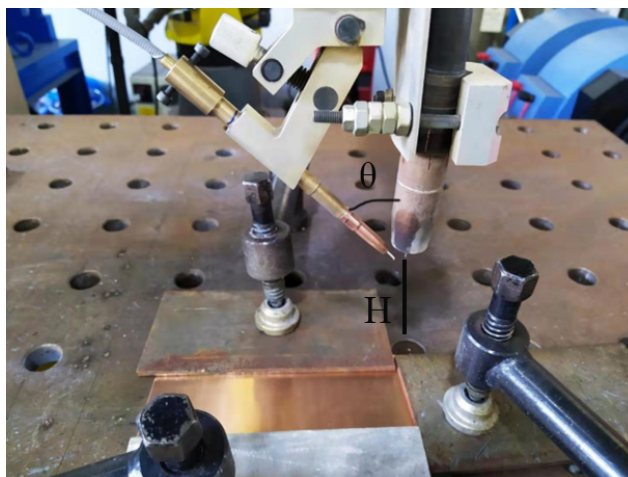


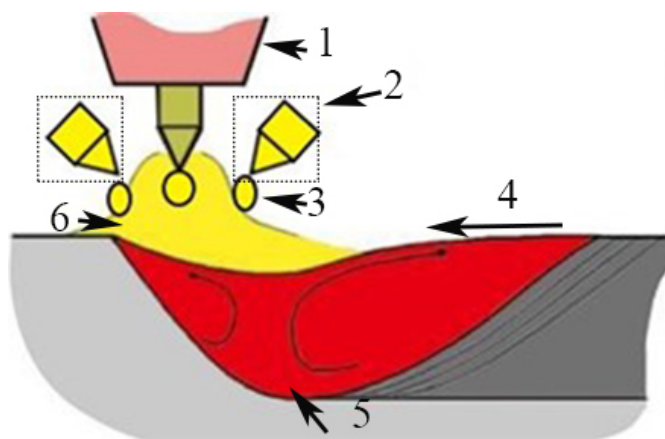
Рисунок 2.13 – Графическое представление θ и H

2.4.1 Подбор параметра угла θ

В данной работе разрабатывается состав образца, основным фактором воздействия на который является изменение скорости подачи проволоки. Состав образца рассчитывается по формуле (1), где $W1\%$ - массовая доля элемента 1 в составе проволоки, $W2\%$ - массовая доля элемента 2, соответственно, а $Wn\%$ представляет собой массовую долю элемента n в составе проволоки. $M1$ – молярная масса элемента 1, $M2$ – молярная масса элемента 2, Mn – молярная масса элемента n , $V_{\text{Wire A}}$ – скорость подачи проволоки А, а $V_{\text{Wire B}}$ – скорость подачи проволоки В. В исследовании аддитивного производства с помощью дуговой сварки используется режим «унифицированной сварки» в настройках холодной подачи металла. особенности данного режима заключаются в том, что при варьировании скорости подачи проволоки сварочной горелкой холодной передачи металла, изменяется сварочный ток (напряжение) и тепловложение, соответственно. Преимущества данного режима – это возможность уменьшить разбрызгивание капель и регулировать величину подаваемого тепла, что является важным фактором в аддитивном производстве сплавов системы Cu-Al.

$$\begin{aligned} \text{wt}(1)\% &= \frac{M1 \times W1\% \times v_{\text{Wire A}}}{P1 + P2} \times 100\% \\ P1 &= M1 \times W1\% \times v_{\text{Wire A}} + M2 \times W2\% \times v_{\text{Wire A}} + \dots + Mn \times Wn\% \times v_{\text{Wire A}} \\ P2 &= M'1 \times W'1\% \times v_{\text{Wire B}} + M'2 \times W'2\% \times v_{\text{Wire B}} + \dots + M'nxW'n\% \times v_{\text{Wire B}} \end{aligned} \quad (2.1)$$

Пластика из чистой меди размерами 3 мм (толщина) x 50 мм (ширина) x 100 мм (длина), сварочная проволока из чистой меди и из чистого алюминия использовались в целях эксперимента по подбору параметров. Сначала было установлено устройство вспомогательной головки подачи проволоки. В работе применяли зажимное устройство для фиксации подложки из чистой меди. Благодаря зажимному устройству вспомогательная головка подачи проволоки могла быть установлена только спереди или сзади сварочной горелки холодной передачи металла. Передняя или задняя сторона сварочной горелки холодной передачи металла определяется в соответствии с направлением сварки, как показано на рисунке 2.14. В результате ряда экспериментов было выявлено, что устройство вспомогательной головки подачи проволоки лучше размещать за сварочной горелкой холодной передачи металла. На рисунке показано, что расплавленная ванна формируется за сварочной горелкой холодной передачи металла, и капли, образующиеся в процессе подачи вспомогательной проволоки сразу же падают в сформированную расплавленную ванну. При размещении перед сварочной горелкой холодной передачи металла капли, сформированные в процессе подачи вспомогательной проволоки, не могут попасть в расплавленную ванну. Капли разносятся дугой, формируемой сварочной горелкой холодной передачи металла либо падают на обрабатываемую деталь. При прохождении сварочной горелки холодной подачи металла происходит ее столкновение с формируемой дугой, в результате образуется всплеск, влияющий на качество формирования сплава. Более того, он не взаимодействует с каплями сварочной горелки холодной передачи металла, что оказывает влияние на структуру сплава, поэтому вспомогательную головку подачи проволоки лучше располагать за сварочной горелкой холодной подачи металла.

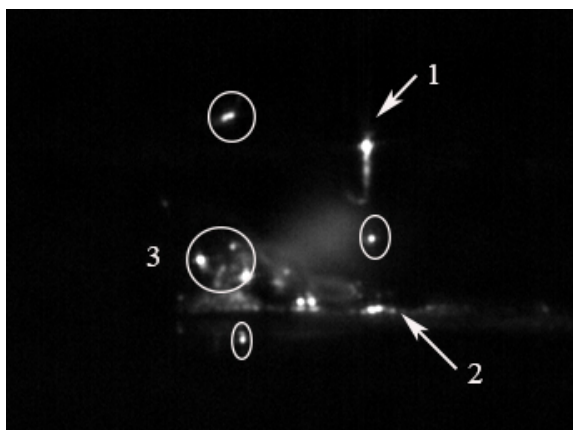


1 – Факел; 2 – вспомогательная головка подачи проволоки; 3 – Капля; 4 – производственное направление; 5 – расплавленная ванна; 6 – Дуга

Рисунок 2.14 – Монтажное положение вспомогательного устройства подачи проволоки

Также был проанализирован угол (θ) между вспомогательным устройством подачи проволоки и сварочной горелкой холодной передачи металла. Данный угол влияет на поведение капли при подаче вспомогательной проволоки. Сварочная проволока плавится под действием дуги, формируемой сварочной горелкой холодной передачи металла, а тепло, создаваемое дугой, является Гауссовым. Если угол слишком маленький, вспомогательную проволоку невозможно будет подать в Гауссов источник тепла, соответственно, она не будет плавиться; нерасплавленная сварочная проволока будет вступать в контакт с расплавленной ванной, и вызовет ее разрушение. Если угол, наоборот, слишком большой, вспомогательная проволока «встретится» со сварочной проволокой в сварочной горелке холодной передачи металла, поскольку сварочная проволока при холодной подаче металла «подпрыгивает» вверх-вниз и легко может коснуться вспомогательной проволоки. Когда сварочная проволока в сварочной горелке холодной передачи металла движется вверх, создаются брызги, оказывающие серьезное влияние на качество формирования и свойства сплава. Разбрызгивание, зафиксированное камерой высокоскоростной съемки, показанное на рисунке 2.15, является результатом неправильного подбора угла между вспомогательной головкой подачи проволоки и сварочной горелки

холодной передачи металла. Эксперименты показали, что наиболее оптимальный угол составляет 45-50°.



1 – факел; 2 – образец; 3 – брызги

Рисунок 2.15 – Явление разбрызгивания

2.4.2 Подбор параметра расстояния H

В данном разделе исследуется влияние расстояния от контактного наконечника до рабочей поверхности. Оно определяется как вертикальный отрезок (H) от сварочной проволоки, выходящий из проводящего отверстия до верхней части образца. С учетом предварительно подобранных параметров расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности, используется как однофакторная независимая переменная, другие факторы при этом постоянные (скорость подачи проволоки, скорость движения вспомогательной головки подачи проволоки, ток, напряжение и т.д.). В процессе производства используют аргон для создания защитной атмосферы на всем расстоянии от контактного наконечника до рабочей поверхности, исключая, таким образом, условия, влияющие на формирование однородного слоя и шва в один проход. В рамках исследования расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности выбирали 5 ~ 22 мм. Механизм воздействия – управление эффективной зоной дуги в целях контроля количества тепла, подаваемого в расплавленную ванну, и влияние на качество формирования сплава. Поскольку дуга имеет гауссову форму, при увеличении расстояния от контактного наконечника до рабочей поверхности увеличивается также вертикальное расстояние дуги до верхней части образца, что негативно сказывается на стабильности

дуги, и эффективная зона дуги в расплавленной ванне уменьшается. Изучение одинарного слоя и шва, выполненного в один проход, проводилось на разном расстоянии от контактного наконечника до рабочей поверхности. Параметры процесса и качество шва приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Параметры процесса и качество шва

Расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности (мм)	Скорость проволоки из чистой Cu (м/мин)	Скорость проволоки из чистого Al (м/мин)	Качество шва	Номер шва
5	8,5	1,1	прерывистый	1
6	8,5	1,1	прерывистый	2
8	8,5	1,1	прерывистый	3
10	8,5	1,1	прерывистый	4
12	8,5	1,1	зауженный	5
14	8,5	1,1	зауженный	6
16	8,5	1,1	зауженный	7
18	8,5	1,1	хороший	8
22	8,5	1,1	слегка зауженный	9

Получение одинарного слоя и шва, выполненного в один проход, на разном расстоянии от контактного наконечника до рабочей поверхности показано на рисунке 2.16. Как видно на рисунке 2.16, на слишком малом расстоянии от контактного наконечника до рабочей поверхности (первые три шва), капли расплавленного металла легко накладываются друг на друга, и на образце сплава постоянно присутствуют точки. Из-за малого расстояния между проводящим отверстием и верхней частью образца образуемая дуга находится близко к проводящему отверстию, как следствие на него действует высокая температура, и оно может сгореть. На расстоянии от контактного наконечника до рабочей поверхности в 12 мм качество

расположенных в стопку швов значительно улучшается по сравнению с первыми тремя уложенными швами. Снижается наложение капель друг на друга. Прямая линия одинаковой ширины просматривается во второй части четвертого шва.

В случае значительного увеличения расстояния от контактного наконечника до рабочей поверхности, качество формирования расположенных в стопку швов, выполненных в один проход, существенно улучшается. Сокращается прерывистость капель, шов выглядит как непрерывная прямая линия, однако присутствует сильное сужение (например, швы 5, 6 и 7). Подобная усадка представляет собой внезапное утонение, а элементы перед и после него сильно разнятся. Самым оптимальным качеством обладает шов 8. В нем нет сужений. Ширина шва от начала до конца практически не изменяется, и качество поверхности относительно одинаковое. При увеличении расстояния от контактного наконечника до рабочей поверхности показано снижение качества шва. Шов 9 демонстрирует значительное сужение, причиной которого могла послужить нестабильность дуги. Подводя итог, хочется отметить, что качество формирования шва самое оптимальное, если расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности составляет 18 мм.

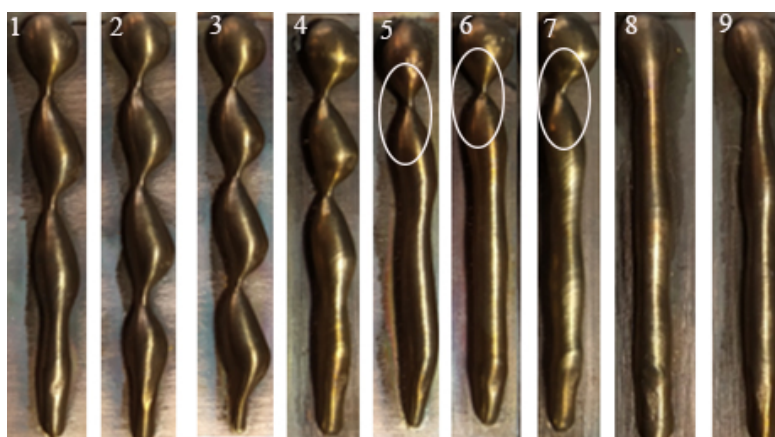


Рисунок 2.16 – Морфология поверхности швов, выполненных на разном расстоянии между контактным наконечником и рабочей поверхностью

2.4.3 Подбор параметра скорости движения

В данном разделе рассмотрено влияние скорости движения сварочной горелки холодной передачи металла на качество формируемого шва. Вспомогательная головка помещается за сварочной горелкой холодной передачи металла, угол

между ними составляет 47°. Удлинение в кондиционном состоянии - 18 мм, параметры приведены в таблице 2.3. Сформированный шов показан на рисунке 2.17.

Таблица 2.3 – Параметры эксперимента

Расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности, мм	Скорость движения проволоки из чистой Cu, м/мин	Скорость движения сварочной горелки СМТ, м/мин	Скорость движения проволоки из чистого алюминия Al, м/мин	θ , °	Номер шва
18	8,5	0,15	1,0	47	1
18	8,5	0,25	1,0	47	2
18	8,5	0,35	1,0	47	3
18	8,5	0,45	1,0	47	4
18	8,5	0,55	1,0	47	5



Рисунок 2.17 – Швы, сформированные на разных скоростях движения сварочной горелки холодного переноса металла

Первый сварочный шов демонстрирует довольно темную поверхность, он достаточно широкий, наблюдается небольшое сужение. Причиной является медленная скорость сварочной горелки и большое количество капель, падающих в единицу времени. Так как скорость движения невысокая, температура быстро увеличивается за короткое время, расплавленная ванна начинает течь, что и приводит к сужению. Высокая температура вызывает оксидацию поверхности, поэтому

поверхность становится черной, а ширина шва сильно большая. Поверхность второго шва существенно светлее, чем первого, диаметр и ширина суженных частей также сильно уменьшается. С увеличением скорости сварочной головки шов постепенно сужается, ширина третьего шва уже существенно меньше, поверхность ровная. Ширина четвертого шва сильно не изменяется от начала до конца, но на поверхности видны чешуйки. Причиной является, вероятно, высокая скорость сварочной горелки, которая приводит к колебаниям сварочной ванны из-за неустойчивости защитного газа. Ширина пятого сварного шва существенно уменьшается, поверхность также подвергается значительной окиссации. Это происходит потому, что сварочная горелка движется слишком быстро и число капель расплавленного металла в единицу времени незначительно, и получаемая в итоге ширина также не большая. Итак, качество третьего сварного шва самое лучшее, скорость движения сварочной горелки при этом была 0,35 м / мин.

2.5 Методика проволочно-дугового аддитивного производства исследуемых образцов

Алюминиевая бронза отличается хорошими механическими и антикоррозионными свойствами, а также устойчивостью к истиранию. Фазовая диаграмма бинарного сплава Cu-Al представлена на рисунке 2.18. Показано (рисунок 2.18), что алюминиевая бронза с содержанием алюминия 5%-8% является α -сплавом с хорошей пластичностью, и легко подвергается холодной и горячей обработке. Кремний достаточно хорошо растворяется в твердом веществе, в частности в меди и алюминии, и благодаря его добавлению улучшается текучесть расплавленного металла. Магний в количестве 0,3%-1% в медно-алюминиевом сплаве улучшает его сопротивление коррозии, тепло- и электропроводность.

В диссертационной работе получены три сплава: сплав Cu-Al, сплав Cu-Al-Si и сплав Cu-Al-Si-Mg. Поскольку столбчатые кристаллы содержатся в структуре сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволочно-дугового аддитивного производства, то чтобы уменьшить их количество, термическую обработку проводили со сплавами Cu-Al и Cu-Al-Si-Mg при 800 °C в течение 2 часов [105].

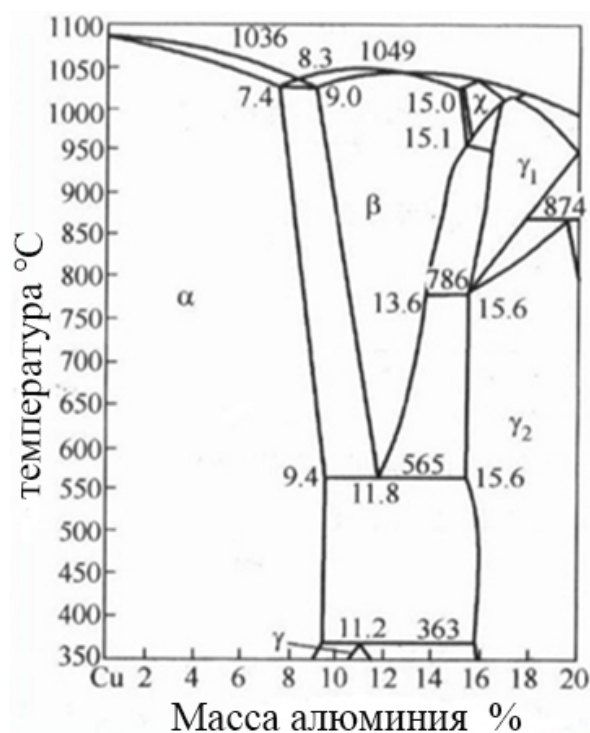


Рисунок 2.18 – Фазовая диаграмма бинарного медно-алюминиевого сплава [105]

Аддитивная наплавка осуществлялась с помощью сварочного аппарата Advanced 4000R NC CMT и многофункционального аппарата WPC-600 подачи сварочной проволоки при аргонной сварке. Для изготовления сплава используются две проволоки.

Для сплава Cu-Al используются две проволоки SALE-S201 и ER1100-S301.

Для сплава Cu-Al-Si используются две проволоки SAFRA-CuSi3 и ER4043-AlSi5.

Для сплава Cu-Al-Si-Mg используются две проволоки: SAFRA-CuSi3 и ER5356-AlMg5.

Проволоку диаметром 1,2 мм подавали с помощью аппарата Advanced 4000R NC CMT, другую проволоку с диаметром 1,2 мм – многофункциональным аппаратом WPC-600 подачи проволоки для аргонной сварки. Вспомогательная головка подачи проволоки устанавливается позади сварочной горелки, оптимальный угол между вспомогательной головкой подачи проволоки и сварочной горелки холодного переноса металла составляет 45°. Расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности выбрано 22 мм. Скорость перемещения сварочной горелки

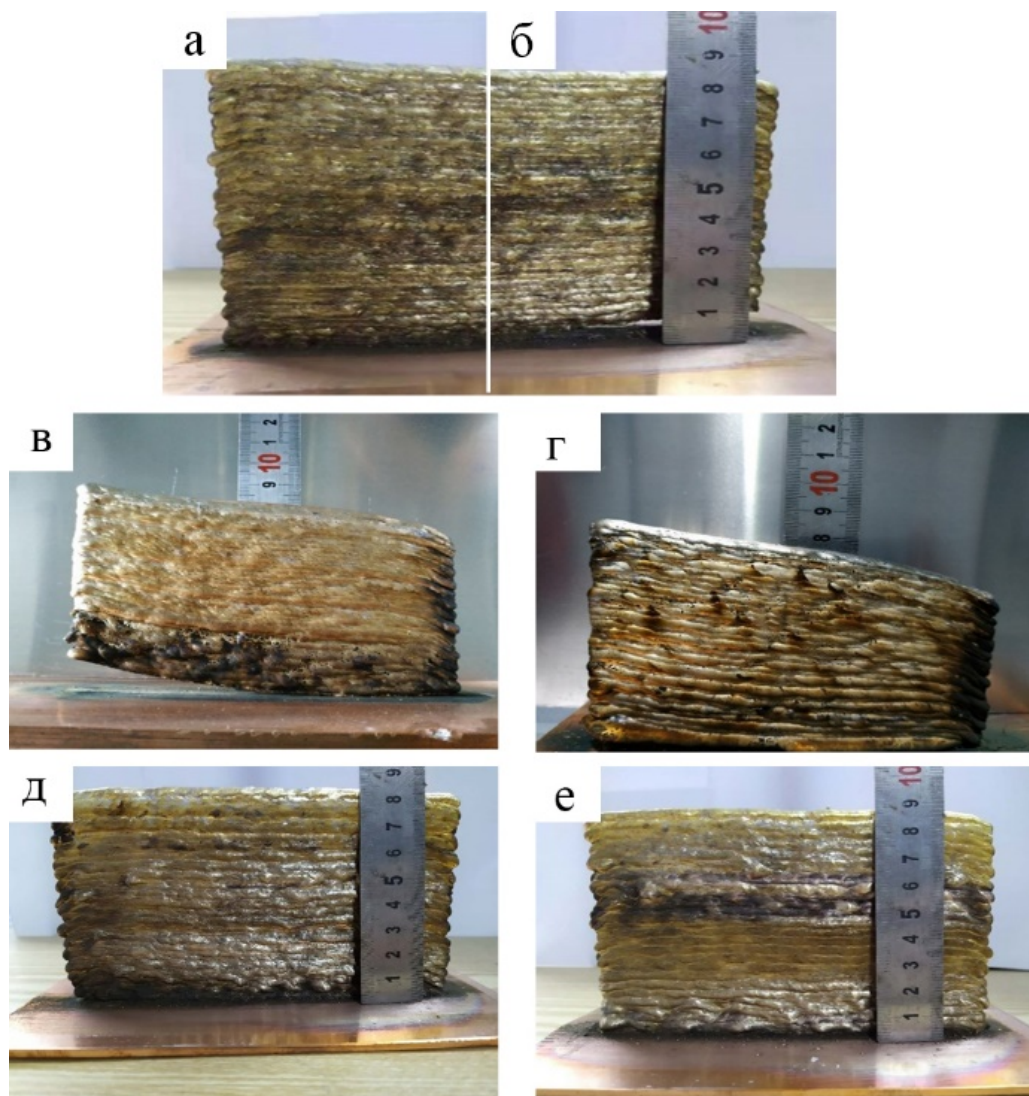
холодной передачи металла составляет 0,35 м/мин. Режимы, выбранные для проведения наплавки, приведены в таблице 2.4. Отметим, что для сплава Cu-Al-Si проведено варьирование элементного состава. Для этого варьировалась скорость подачи проволоки ER4043-AlSi₅. Пример заготовок, получаемых из сплава, приведен на рисунке 2.19.

Таблица 2.4 – Параметры процесса аддитивного производства с использованием дуговой сварки

Параметр	Сплав Cu-Al	Сплав Cu-Al-Si		Сплав Cu-Al-Si-Mg
Напряжение, В	98	98	98	98
Электрический ток, А	10,4	10,4	10,4	10,4
Защитный газ, л/мин	24	20	20	24
Время между слоями, мин	0,5	0,5	0,5	0,5
Скорость подачи проволоки, м/мин	SALE-S201: 8,5	SAFRA-CuSi ₃ : 8,5	SAFRA-CuSi ₃ : 8,5	SAFRA-CuSi ₃ : 8,5
	ER1100-S301: 1,4	ER4043-AlSi ₅ : 0,94	ER4043-AlSi ₅ : 1,46	ER5356-AlMg ₅ : 1,4

В аддитивном производстве, осуществляемом с помощью сварочной дуги, следующие факторы: сила дуги, количество подаваемого тепла, предварительный нагрев и скорость охлаждения – оказывают влияние на формирование материала от начала до конца осаждения каждого слоя и по мере формирования изделия. Это, в свою очередь, определяет морфологию наплавляемого слоя и, вероятно, свойства всех слоев в готовом изделии. Для пояснения (1), при подаче вспомогательной проволоки присутствует временной интервал, и между двумя проволоками есть зазор.

Проволока не попадает в дугу непосредственно в момент начала наплавки. Таким образом, дуга не может расплавить проволоку в начале наплавки, что и обуславливает гетерогенность строения.



а – сплав Cu-Al в исходном состоянии; б – сплав Cu-Al после гомогенизации при 800 °С в течение 2 часов;
 в – сплав Cu-Al-Si в исходном состоянии с 4,2 % Al; г – сплав Cu-Al-Si в исходном состоянии с 6,3 % Al;
 д – сплав Cu-Al-Si-Mg в исходном состоянии; е – сплав Cu-Al-Si-Mg после гомогенизации при 800 °С в течение 2 часов

Рисунок 2.19 – Характерный вид аддитивных заготовок

В итоге, при прекращении движения дуга обуславливает излишнее плавление, как результат – расплавленная ванна начинает течь. (2) Так как в качестве подложки используют пластину из меди, содержание меди существенно выше в основном слое. С другой стороны, свойства в верхней части наплавленных слоев могут отличаться от ниже расположенных слоев из-за более быстрого рассеяния тепла. Таким образом, для изучения свойств наплавленного сплава образцы были взяты из середины осажденного материала. Из-за шероховатости поверхности полученных образцов далее были изучены их механические свойства: временное сопротивление при растяжении σ_B , предел текучести условный с допуском на величину пластической деформации при нагружении (условный предел текучести) $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение δ . Начальную и конечную часть заготовки отрезали с помощью электроискрового станка ЧПУ DK7750 (рисунок 2.20).

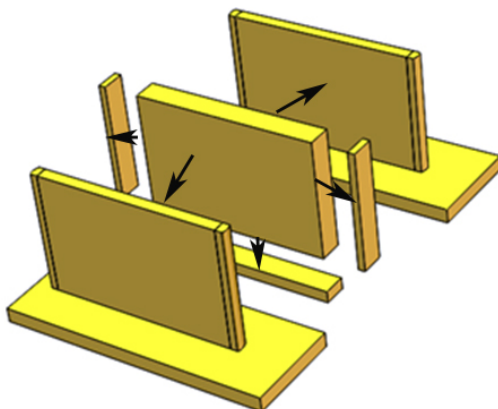
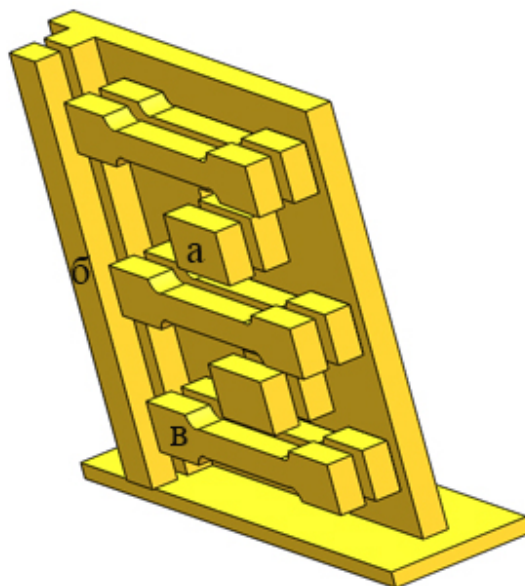


Рисунок 2.20 – Схема вырезки образцов из аддитивной заготовки

Место взятия образцов показано на рисунке 2.21. Образцы, полученные из вертикальной плоскости, использовали для изучения микротвердости, анализа химического состава и металлографических исследований. Размеры (ширина, толщина и длина) образцов на растяжение составляли $10 \times 2 \times 70$ мм³. Термическую обработку проводили со сплавами Cu-Al и Cu-Al-Si-Mg при 800 °C в течение 2 часов. Измерения микротвердости по Викерсу проводили с шагом 5 мм между 2 позициями по высоте образцов, снизу вверх. При измерении микротвердости использовался микротвердомер HV-1000 с нагрузкой 100 гр. Шлифовку и полировку образцов осуществляли с помощью двухскоростного шлифовального аппарата YMP-

2В с двумя поворотными столами – для шлифовки и полировки. Принимая во внимание низкую микротвердость и чувствительность поверхности алюминиды меди, образец, отшлифованный с помощью шлифовальной бумаги Р1500, обрабатывали на другом вращающемся столе. Как только поверхность становилась достаточно ровной, производилась финишная обработка активной оксидной суспензией.

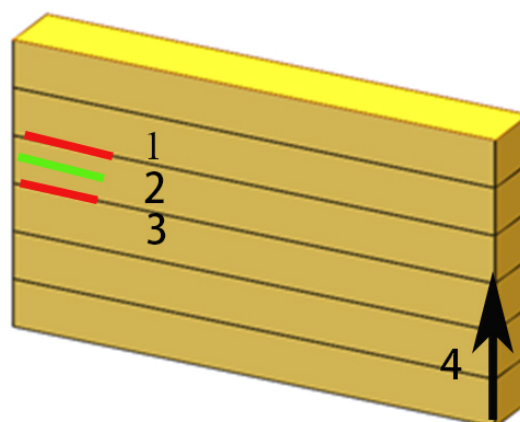


а – образец для химического анализа; б – образец на микротвердость и элементный анализ; в – образцы на растяжение

Рисунок 2.21 – Схема, показывающая расположение мест в наплавленной заготовке

Отполированные образцы подвергались травлению в растворе соляной кислоты и треххлористого железа ($120 \text{ мл H}_2\text{O} + 30 \text{ мл HCl} + 10 \text{ гр FeCl}_3$). Микроструктуру наплавленного образца исследовали оптическим и растровым электронным микроскопом. Химический состав наплавленного образца анализировали с помощью энергодисперсионной спектроскопии. Дислокационную структуру и интерметаллические соединения изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2100F-Cryo. Проанализирован характер распределения добавленных элементов и основных элементов, а также интерметаллических соединений в межслоевом пространстве и в центральной части слоя. Для проведения исследований с помощью просвечивающей электронной микроскопии образцы подвергали

специальной обработке: ионному (аргон) травлению (установка Ion Slicer EM-09100IS) пластинок, вырезанных как показано на рисунке 2.22.



1 и 3 – указывают на граничные слои; 2 – межслоевое пространство; 4 –направление наплавки

Рисунок 2.22 – Фрагмент образца для анализа распределения легирующих элементов между слоями и внутри слоев

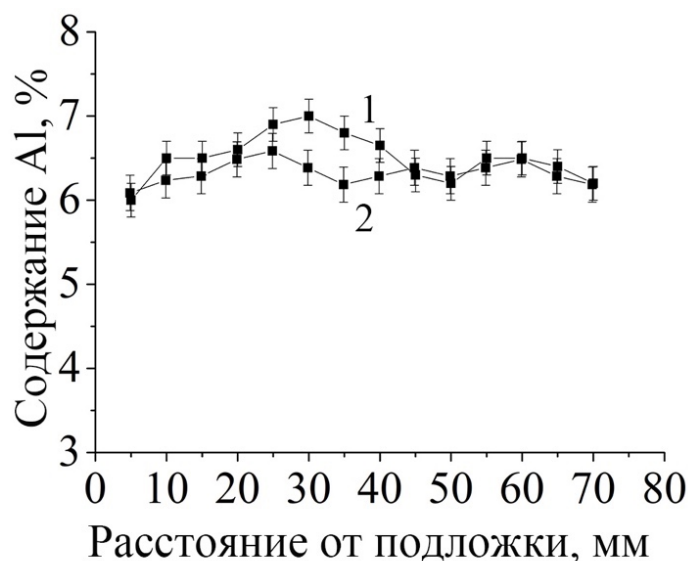
3 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Al

В данной главе проанализирован аддитивно изготовленный сплав Cu-Al как в исходном состоянии, так и после гомогенизационного отжига, выполнен анализ структуры и фазового состава методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии с целью выявления деформационных изменений при квазистатическом нагружении. Результаты, представленные в главе 3, опубликованы в работах [106 - 114].

3.1 Исследование влияния термической обработки на характер распределения алюминия в сечении аддитивно изготовленных образцов сплава системы Cu-Al

Элементный анализ с целью выявления содержания алюминия проводился с шагом 5 мм между двумя соседними зонами по высоте образца снизу вверх (рядом с зонами, в которых измеряли микротвердость). Результаты данного анализа представлены на рисунке 3.1. Из рисунка 3.1 видно, что содержание алюминия в зависимости от того, был подвергнут термической обработке материал, или нет, незначительно отличается. Теплопроводность медной подложки выше, вследствие чего дуге сложнее открыть расплавленную ванну адекватного размера в первых нескольких слоях. Вначале скорость проволоки из чистого алюминия нестабильна. Оба этих фактора обуславливают сильную прерывистость капель при переходе алюминия проволоки в расплавленную ванну. В результате в ряде первых слоев медно-алюминиевого сплава отмечается низкое содержание алюминия. По мере увеличения числа слоев расплавленная ванна стабилизируется. Расплавленная ванна создается на смеси Cu-Al, которая более склонна к абсорбированию алюминиевого материала и имеет относительно низкую теплопроводность. Химический состав относительно однороден. Понижение содержания алюминия просматривается в верхнем слое образца. Возможно, это связано с окислением или потерями на испарение. Содержание алюминия может колебаться, что также может быть связано с наложением капель или пробелом между двумя непрерывными каплями, попадающими в расплавленную ванну. Максимальное и минимальное содержание

алюминия соответствует двум разным явлениям. Содержание алюминия в исходном состоянии находится в диапазоне от 4,32% до 7,59%, а после термообработки – от 4,27% до 7,69%. Среднее значение содержания алюминия – 6,3% и 6,1%, соответственно. Среднее значение содержания Al близко к целевому значению 6,5%, но немного меньше его, так как при расчете целевого значения не принимались во внимание потери качества, которые неизбежны в реальном технологическом процессе: небольшие всплески капель, окисление, текучесть и т.д.



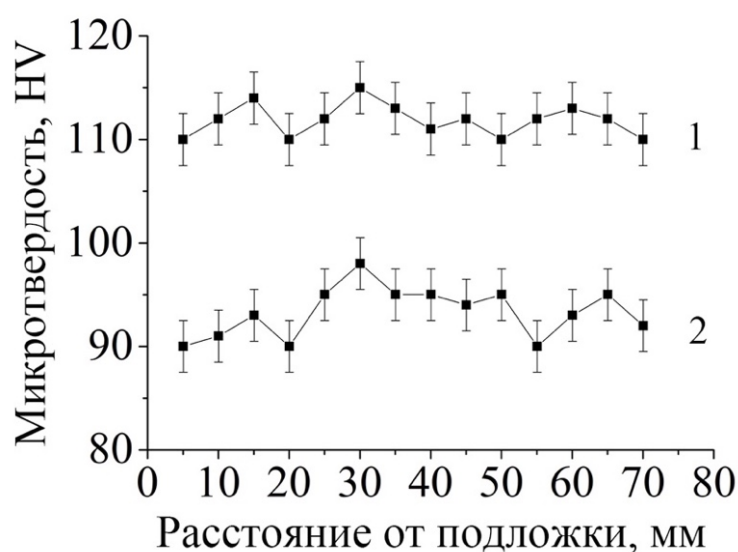
1 – исходное состояние; 2 – после гомогенизации

Рисунок 3.1 – Изменение содержания алюминия в зависимости от расстояния от подложки

3.2 Исследование влияния термической обработки на изменение микротвердости в сечении аддитивно изготовленных образцов сплава системы Cu-Al

Значения микротвердости, измеренные на наплавленном образце по направлению снизу вверх, приведены на рисунке 3.2. Микротвердость, определявшаяся вдоль наплавленной стенки в исходном состоянии, колеблется в диапазоне от 75 HV до 106 HV, а в состоянии после термообработки – от 90 HV до 115 HV. Средняя микротвердость в исходном состоянии составила 95 HV, а после термообработки – 112 HV. Медь плохо поддается механической обработке (прокатке и штамповке) для возникновения двойников, необходимых для упрочнения материала. Поэтому микротвердость и прочность меди ниже, чем у твердого раствора Cu-Al. Изменение

микротвердости примерно сопоставимо с изменением содержания алюминия. При сравнении графиков микротвердости без и с термообработкой выявлено, что микротвердость после гомогенизации немного выше. Это может быть связано с действием упрочнения твердым раствором, зерно становится более мелким, интерметаллические соединения CuAl_2 и Cu_9Al_4 превращаются в твердый раствор Cu-Al в результате термообработки. Материал после термообработки демонстрирует немного более высокие значения микротвердости в верхней части образца в отличие от исходного состояния. Предположительно, это связано с более мелким размером зерна в верхней части заготовки.



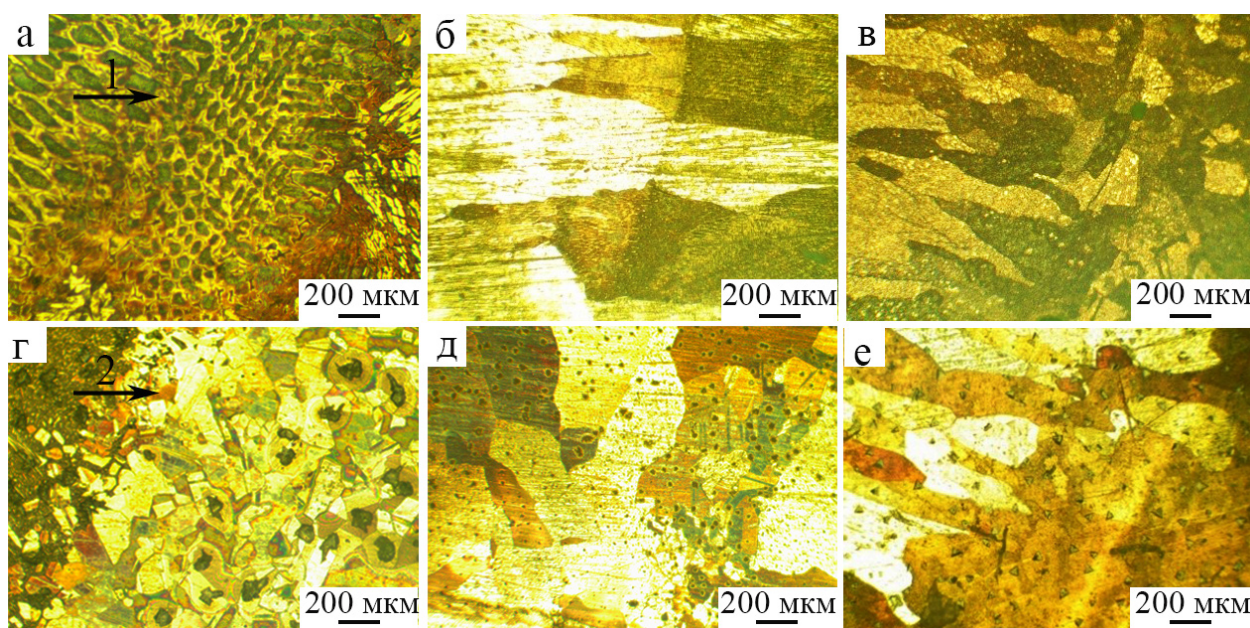
1 – после гомогенизации; 2 – исходное состояние

Рисунок 3.2 – Изменение микротвердости в зависимости от расстояния от подложки

3.3 Исследование влияния термической обработки на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al

Химический состав материала играет ключевую роль в формировании микроструктуры [115]. Алюминий – это главный элемент в составе медно-алюминиевых сплавов. Микроструктура нижней части, в середине и верхней части образца в исходном состоянии и после термической обработки показана на рисунке 3.3. Видно большое количество зерен со столбчатой структурой, особенно в центральной и нижней части образцов в обоих состояниях (рисунок 3.3б-в и рисунок 3.3д-е).

е). Зерна со столбчатой структурой располагаются по направлению осаждения слоев. Это явление вызвано многопроходным процессом в аддитивно-дуговой технологии. У полученных послойно образцов сплава Cu-Al зерна формируются и растут в нижней части образца. Температурный градиент в каждом наплавляемом слое представляет собой движущую силу для роста зерна со столбчатой структурой. В ходе процесса наплавки расплавленный металл в последующем слое продолжает кристаллизоваться и способствует росту зерна [116]. Большие зерна со столбчатой структурой измельчаются, появляется много маленьких зерен со столбчатой структурой, небольшие разрозненные зерна.



Исходное состояние: а – верхняя часть; б – середина; в – нижняя часть;

После гомогенизации: г – верхняя часть; д – середина; е – нижняя часть;

1,2 – направление выращивания

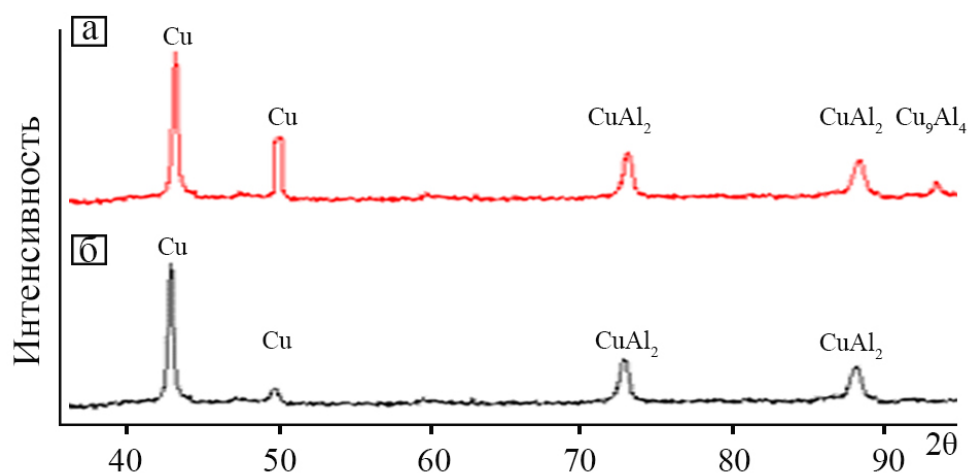
Рисунок 3.3 – Микроструктура сплава Cu-Al

По сравнению с исходным состоянием, в микроструктуре верхней, центральной и нижней частей четко прослеживается измельчение зерен. Отмечается больше полосчатой α -фазы в верхней части образцов в исходном состоянии. В результате термообработки α -фаза подвергается повторной рекристаллизации и происходит рост зерен. В средней и нижней части зерна со столбчатой структурой становятся более мелкими. Посредством термообработки возможно изменение

микроструктуры медно-алюминиевых сплавов со столбчатой структурой, полученных аддитивно-дуговым способом. Микроструктуры измельчаются в результате термообработки.

3.4 Исследование влияния термической обработки на фазовый состав аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al

Фазовый состав медно-алюминиевого сплава, полученного аддитивным способом, изучали на образцах в обоих состояниях с помощью рентгенодифракционного анализа. Рентгеновские дифрактограммы приведены на рисунке 3.4. В исходном состоянии выявлено 3 фазы: медь в плоскостях (111) и (200), CuAl_2 в плоскостях (402) и (521), Cu_9Al_4 в плоскости (820). После термической обработки обнаружено 2 фазы: Cu в плоскостях (111) и (200), CuAl_2 в плоскостях (402) и (521). В процессе производства медно-алюминиевых сплавов с помощью порошковой металлургии также получают CuAl_2 and Cu_9Al_4 . Образцы, полученные с помощью аддитивно-дугового производства, состоят главным образом из твердого раствора Cu-Al. В обоих состояниях также обнаружены интерметаллические соединения CuAl_2 .



а – исходное состояние; б – после гомогенизации

Рисунок 3.4 – Дифрактограммы образцов из сплава системы Cu-Al

По сравнению с исходным состоянием после гомогенизации отмечается снижение содержания CuAl_2 . Кроме того, в исходном состоянии выявлено

интерметаллическое соединение Cu_9Al_4 , отсутствующее после термообработки. Термообработка может оказывать влияние на формирование интерметаллидов. Соединение Cu_9Al_4 исчезло полностью, а содержание CuAl_2 уменьшилось после гомогенизирующего отжига. CuAl_2 и Cu_9Al_4 растворились в твердом растворе Cu-Al .

3.5 Исследование влияния термической обработки на изменение механических свойств и структуры после пластической деформации аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al

Временное сопротивление при растяжении при комнатной температуре, условный предел текучести и относительное удлинение полученных образцов приведены в таблице 3.1. Средние значения временного сопротивления при растяжении образцов в исходном состоянии и после термообработки составили 205 МПа и 265 МПа, соответственно. Средние значения условного предела текучести 103 МПа и 120 МПа, соответственно. Среднее относительное удлинение – 28 % и 35 %, соответственно. Таким образом, термическая обработка приводит к росту предела прочности на растяжение, условного предела текучести и удлинения. Временное сопротивление при растяжении увеличивается на 60 МПа, а 0,2 % условный предел текучести – на 17 МПа, относительное удлинение – на 7 %, соответственно.

Таблица 3.1 – Результаты испытаний на растяжение образцов сплава системы Cu-Al

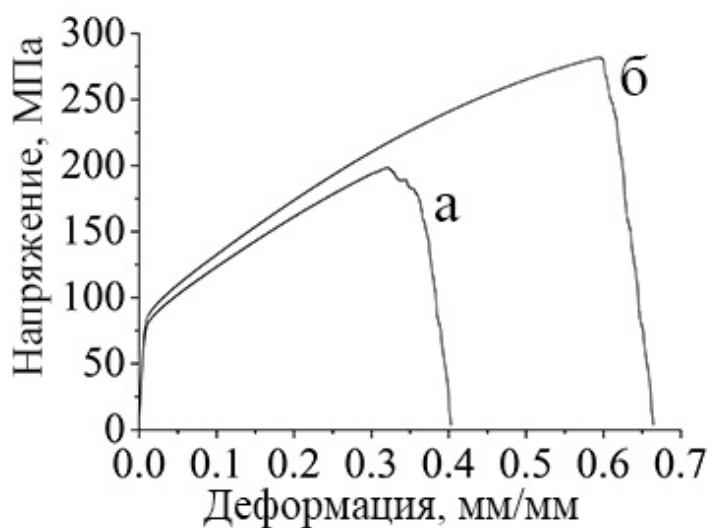
Состояние материала	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
исходное состояние	205±10	103±3	28±5
после гомогенизации	265±8	120±2	35±3

Характерные кривые «напряжение – деформация» при растяжении показаны на рисунке 3.5. Сплавы подвергаются значительному деформационному упрочнению. После термической обработки деформационное упрочнение несколько выше. Очевидно, что одновременное повышение прочности и пластичности достигается за счет термической обработки.

Связь между механическими свойствами (такими как прочность и твердость) и размером зерна обычных поликристаллических металлов соответствует классической зависимости Холла-Петча, как показано в уравнении (3.1):

$$\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (3.1)$$

где σ_0 – константа, представляющая сопротивление скольжению дислокаций в монокристалле, d – средний диаметр зерен в поликристалле, k – константа степени влияния границ зерен на прочность, σ_s – минимальная напряжение, при котором начинается пластическая деформация.



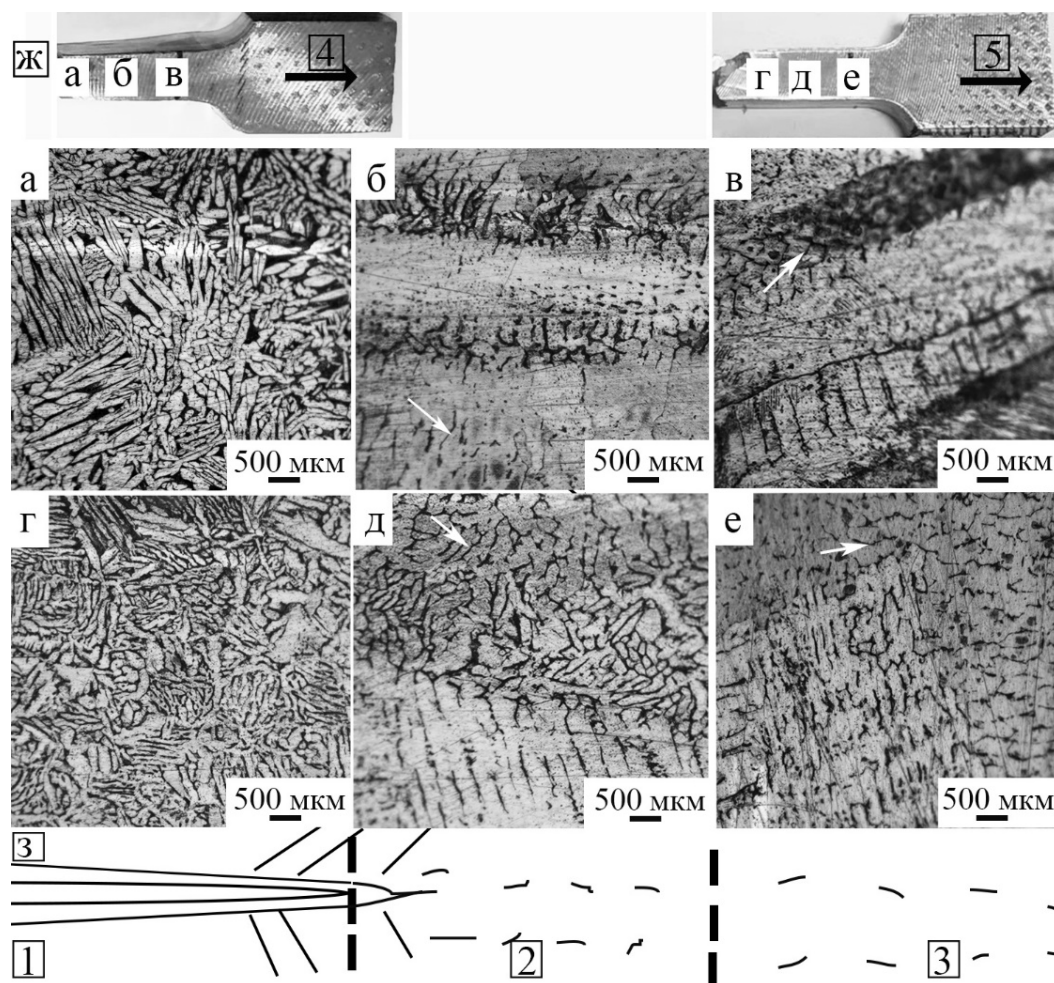
а – исходное состояние; б – после гомогенизации

Рисунок 3.5 – Характерные кривые напряжения-деформации при растяжении

Повышение прочности материала происходит в основном за счет измельчения зерна. Улучшение свойств возможно благодаря измельчению зерна, что, в свою очередь, является путем повышения прочности материала. Чем меньше размер зерна, тем больше межзеренных границ, которые обеспечивают устойчивость к смещению дислокаций. Прочность материала увеличивается в случае, если движение дислокаций испытывает меньше препятствий. Далее в процессе отжига наблюдается действие твердого раствора [97].

Далее для изучения изменений, происходящих в процессе испытаний на растяжение, из образца на растяжение были взяты три участка для металлографического анализа. Микроструктура образцов в исходном состоянии и после

термообработки показана на рисунке 3.6. Очевидно, что в разных зонах зерно ведет себя по-разному. По мере приближения к месту разрыва зерно становится мельче, отмечается его удлинение (рисунок 3.6а и г). На рисунке 3.6б и д видно, что зерно деформируется, зерна меньшего размера оторваны от более крупных зерен. Различимы трещины на значительном расстоянии от излома, направление трещин (в основном параллельно направлению растягивающих напряжений) отмечено стрелками (рисунок 3.6в и е).



Исходное состояние: а-в – на расстоянии от поверхности разрушения; После гомогенизации: г-е – на расстоянии от поверхности разрушения; ж – области анализа; з – схема роста трещины: 1 – зона роста трещины; 2 – переходная зона; 3 – зона микротрещин; 4, 5 – Направление растягивающего напряжения

Рисунок 3.6 – Микроструктура сплава Cu-Al после растяжения

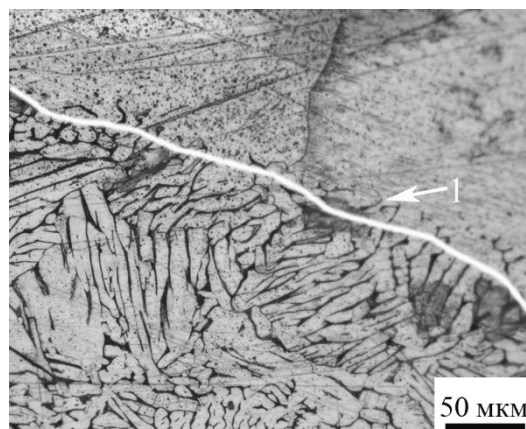
В исходном состоянии различимы крупные столбчатые кристаллы (рисунок 3.6в), после термообработки таких кристаллов не обнаружено. Образование столбчатых кристаллов вызвано аддитивно-дуговым технологическим процессом. Аддитивное производство с помощью дуговой сварки – это многопроходный электродуговой процесс, в ходе которого между слоями присутствует градиент температуры, способствующий росту зерна. Таким образом, зерно растет по направлению осаждения слоев, и появляются крупные столбчатые зерна [117]. Термообработка приводит к измельчению зерен кристаллов, крупные столбчатые зерна исчезают. Некоторые крупные столбчатые зерна оказывают большое влияние на свойства медно-алюминиевых сплавов. Испытания на растяжение показали, что трещины появляются в столбчатых кристаллах сначала под действием внешних сил, а затем крупные кристаллы распадаются на субзерна (рисунок 3.6в).

После деформации на растяжение поверхность излома разделяется на три зоны (рисунок 3.6з): зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины. В процессе растяжения трещина образуется по модели эллипса.

Известно, что суть пластической деформации заключается в скольжении дислокаций и явлении двойникового. Показано, что в сплавах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой с низкой энергией дефекта вероятность двойникового выше, чем скольжения дислокаций [118] из-за существования в них дислокаций, распределенных по объему, что сильно затрудняет их смещение. В материалах с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой со средним/высоким уровнем энергии дислокаций смещение является доминирующим механизмом пластической деформации [119, 120].

Характер пластической деформации (скольжение дислокаций и двойникование) в медно-алюминиевых сплавах можно установить путем металлографического анализа. Показано, что в процессе пластической деформации сначала появляется трещина на границе зерна или в самом зерне. Затем крупные зерна начинают расщепляться на субзерна, а зерна меньшего размера удлиняются. На рисунке 3.7 видны изменения металлографической структуры под действием пластической деформации. Рядом с белой линией происходит выталкивание мелких зерен из зерен

крупного размера. Под белой линией видно множество зерен малого размера, а трещины и крупные зерна четко различимы над белой линией.

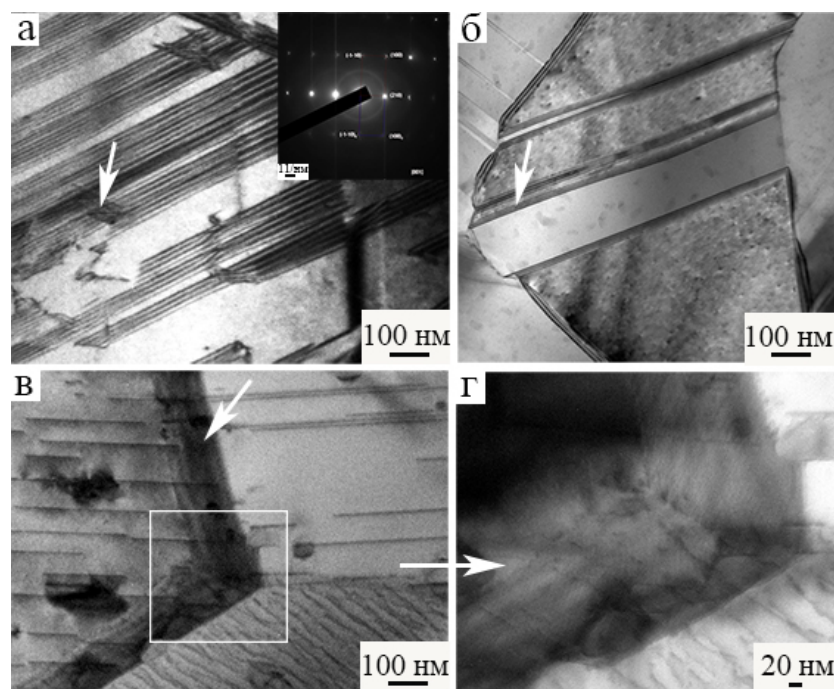


1 – трещина

Рисунок 3.7 – Изменения металлографической структуры в процессе пластической деформации

Дальнейшее изучение пластической деформации потребовало исследования образцов с помощью просвечивающей электронной микроскопии, в состоянии после термической обработки. На рисунке 3.8 видна высокая концентрация деформационных двойников, ширина которых колеблется в диапазоне 50-100 нм. Двойники имеют разные размеры, что связано с действием силы растяжения. При большей силе растяжения число двойников увеличивается, формируются вторичные двойники. Рисунок иллюстрирует появление системы двойников. Это подтверждает, что процесс пластической деформации сопровождается формированием большого числа двойников. Рисунок 3.8б указывает на наличие полос скольжения, которые исчезают на границе зерна. Большое количество дислокационных скоплений формируется в процессе деформации (рисунок 3.8в и г). Поскольку атомы имеют разную ориентацию с разных сторон границы зерна, линиям сдвига в прилегающих зернах сложно пройти через границу зерна в рядом расположенные зерна. Под действием внешней силы дислокации на границах зерна проникают внутрь кристалла, обуславливая явление, заключающееся в выделении границами зерен дислокаций, а дислокации концентрируются у границ зерен. Таким образом, границы зерен

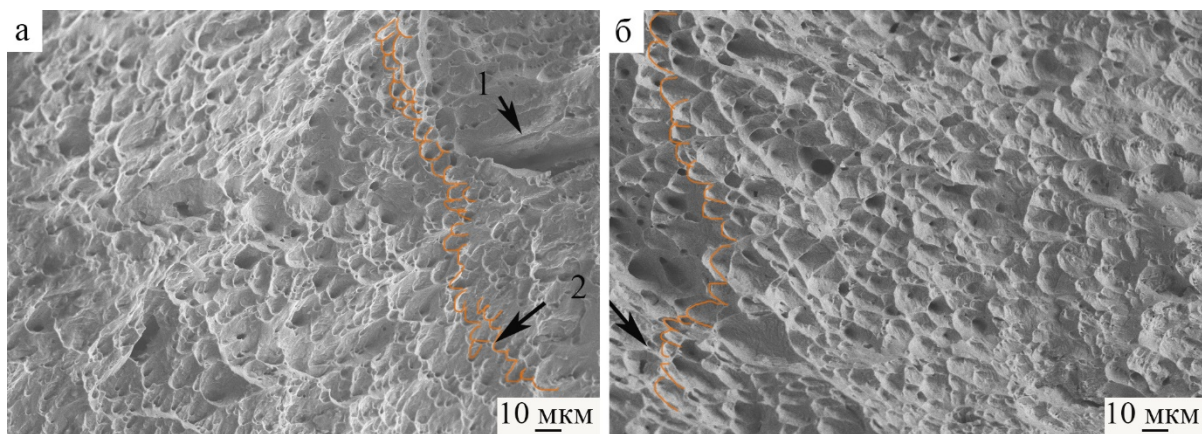
являются основным источником дислокаций при пластической деформации в поликристаллических материалах.



а – система двойников; б – полоса сдвига; в – морфология поликристаллической границы; г – скопление дислокаций

Рисунок 3.8 – Светлопольное изображение полученных на сплаве Cu-Al после гомогенизации

Результаты фрактографии поверхностей разрушения, исследованных СЭМ методом, приведена на рисунке 3.9. На поверхностях разрушения образцов в обоих состояниях, подвергнувшихся растяжению, наблюдались параболические углубления. В исходном состоянии обнаружены плоскости сдвига. 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 3.9 – Фрактография поверхности разрушения (СЭМ)

3.6 Выводы по главе 3

В главе представлены результаты исследований образцов сплава системы Cu-Al, полученных по технологии проволоочно-дугового аддитивного производства с использованием холодного переноса металла. Проведенное исследование показывает, что с помощью аддитивной технологии, использующей сварочную дугу и холодный перенос металла можно получать медно-алюминиевые сплавы заданного химического состава и максимальной плотности. Улучшенные и более однородные свойства материала обеспечиваются за счет термической обработки.

1) Анализ химического состава показал, что с помощью аддитивной технологии, использующей сварочную дугу и холодный перенос металла, возможно получение медно-алюминиевого сплава с заданным химическим составом.

2) Установлено, что для сплава Cu-Al после процессов гомогенизационного отжига крупные столбчатые кристаллы исчезают, а кристаллические зерна измельчаются. CuAl_2 и Cu_9Al_4 перешли в твердый раствор Cu-Al, в частности, интерметаллид Cu_9Al_4 после гомогенизации не обнаружен.

3) Выявлено, что гомогенизационный отжиг приводит к улучшению механических свойств аддитивного сплава Cu-Al. Микротвердость увеличивается на $\sim 15,8\%$, временное сопротивление при растяжении увеличивается на $\sim 29,3\%$, предел

текучести увеличивается на $\sim 16,5\%$, а относительное удлинение на $\sim 25\%$, соответственно.

3) Показано, что в результате растяжения трещины появляются в столбчатых кристаллах сначала под действием внешних сил, а затем крупные кристаллы распадаются на субзерна. После деформации на растяжение поверхность излома разделяется на три зоны: зона роста трещины, переходная зона, зона микротрещины.

4) При изучении деформационного поведения сплава Cu-Al при изломе сплава Cu-Al были обнаружены ямки, что является очевидным пластическим разрушением. При пластической деформации появляются двойники, а на границах зерен обнаруживаются полосы скольжения. После анализа можно увидеть, что пластическая деформация сплава Cu-Al сопровождается двойникованием и имеет два механизма скольжения.

4 ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-Al-Si, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ

Кремний достаточно хорошо растворяется в меди и алюминии, и благодаря его добавлению улучшается текучесть расплавленного металла при изготовлении образцов. Таким образом, кремний способствует более равномерному перемешиванию элементов и препятствует локальному образованию интерметаллических фаз или интерметаллидов [105]. Сплавы Cu-Al-Si были получены методом аддитивно-дугового производства, основанного на холодном переносе металла. Используя, медную и алюминиевую проволоки, содержащие небольшое количество кремния ($\leq 0,2$) (SAFRA-CuSi₃ и ER4043-AlSi₅), расплавляемых в общую сварочную ванну, получены объемные заготовки сплава Cu-Al-Si и затем определено влияние кремния и алюминия на свойства, изучено распределение элементов сплава в центральной части наплавленных слоев и на их границах, исследовано распределение легирующих элементов в сплавах системы Cu-Al.

Как отмечено в 2 главе для сплава Cu-Al-Si проведено варьирование элементного состава путем изменения скорости подачи второй проволоки при неизменной скорости подачи первой. Это привело к тому, что в первом случае, содержание алюминия в сплаве Cu-Al-Si составило 4,2% Al, а во втором - 6,3% Al.

Результаты, представленные в данной главе, опубликованы в работах [121 - 123].

4.1 Исследование влияния содержания Al и Si в аддитивно изготовленных образцах на микротвердость

На рисунке 4.1а показано изменение содержания алюминия в зависимости от расстояния от подложки в сплавах, полученных по разным режимам (4,2% Al и 6,3% Al). В некоторых точках содержание алюминия подвержено значительным колебаниям, возможно, это связано с наличием наложений или пустот между каплями алюминия, соответственно, на это указывают либо высокие, либо низкие

значения концентрации алюминия. В местах разбрызгивания отдельных капель алюминия его содержание может быть низким.

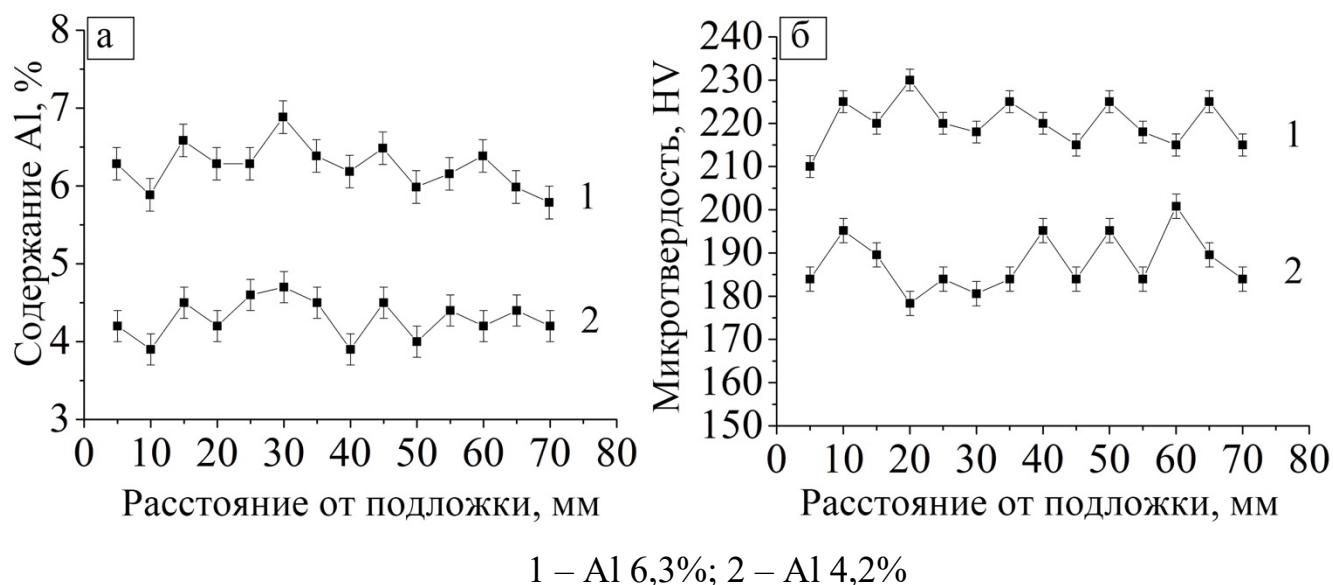
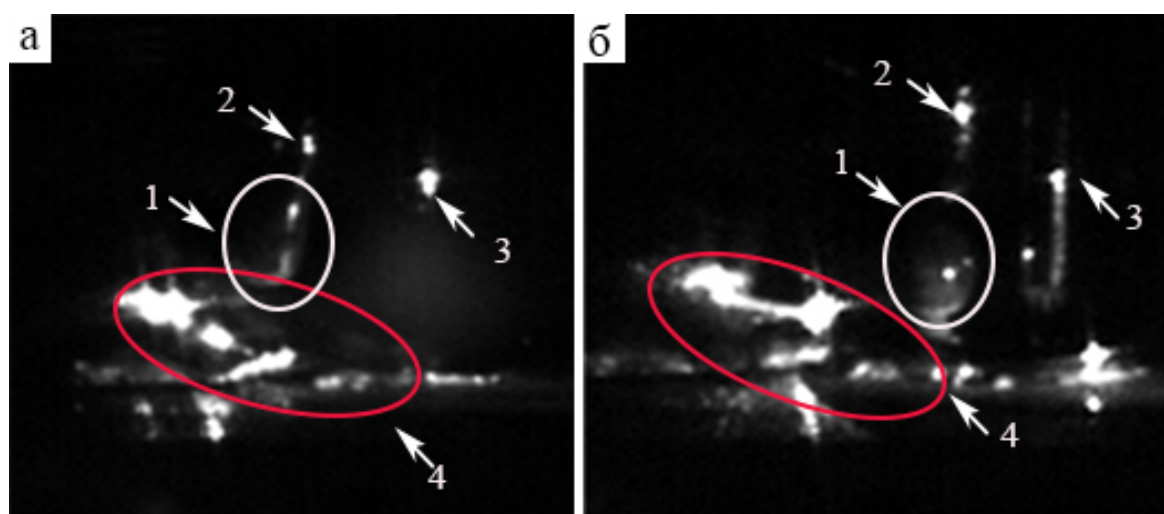


Рисунок 4.1 – Изменение содержания алюминия и микротвердости в зависимости от расстояния от подложки

Приведенные выше предположения подтвердились в процессе синхронной съемки с помощью высокоскоростной камеры. На рисунке 4.2 видно две разных капли алюминия. Одна капля падает в расплавленную ванну (рисунок 4.2а), а другая попадает непосредственно перед ней (рисунок 4.2б). Вероятно, из-за таких рядом расположенных капель содержание алюминия колеблется во всем изделии. На рисунке 4.3 показан всплеск капель алюминия. Таким образом, оба явления оказывают влияние на содержание алюминия. Оба отклонения содержания алюминия не суммируются, и совокупное отклонение концентрации алюминия является незначительным. Среднее содержание алюминия в образцах, полученных по 1 и 2 режиму составляет 4,2% и 6,3%, соответственно, что примерно равно целевым значениям 4,4% и 6,5%.

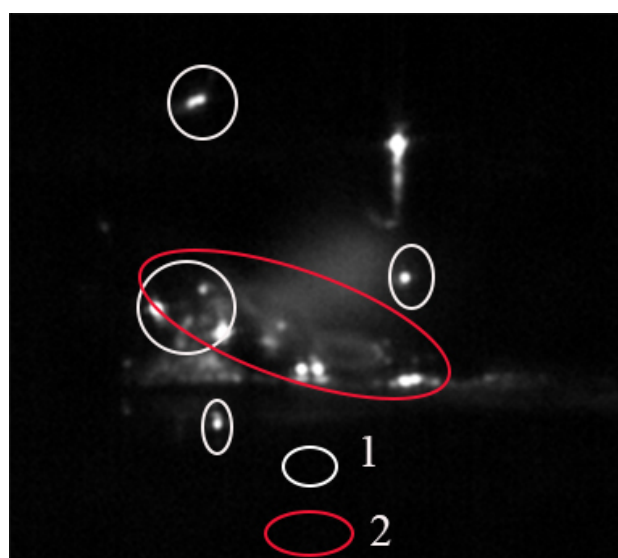
Микротвердость, измеренная вдоль наплавленной стенки в образцах, полученных по режиму 1, колеблется в диапазоне от 178 HV до 207 HV, а по второму режиму – от 200 HV до 242 HV. Средняя микротвердость образцов составила 185 HV и 220 HV, соответственно. Сравнение кривых микротвердости обоих сплавов показывает, что увеличение концентрации алюминия приводит к росту

микротвердости. Изменение микротвердости примерно сопоставимо с изменением содержания алюминия. Это может быть связано с эффектом упрочнения твердым раствором в результате добавления алюминия и образования интерметаллических фаз типа CuAl_2 и Cu_9Al_4 [124]. Добавление кремния к медно-алюминиевым сплавам также влияет на их микротвердость. Показано [125], что микротвердость возрастает с увеличением содержания кремния. На рисунке 4.4 видно, что в обоих сплавах примерно одинаковое содержание кремния. Данный факт объясняет относительную стабильность межслоевого пространства.



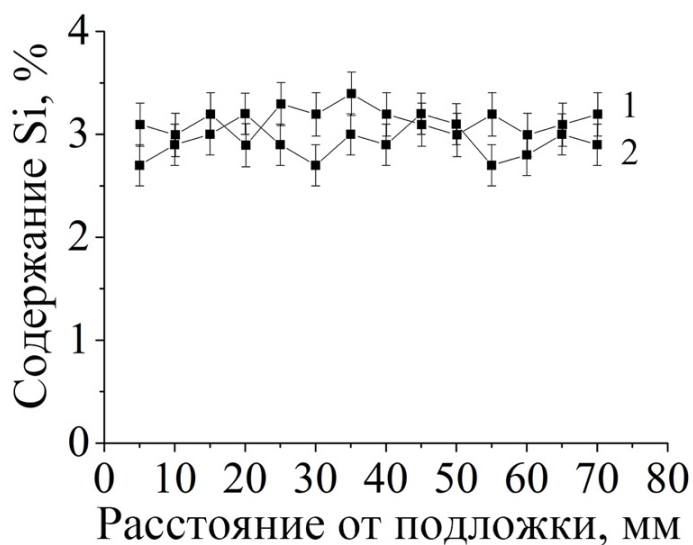
1 – капля алюминия; 2 – алюминиевая проволока; 3 – медная проволока; 4 – расплавленная ванна

Рисунок 4.2 – Изображения разных капель алюминия



1 – брызги капель алюминия; 2 – расплавленная ванна

Рисунок 4.3 – Изображение всплеска капель Al



1 – Al 6,3%; 2 – Al 4,2%

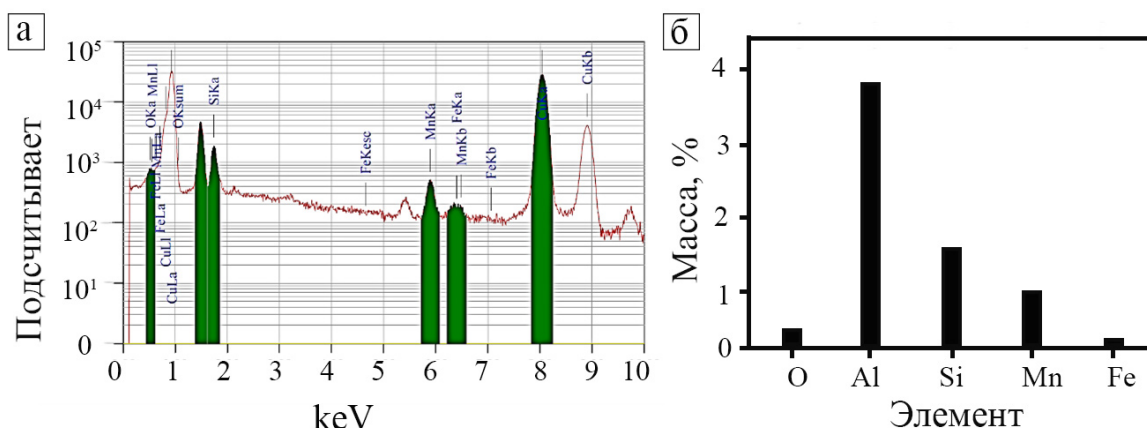
Рисунок 4.4 – Изменение содержание кремния в зависимости от расстояния от подложки

4.2 Анализ распределения элементов в наплавленных слоях аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si

Характерный энергетический спектр, полученный в межслоевом пространстве, приведен на рисунке 4.5а. Основным элементом в полученном сплаве является медь. На втором месте после меди в составе сплава – алюминий. В материале присутствует также небольшое количество кремния, магния и железа. Кроме того, обнаружены примеси, в основном, кислород. Данное явление вызвано тем, что защитный газ не оказывает надлежащего эффективного действия в процессе производства. Кроме того, кислород может оказаться из-за пассивации алюминия (так как проволока изначально на поверхности содержит оксид алюминия), который не исчезает никуда и попадает в слои. Элементный состав приведен в таблице 4.1. Результат анализа элементного состава граничных слоев показан на рисунке 4.5б. Кислород, алюминий, кремний, магний, железо и медь также были обнаружены в межслоевом пространстве.

Элементный анализ проведен внутри слоев и на границе между слоями образцов для обоих состояний. Для сплавов Cu-Al-Si с 4,2% Al установлено: в

приграничной области видно скопление белых (лепестковых) областей внутри крупных столбчатых зерен. Некоторое количество гранулированного материала также распределено на границе зерен (отмечено на рисунке 4.6). С помощью рентгеновского микроспектрального анализа было установлено, что белые лепестковые области и гранулированный материал являются частицами второй фазы (образовавшейся во время осаждения сплава Cu-Al). На рисунке 4.6а приведен результат рентгеновского микроанализа частиц второй фазы.



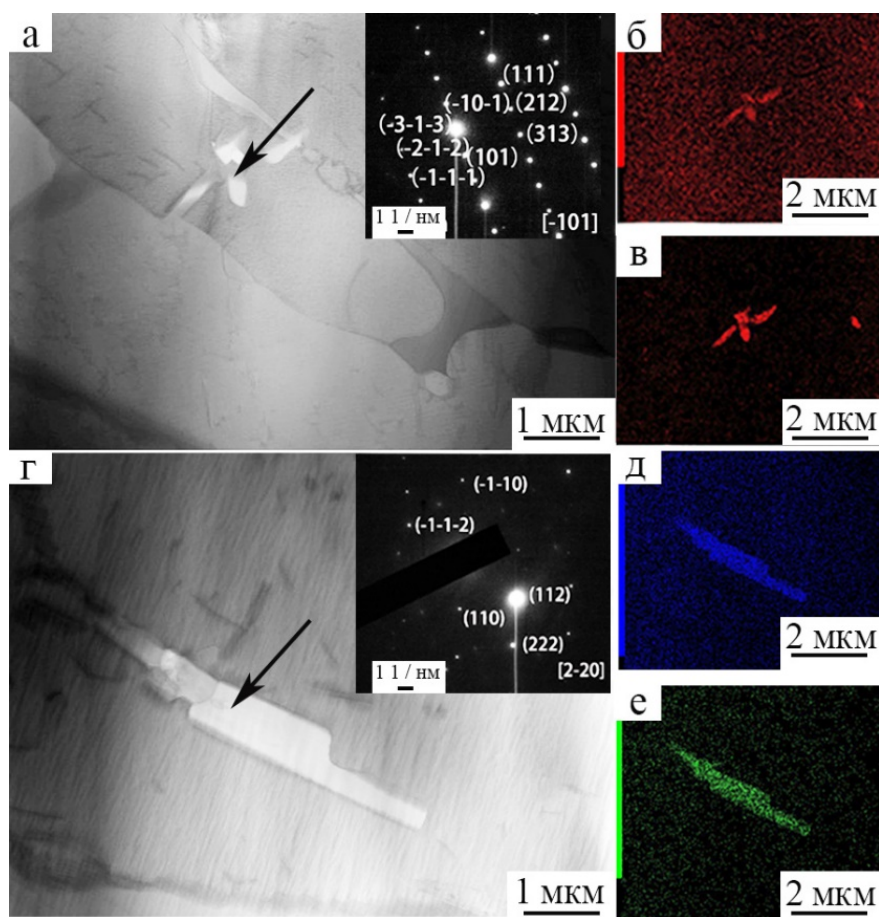
а – характерный энергетический спектр, полученные в промежуточном слое; б – элементный состав промежуточного слоя (остальное медь)

Рисунок 4.5 – Энергетический спектр образцов сплава Cu-Al-Si и результат его анализа

Таблица 4.1 – Результаты спектрального анализа образцов сплава Cu-Al-Si

Элемент	(KeV)	Масс, %	Значение	Погрешность, %	Атом, %
О К	0,525	0,32	1877,74	0,28	1,19
Al К	1,486	3,92	39790,42	0,03	8,55
Si К	1,739	1,33	14018,73	0,08	2,78
Mn К	5,894	0,81	5585,08	0,23	0,86
Fe К	6,398	0,10	663,13	0,78	0,10
Cu К (спр.)	8,040	93,52	487846,47	0,00	86,51
Итого	-	100,00	-	-	100,00

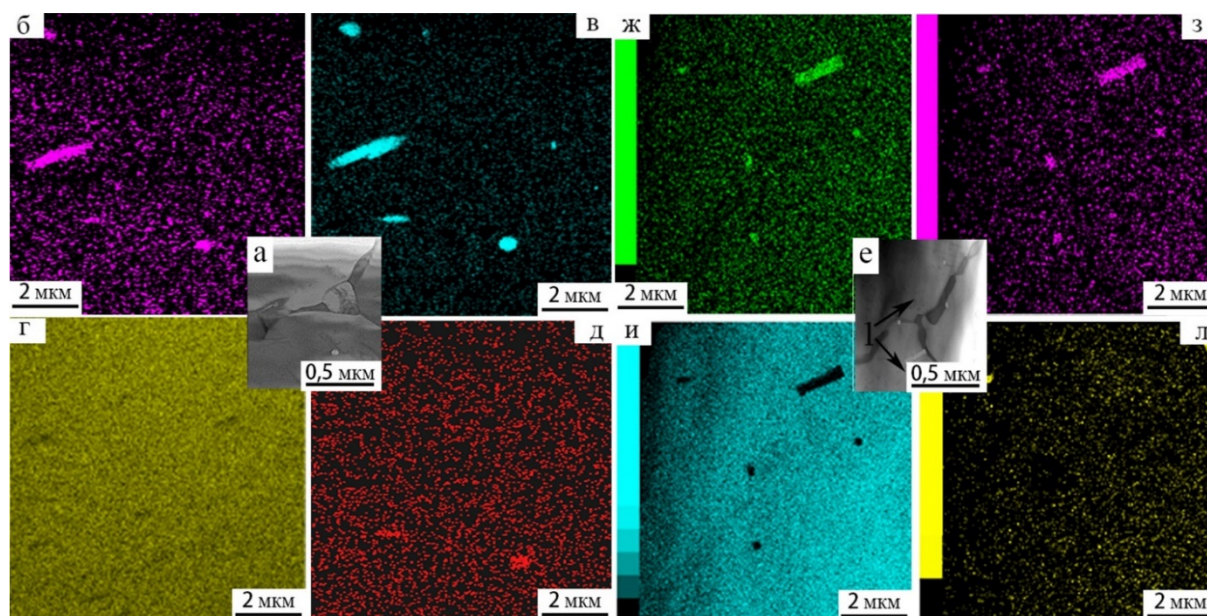
В основном они содержат марганец и кремний. Микроэлектронограмма рефлексов, принадлежащих одной и той же кристаллической плоскости, указывает на то, что частицы второй фазы представляют собой монокристалл. Малоугловые границы и дислокационная субструктура не выявляются в частицах второй фазы. Микроэлектронограмма показывает, что частицы второй фазы являются интерметаллической фазой Mn_5Si_2 . На рисунке 4.6г 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 $CuAl_2$.



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

Рисунок 4.6 – Частицы второй фазы и результаты картирования сплава в сплавах Cu-Al-Si с 4,2% Al

Рисунке 4.7а представлены результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии пограничного слоя материала, находящегося в сплавах Cu-Al-Si с 6,3% Al. На рисунке 4.7е приведено электронно-микроскопическое изображение центральной области осажденного слоя и распределение марганца в центральной области. Видно, что Al равномерно распределяется в центральной области, на границах зерен меди – плотно. В этом заключается четкое различие в распределении элементов между пограничным слоем и центральной областью осажденного слоя. Центральная область слоя обогащена атомами алюминия, но в ней содержится меньше атомов кремния по сравнению с пограничным слоем. В пограничном слое концентрация легирующих элементов, таких как марганец и кремний, представленных в виде многоэлементных включений, выше по сравнению с центральной областью (рисунок 4.7а). Это может быть связано с тем, что большую часть сплава составляет медь, небольшую часть – алюминий и совсем незначительная часть – это кремний; поэтому разница в концентрации между Cu и Al, Si и Mn довольно существенна.



а – в пограничном слое; распределение элементов Mn (б, ж), Si (в, з), Cu (г, и) и Al (д, л); е – в центральной части наплавленного слоя; 1 – граница зерна

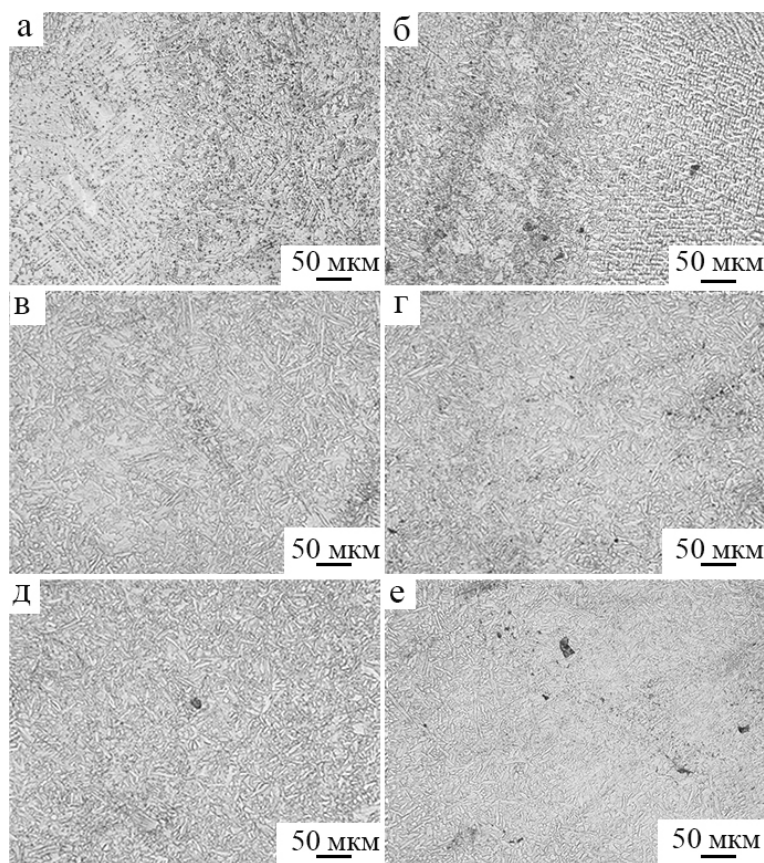
Рисунок 4.7 – Результаты картирования сплава, находящегося в сплавах Cu-Al-Si с 6,3% Al

4.3 Исследование влияния содержания Al на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплавов системы Cu-Al-Si

Микроструктура нижней, средней и верхних частей моделей 1 и 2 показана на рисунке 4.8. Различно множество бесформенных алюминиевых фаз и небольшое количество черных, тонких фаз кремния в виде блоков, белых фаз в виде блоков, которые могут быть промежуточными соединениями меди и алюминия. Вдоль слоя и границы слоя расположено большое количество столбчатых зерен, растущих перпендикулярно границе. Присутствуют зерна неправильной формы, которые могут быть интерметаллическими соединениями меди и алюминия, их количество на рисунке 4.8г выше, чем на рисунке 4.8а. На рисунке 4.8г меньше тонких фаз кремния, чем на рисунке 4.8а. Фазы кремния также укорачиваются на рисунке 4.8г, вероятно, алюминий способствовал измельчению кремния. На рисунке 4.8б мало бесформенных фаз алюминия, но больше белых α фаз твердого раствора и первичных дендритных фаз алюминия в виде лепестков, число фаз кремния в виде блоков уменьшается. Выявлены также крупные эпитаксиальные столбчатые зерна, которые растут по направлению выращивания. Данное явление связано с перегревом ранее наплавленных слоев в процессе аддитивно-дугового производства. Текущий наплаваемый слой может вызвать переплавление ранее осажденных слоев, вероятно, с более гомогенным составом [126, 127]. Это проясняет отсутствие одинаковых фаз алюминия в центральной части. В отличие от рисунка 4.8д меньше тонких столбчатых зерен, но больше белых фаз в виде блоков. На рисунке 4.8в видно, что первичные дендритные фазы алюминия в виде лепестков встречаются реже и становятся более короткими. Выявляются также черные тонкие фазы кремния, которые становятся более четкими на границах между слоями. Вероятно, они сформировались во время кристаллизации, когда атомы кремния мигрировали к твердо-жидкой границе раздела. По сравнению с рисунком 4.8д здесь содержится меньше тонких столбчатых зерен, но больше белых фаз в виде блоков.

На микроструктуре обоих сплавов видно, что составные компоненты постепенно гомогенизируются по направлению наплавки. Таким образом, с увеличением концентрации алюминия содержание интерметаллических соединений

увеличивается. Алюминий также влияет на образование осадка кремния. В металлографической структуре выделяют фазы твердого первичного и эвтектического кремния, которые растут хаотично и оказывают серьезное влияние на свойства сплава. Более детальное рассмотрение показало схожие изменения твердости.



4,2% Al: а – нижняя часть; в – середина; д – верхняя часть

6,3% Al: б – нижняя часть; г – середина; е – верхняя часть

Рисунок 4.8 – Микроструктура сплава Cu-Al-Si

4.4 Исследование механических свойств аддитивно изготовленных образцов из сплавов системы Cu-Al-Si

Временное сопротивление при растяжении, условный предел текучести и удлинение полученных образцов приведены в таблице 4.2. Очевидно, что временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести в сплаве с 6,3 % Al выше, чем в сплаве с 4,2% Al. Условный предел текучести выше на 155 МПа, а временное сопротивление при растяжении выше приблизительно на 59 МПа. Обе величины выросли, но предел текучести существенно выше (почти в 2,7 раза). Значение удлинения больше в первом сплаве, чем во втором. Несложно заметить, что

с увеличением содержания кремния и алюминия возрастает временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести сплава, причем последняя характеристика наиболее существенно возрастает. Сравнение результатов испытаний на растяжение, проведенных на разных участках одного и того же образца, выявило, что временное сопротивление при растяжении и условный предел текучести в середине образца немного выше, чем в нижней и верхней части образца. Часто это вызвано совокупностью факторов, действующих одновременно: (а) одновременным осаждением и отсложкой, (б) наплавленный слой более рафинированный в середине, так как подвергается большему числу циклов наплавки и нагрева, таким образом, его эксплуатационные качества лучше.

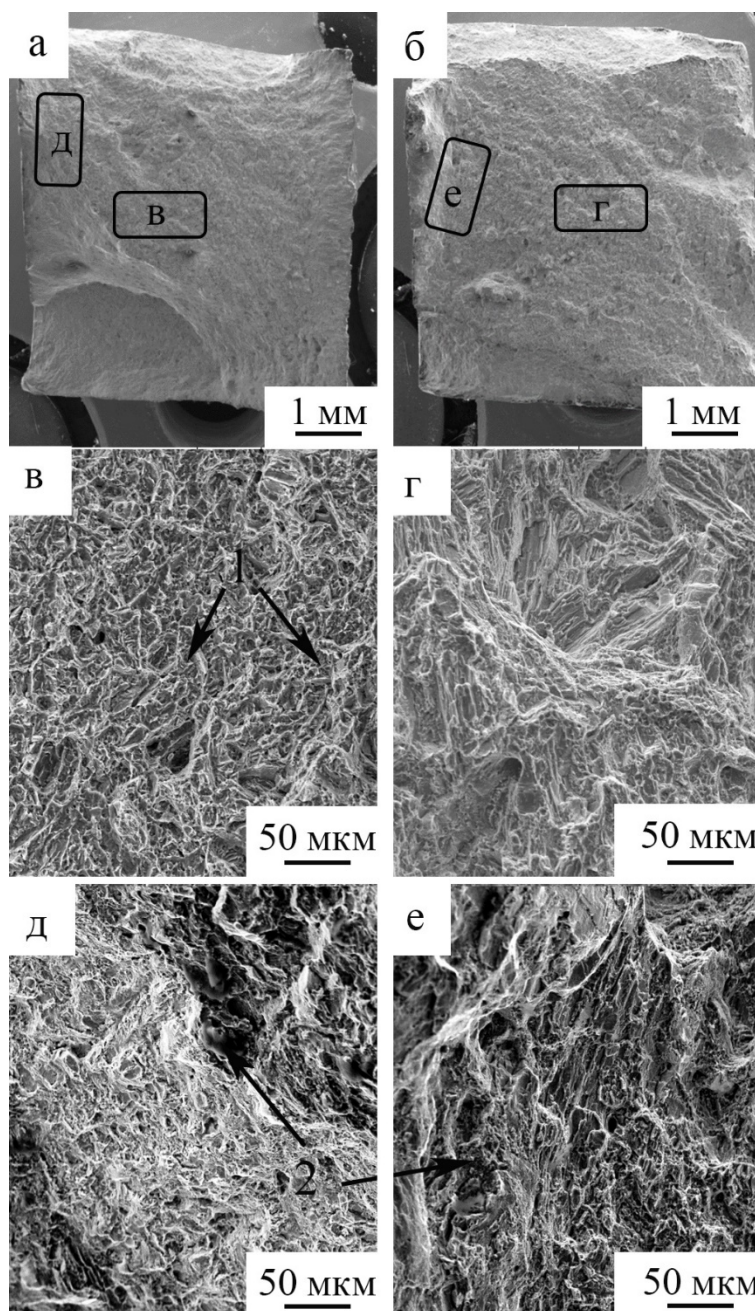
Таблица 4.2 – Результаты испытаний на растяжение образцов сплава Cu-Al-Si

Концентрация Al в сплаве, %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
4,2	538 ± 50	393 ± 30	12 ± 2
6,3	596 ± 10	548 ± 40	6 ± 1

Изломы на обоих сплавах, полученные в процессе растяжения, несколько отличаются. Поверхность излома в сплаве с 4,2% Al неровная, а в сплаве с 6,3% Al относительно плоская и гладкая. Снимки с высоким разрешением, сделанные в центре излома (рисунок 4.9в и рисунок 4.9г, соответственно), демонстрируют, что в сплаве с 4,2% Al присутствуют признаки вязкого и хрупкого разлома. Обнаружены ямки и небольшие расщепления. На поверхности в сплаве с 6,3% Al обнаруживаются преимущественно сколы. С результатами испытаний на растяжение соотносится тот факт, что удлинение образцов сплава с 4,2% Al значительно больше, чем у образцов сплава, содержащего 6,3 % Al. Увеличение содержания алюминия вызывает уменьшение вязкости за счет образования интерметаллических соединений. Результаты изучения микротвердости также показывают, что микротвердость сплава с 6,3% Al существенно превышает этот показатель чем у сплава, содержащего 4,2 % Al.

На рисунке 4.9д и рисунке 4.9е видны оксидные частицы, расположенные в ямке (см. стрелки). Защитный газ действует слабее на край наносимого слоя в

отличие от центра, следовательно, вероятность контакта с воздухом и окисления в этой зоне выше.



а) фрагмент сплава с 4,2% Al; б) фрагмент сплава с 6,3% Al; в) увеличение центра поверхности излома в сплаве с 4,2% Al; г) увеличенный участок центра поверхности излома сплава с 6,3% Al; д) увеличение края поверхности излома сплава с 4,2% Al; е) увеличение края поверхности излома в сплаве с 6,3% Al; 1 – ямки; 2 – частица

Рисунок 4.9 – Изображения изломов, полученные с помощью сканирующей микроскопии

4.5 Выводы по главе 4

В главе путем варьирования скорости подачи проволоки получены образцы сплава Cu-Al-Si с различным содержанием алюминия. Так, задача скорости подачи алюминиевой проволоки 0,94 и 1,46 м/мин привело к получению сплавов с содержанием 4,2 и 6,3% алюминия. Выполненные исследования показали следующее.

- 1) После добавления кремния и марганца наблюдается четкое различие в распределении элементов в пограничном слое и центральной зоне осажденного слоя. Центральная область слоя обогащена атомами алюминия, но содержит меньше атомов кремния по сравнению с пограничным слоем. Пограничный слой характеризуется высокой концентрацией легирующего элемента Si.
- 2) Показано, что марганец и кремний образуют многоэлементные включения различных форм и размеров, такие как интерметаллическая фаза Mn_5Si_2 . Al и Cu могут образовывать соединения $CuAl_2$ или Cu_9Al_4 в центральной зоне осажденного слоя.
- 3) Установлено, что добавление Si приводит к более равномерному перемешиванию элементов и уменьшает локальное образование интерметаллических фаз или интерметаллидов, что повышает такие свойства сплава Cu-Al, как микротвердость (увеличение 125 HV), временное сопротивление при растяжении (увеличение 391 МПа) и условный предел текучести (245 МПа) по сравнению со сплавом Cu-Al.

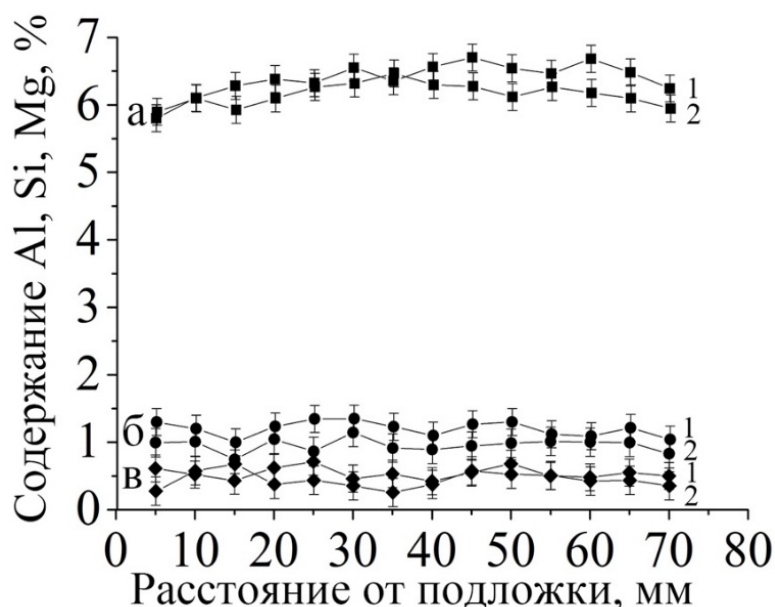
5 ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Al-Si-Mg

Кремний и магний отличаются достаточно хорошей растворимостью в Cu-Al сплавах. Магний в количестве 0,3%–1% в медно-алюминиевом сплаве улучшает его сопротивление коррозии, тепло- и электропроводность, а добавление кремния увеличивает текучесть расплавленного металла, сокращая тем самым образование интерметаллических фаз или соединений [105]. В главе 4 было показано, что добавление кремния способствует улучшению свойств при растяжении. В данной главе изучены свойства медно-алюминиевого сплава с небольшим содержанием кремния (1,2%) и магния (0,5%). В данной главе: изучаются характерные особенности добавляемых микроэлементов и основных элементов, а также интерметаллических соединений в центральной части слоя и на его границах; исследуются свойства сплавов Cu-Al-Si-Mn; анализируется эффект добавления магния на микроструктуру и механические свойства сплавов Cu-Al-Si-Mg; рассматривается влияние термообработки на микроструктуру и механические свойства сплавов Cu-Al-Si-Mg. Сплав Cu-Al-Si-Mg проанализирован в двух состояниях - исходном и после термической обработки - гомогенизации при 800° в течение 2 ч. Результаты, представленные в главе 5, опубликованы в работах [128, 129].

5.1 Исследование влияния термической обработки на характер распределения Al, Si и Mg в сечении аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg

Содержание Al, Si и Mg в образцах до термообработки и после нее приведено на рисунке 5.1. Несмотря на то, что процесс изготовления сплава не изменялся, его состав немного отличается в силу действия ряда факторов, например, неполного расплавления капель алюминия в ванне, влияния на дугу со стороны сварочной горелки. В отличие от кремния и магния содержание алюминия не претерпевает значительных изменений. После термической обработки немного изменяется содержание элементов (Al, Si, Mg). После термообработки содержание сплавов

гомогенизируется. Содержание легирующих элементов уменьшается рядом с подложкой. В ряде первых слоев сложно открыть расплавленную ванну адекватного размера с помощью вольфрамовой горелки для того, чтобы расплавить проволоку, так как медная подложка имеет высокую теплопроводность.

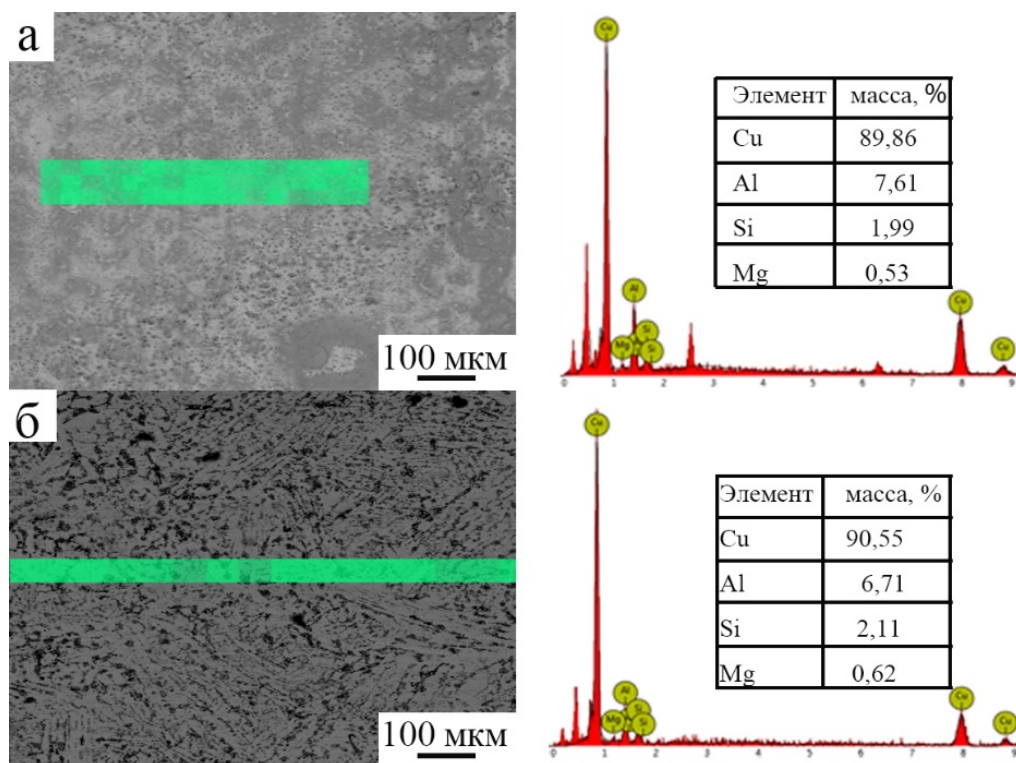


1 – исходное состояние; 2 – после гомогенизации; а – содержание Al; б – содержание Si; в – содержание Mg

Рисунок 5.1 – Изменение содержания Al, Si и Mg в зависимости от расстояния от подложки

Для изучения состава материала была выбрана зона небольшого размера в средней части образцов до и после термообработки. Данные об элементном составе в выбранных участках образцов приведены на рисунке 5.2. Так как в качестве подложки использовалась медная пластина, содержание меди несколько выше в начальном слое. Подобным же образом состав осажденного слоя может отличаться и в верхней зоне образца, более подверженной окислению, чем нижерасположенные слои. Состав материала изучался на пробах, взятых из центральной части образцов, с помощью энергодисперсионной спектроскопии. При использовании одинаковых параметров содержание элементов в образцах в обоих состояниях немного различаются, так как на состав наплавленного слоя оказывают влияние сила дуги,

количество подаваемого тепла, предварительный нагрев, скорость охлаждения и т.д. Содержание элементов разнится с целевыми значениями.



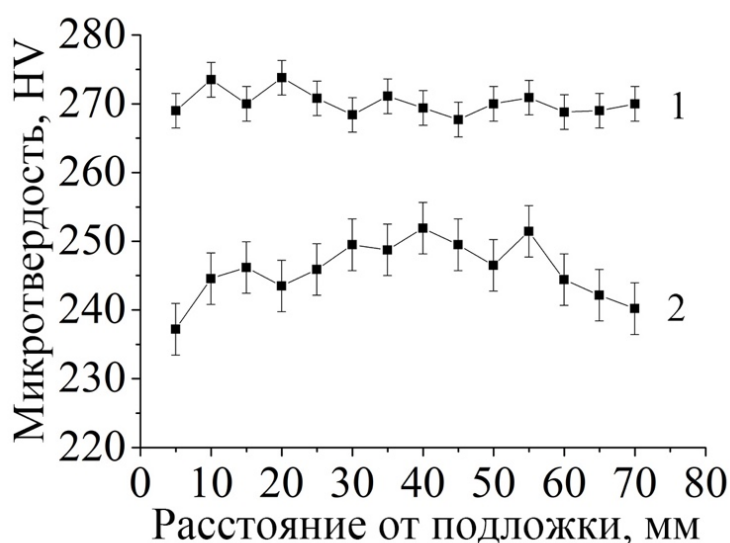
а – исходное состояние; б – после гомогенизации

Рисунок 5.2 – Результаты энергодисперсионного анализа

5.2 Исследование влияния термической обработки на изменение микротвердости в сечении аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg

Микротвердость сплавов до и после термической обработки показана на рисунке 5.3. Микротвердость, измеренная вдоль наплавленной стенки в сплаве до термообработки, колеблется в диапазоне от 226 HV до 254 HV, а в сплаве после термообработки – от 249 HV до 280 HV. Средняя микротвердость составила 240 HV и 270 HV, соответственно. Сопоставление кривых микротвердости сплавов Cu-Al и Cu-Al-Si показало, что они изменяются похожим образом: растут в верхней части. Поведение микротвердости в обоих состояниях одинаковое. Сначала микротвердость в первой точке внизу меньше, чем во второй. Микротвердость незначительно колеблется вверх и вниз вдоль наплавленной стенки. Микротвердость выделяющегося кремния довольно высокая, и он накапливается в верхней части образца,

обуславливая скачок кривой твердости вверх. Причиной увеличения микротвердости после термообработки может быть полное осаждение α фаз, выросших в процессе термообработки. При охлаждении в естественных условиях осаждения хрупкой фазы γ_2 не наступает при температуре около 500° . В третьей главе среднее значение микротвердости сплавов Cu-Al составило 95 HV, в четвертой главе показано среднее значение микротвердости сплава Cu-Al-Si – 220 HV. Для сплавов Cu-Al-Si-Mg значение этой величины составляет 240 HV. Видно, что добавление Mg в количестве 0,5 % улучшает микротвердость сплавов Cu-Al-Si.



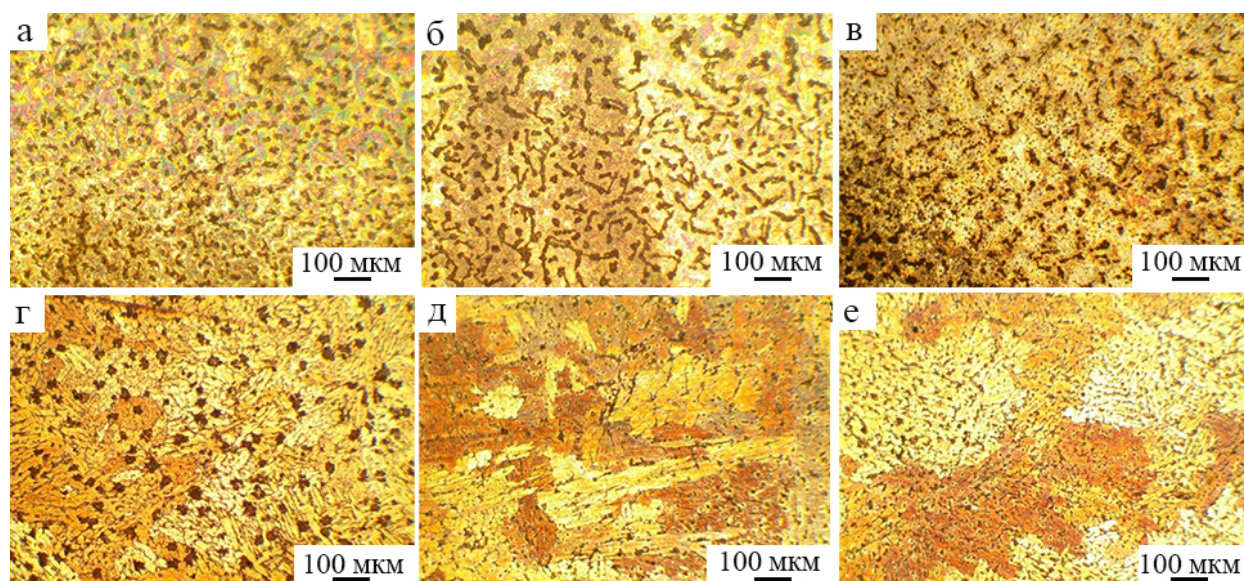
1 – после гомогенизации; 2 – исходное состояние

Рисунок 5.3 – Изменение микротвердости в зависимости от расстояния от подложки

5.3 Исследование влияния термической обработки на микроструктуру аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg

Микроструктура нижней, средней и верхней части образцов до и после термообработки показана на рисунке 5.4. Различаются большое количество α -фаз и небольшие черные плоские фазы кремния в виде блоков, а также небольшие белые фазы в виде блоков, которые могут быть переходными соединениями меди и алюминия. На микрофотографиях сплава, находящегося в исходном состоянии видно много черных блоков и полос. Черные блоки – это первичная фаза кремния, а

полосы – эвтектический кремний. Сравнение рисунков 5.4а, 5.4б и 5.4в показало, что в верхней части исходного сплава больше первичного кремния, чем в середине и в нижней части, где больше длинного эвтектического кремния. На изображениях структуры сплава после термообработки обнаруживается значительно меньше черных областей, а объемных фаз кремния в верхней части (рисунок 5.4г) больше, чем в середине (рисунок 5.4 д) и внизу образца (рисунок 5.4е). Столбчатые кристаллы медной фазы более различимы в состоянии после термической обработки, их количество наиболее значительно в середине. Направление роста столбчатых кристаллов соответствует направлению наплавки. В исходном состоянии сплава значительно больше черных фаз, чем в образцах после термической обработки. Количество столбчатых зерен больше в сплаве после термообработки по сравнению с исходным состоянием. Эпитаксиальные столбчатые зерна растут по направлению выращивания. После термообработки происходят изменения в структуре кремния, и плоские и в виде блоков фазы кремния трансформируются в небольшие глобулы и распределяются в матрице меди.



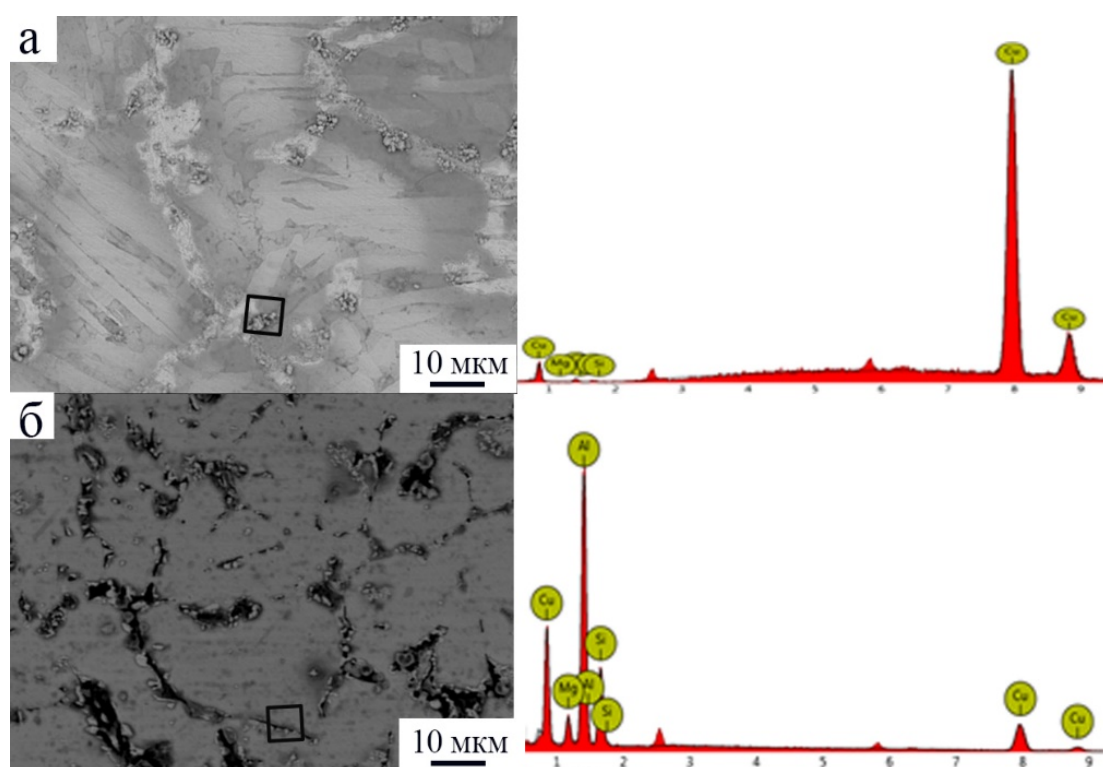
Исходное состояние: а – верхняя часть; б – середина; в – нижняя часть;

После гомогенизации: г – верхняя часть; д – середина; е – нижняя часть

Рисунок 5.4 – Микроструктура образцов сплава Cu-Al-Si-Mg

На рисунке 5.5 показана микроструктура центральной части образцов до и после термообработки. Для удобства микроструктуры сделаны с разной яркостью.

Различно большое число столбчатых кристаллов на рисунке 5.5а, а на рисунке 5.5б – преимущественно однородные кристаллы в виде блоков. Много белых комков выделяется на рисунке 5.5а. Небольшие прерывистые или игольчатые планки выпадают на границе зерна, а вдоль границ выделяются хаотично распределенные мелкие фазы (рисунок 5.4б). Результаты анализа энергетического спектра вышеупомянутых веществ показаны на рисунке 5.5б и рисунке 5.5г. Белая масса в виде комков – это фаза меди. Показано, что у Q-фазы прерывистая или игольчатая морфология [130], кроме того, согласно результатам анализа энергетических спектров выпавшая фаза в виде длинных полос – кватернарная фаза Al-Cu-Si-Mg.



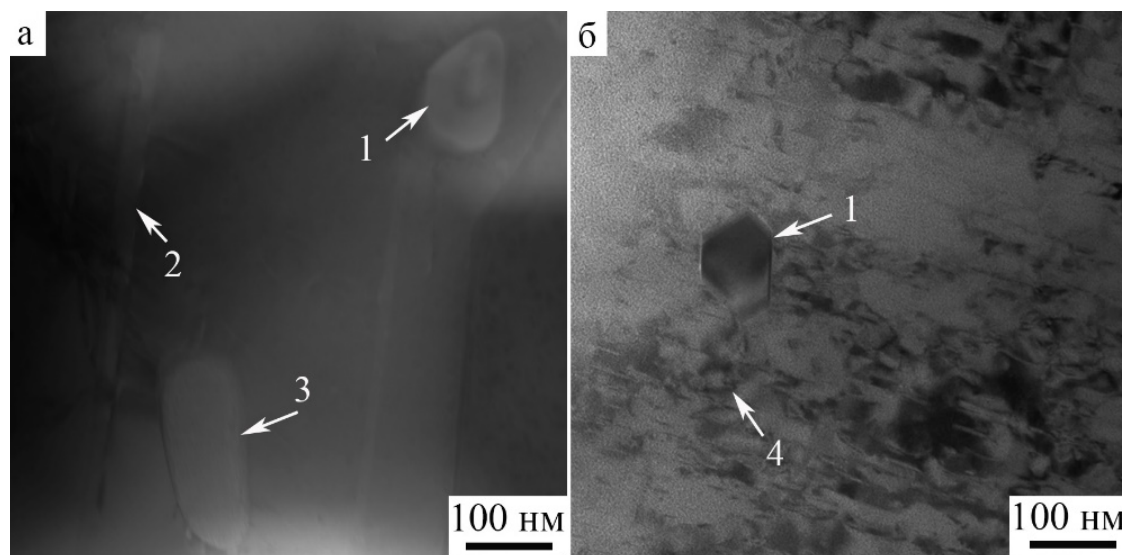
а – исходное состояние; б – после гомогенизации

Рисунок 5.5 – Электронные сканирующие электронные микроструктуры и анализ энергетического спектра

5.4 Исследование влияния термической обработки на фазовый состав аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg

Частицы вторичных фаз показаны на рисунке 5.6. Наряду с четко различимыми эллипсоидными и проволокоподобными частицами в сплаве исходного состояния наблюдается много удлиненных образований, а в сплаве после

термообработки – эллипсоидные образования и мелкие частицы. Сопоставление рисунков 5.6а и б показывает значительное измельчение частиц в сплаве после термообработки. В общем, измельчение зерна значительно улучшает эксплуатационные характеристики сплава (микротвердость, временное сопротивление при растяжении и предел текучести).



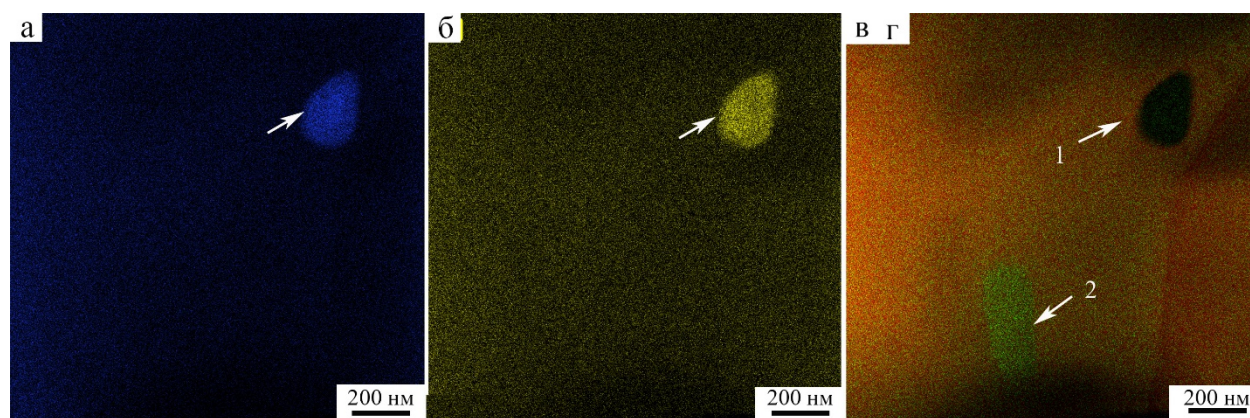
а – исходное состояние; б – после гомогенизации; 1 – эллипсоидальная частица; 2 – удлинённый элемент; 3 – палочковидный осадок; 4 – мелкие частицы

Рисунок 5.6 – Электронные сканирующие электронные микроструктуры и анализ энергетического спектра

Методом микрорентгеноспектрального анализа был изучен состав эллипсоидных частиц (т.е. вторичных фаз на рисунке 5.6а), сформировавшихся при наплавке. Рисунок 5.7 демонстрирует результаты микрорентгеноспектрального анализа эллипсоидных частиц. Эллипсоидная частица (как показано стрелкой на рисунке 5.7) в основном содержит элементы Si и O с обедненными элементами Al, Mg и Cu. Скорее всего, это соединение Si и O. Видно, что палочковидный осадок состоит преимущественно из алюминия и меди, вероятно являясь их соединением, типа CuAl_2 , Cu_9Al_4 .

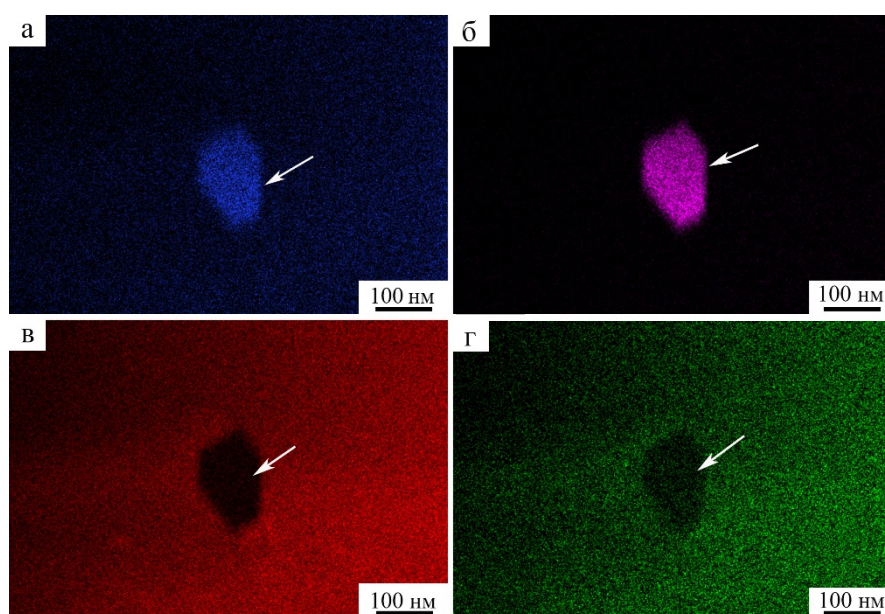
Методом микрорентгеноспектрального анализа был изучен состав эллипсоидных частиц (т.е. вторичных фаз на рисунке 5.6б), сформировавшихся после заковки сплава. Рисунок 5.8 демонстрирует результаты микрорентгеноспектрального

анализа эллипсоидных частиц. Видно, что эллипсоидная частица обогащена кремнием и магнием, а также содержит алюминий и незначительное количество меди. Это может быть либо соединение магния и кремния, как Mg_2Si . Mg_2Si представляет собой упрочняющую фазу, которая, как сообщается, улучшает микротвердость и износостойкость сплава Cu-Al [131].



распределение элементов Si (а), O (б), Al (в) и Cu (г); 1– эллипсоидальная частица;
2 – удлинённый элемент

Рисунок 5.7 – Электронно-микроскопическое изображение эллипсоидной частицы

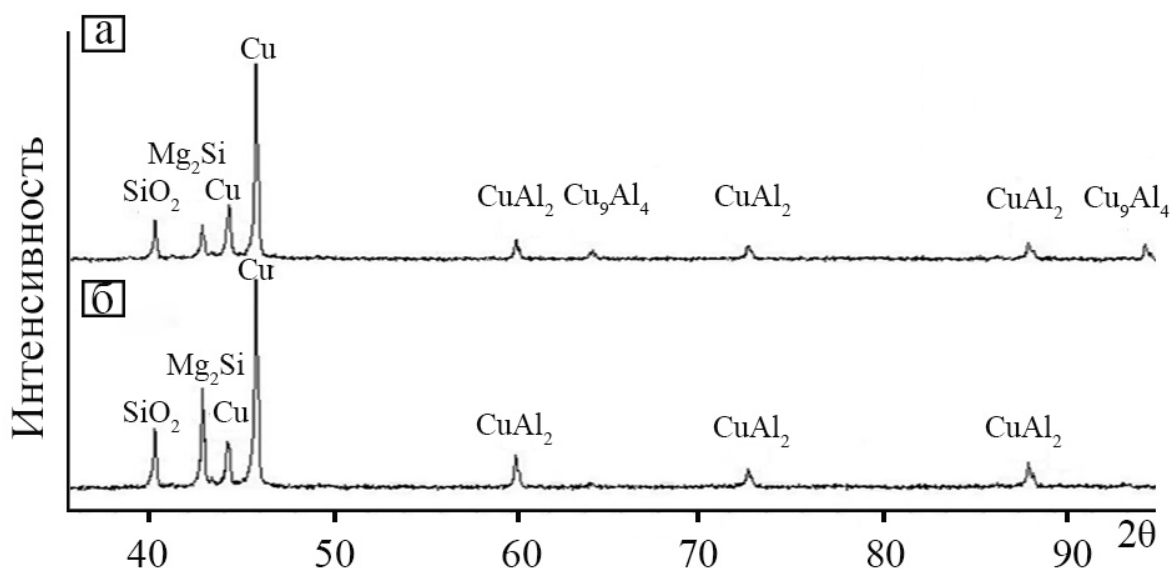


распределение элементов Si (а), Mg (б), Cu (в) и Al (г); 1– эллипсоидальная ча-
стица; 2 – удлинённый элемент

Рисунок 5.8 – Электронно-микроскопическое изображение эллипсоидной частицы

Результаты рентгенодифракционного анализа сплавов до и после термической обработки приведены на рисунке 5.9. В силу нестабильности процесса

наплавки и отсутствия дальнейшей гомогенизации в полученных образцах выделяются интерметаллические фазы. В сплаве исходного состояния присутствует шесть фаз, включая SiO_2 в плоскости (111), Mg_2Si в плоскости (220), простое вещество Cu в плоскостях (111) и (200), CuAl_2 в плоскостях (400), (404) и (521), Cu_9Al_4 в плоскостях (600) и (820). Интенсивность пиков показывает, что только что полученный материал состоит из твердого раствора Cu-Al , небольшого количества CuAl_2 и Cu_9Al_4 . После гомогенизации в сплаве выявляется всего пять фаз: SiO_2 в плоскости (111), Mg_2Si в плоскости (220), простое вещество Cu в плоскостях (111) и (200), CuAl_2 в плоскостях (400), (404) и (521). Сопоставление рентгеновских спектров сплавов до и после термической обработки показало полное отсутствие интерметаллического соединения Cu_9Al_4 и увеличившееся количество Mg_2Si после термической обработки. Содержание SiO_2 и CuAl_2 почти не изменилось. В сплаве исходного состояния выявлено небольшое количество Cu_9Al_4 . В результате термообработки CuAl_2 и Cu_9Al_4 превращаются в твердый раствор Cu-Al , таким образом, Cu_9Al_4 отсутствует после термообработки [132]. На дифрактограммах выявляется SiO_2 , который может увеличить микротвердость.



а – исходное состояние; б – после гомогенизации

Рисунок 5.9 – Дифрактограммы образцов сплава Cu-Al-Si-Mg

5.5 Исследование свойств аддитивно изготовленных образцов из сплава системы Cu-Al-Si-Mg

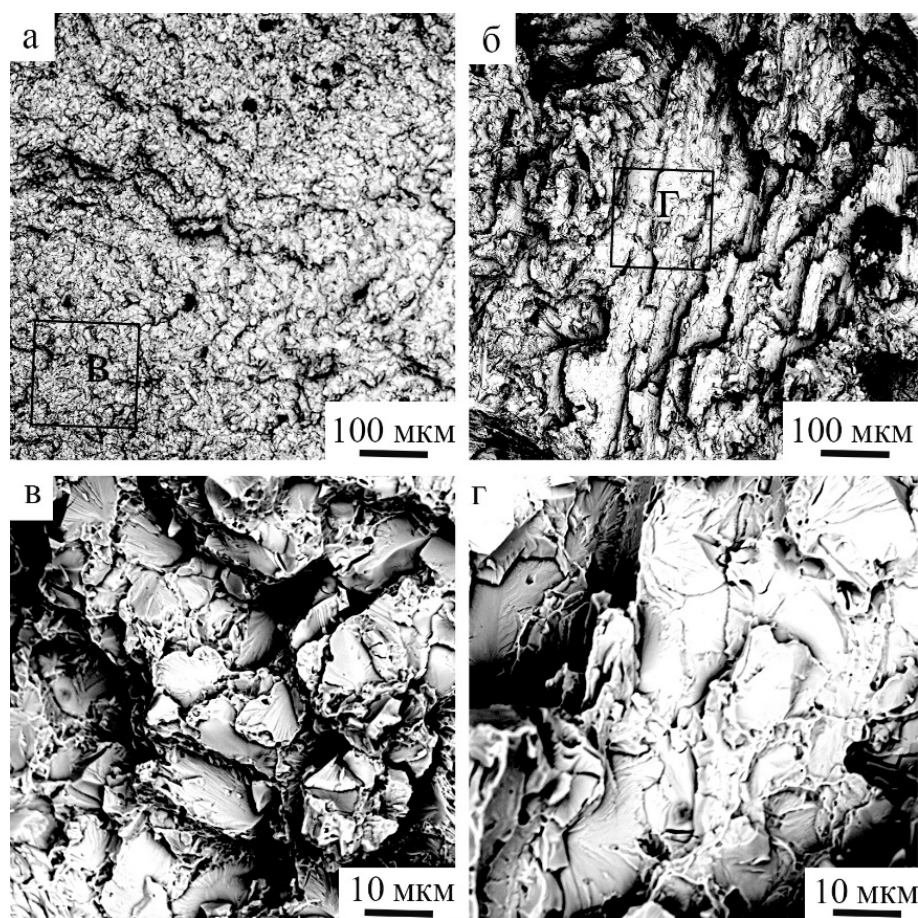
Результаты испытаний на растяжение (временное сопротивление при растяжении, условный предел текучести и удлинение) образцов сплавов в обоих состояниях, приведены в таблице 5.1. Результаты испытаний на растяжение образцов, подвергнутых термической обработке, отличаются от результатов, полученных на образцах без термообработки. Временное сопротивление при растяжении увеличилось на 60,4 МПа в результате термической обработки с 507,1 до 446,7 МПа. Условный предел текучести также увеличился с 70,7 до 79,5 МПа. Кроме того, относительное удлинение уменьшилось на 1%. Анализ результатов испытаний на растяжение показал, что термическая обработка улучшила свойства сплава.

Таблица 5.1 – Результаты механических испытаний образцов сплава Cu-Al-Si-Mg

Состояние материала	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
исходное состояние	456 \pm 7	70 \pm 2	7 \pm 1
после гомогенизации	507 \pm 8	79 \pm 3	8 \pm 1

Внешний вид изломов образцов приведен на рисунке 5.10. Поверхности изломов образцов до и после гомогенизации относительно плоские, но цвет отличается. В структуре прослеживаются ручейки. Фрактографический анализ выявил характерные черты хрупкого излома. Рисунки 5.10в и 5.10г представляют увеличенное изображение рисунков 5.10а и 5.10б, соответственно. Небольшие хлопья распределены по поверхности излома, но в сплаве после термообработки этого явления не отмечается (рисунки 5.10в и 5.10г). Это явление вызвано, вероятно, высокой концентрацией первичного и эвтектического кремния в образце, не подвергавшемся термической обработке. Растрескивание матрицы сплава может быть вызвано грубыми объемными фазами выделяющегося кремния и эвтектической фазой кремния в виде длинных полос. Грубая неправильной формы первичная фаза кремния и грубая игольчатая эвтектическая фаза имеют заостренный кончик и угловатую форму. При проведении испытаний на растяжение напряжение

концентрируется на углах, при увеличении напряжения возможно появление микротрещин в углах, которые соединяются друг с другом, разрастаются и приводят к разрыву материала.



а и в – исходное состояние; б и г – после гомогенизации

Рисунок 5.10 – Изображения изломов, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии

5.6 Выводы по главе 5

В главе проанализированы образцы сплава Cu-Al-Si-Mg, полученные аддитивно-дуговым способом с помощью отдельной подачи проволок SAFRA CuSi₃ и AlMg₅-ER5356 в расплавленную ванну. Было изучено влияние добавления Si, Mg, а также термической обработки на эволюцию микроструктуры и механические свойства сплава. Были сделаны следующие выводы:

1) Добавление кремния (1,2%) и магния (0,5%) в сплав Cu-Al повышает микротвердость на 12,5 % сплава Cu-Al. Причина заключается в том, что добавка Si и Mg происходит за счет образования твердых и хрупких фаз SiO₂ и Mg₂Si. При

дальнейшей термообработке образца было обнаружено, что микротвердость увеличилась на $\sim 12,5\%$ по сравнению с необработанным образцом. Кроме того, термообработка позволяет увеличить содержание Mg_2Si .

2) После термической обработки сплава Cu-Al-Si-Mg происходит увеличение временного сопротивления при растяжении на 11% , условного предела текучести на $12,9\%$ и относительного удлинения на $\sim 14,3\%$, соответственно. Данный результат может быть связан с упрочнением твердого раствора. В результате термической обработки CuAl_2 и Cu_9Al_4 превращаются в сплав твердого раствора Cu-Al .

3) Показано, что добавление кремния ($1,2\%$) и магния ($0,5\%$) в сплав Cu-Al повышает микротвердость (увеличение до 145 HV) сплава Cu-Al за счет образования твердых и хрупких фаз SiO_2 и Mg_2Si .

6 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Результаты, полученные в диссертационной работе, нашли практическое применение в научной и образовательной деятельности Самарского национального исследовательского университета им. академика С.П. Королева, а также в промышленности на предприятиях г. Вэньжоу (КНР) и Кузбасса (РФ). Для практических целей этот метод получил отраслевое китайское финансирование, целью которого является разработка нового типа материала и деталей из сплавов системы Cu-Al. Данные о процессе и эволюции структуры и свойств сплавов системы Cu-Al, изготовленного проволоочно-дуговым аддитивным производством на основе холодного переноса металла, также были использованы для упрочнения деталей различного ответственного оборудования.

В ранних работах [106 - 114, 121 - 123] сообщалось о результатах экспериментальных исследований сплава системы Cu-Al и влияния термической обработки и Si на образцы сплава системы Cu-Al (анализ структуры, фазового состава, свойств). Сплав системы Cu-Al имеет повышенную микротвердость (125 HV), временное сопротивление при растяжении (391 МПа) и предел текучести (245 МПа). В работах [128, 129] сообщаются результаты экспериментальных исследований влияния термической обработки и Si и Mg на образцы сплава системы Cu-Al (анализ структуры, фазового состава, свойств). Сплав системы Cu-Al имеет тип повышенную микротвердость (145 HV) и временное сопротивление при растяжении (251 МПа).

Соответствующие результаты были применены в Wenzhou Jinghe Zhizao Technology Co., Ltd., Китай, компания подала заявку на получение авторских прав на программное обеспечение. Создан результат интеллектуальной деятельности создан и зарегистрирована программа «Система визуального контроля 3D моделирования V1.0», номер свидетельства: 2021SR0860338. В основном он обеспечивает визуальную проверку 3D-моделирования, которая может выявить дефекты в моделировании и оптимизации. Это имеет не только фундаментальное применение, но и большое практическое значение, так как их использование будет способствовать

продвижению дугового аддитивного производства деталей из сплавов Cu-Al в промышленности как российских, так и китайских предприятий (Приложение 1).

Создан и зарегистрирован результат интеллектуальной деятельности - Авторское право на программное обеспечение «Система оптимизации траектории 3D-печати V1.0», номер свидетельства: 2021SR0860337. В основном данный результат обеспечивает быстрый путь 3D-печати, экономит время и повышает эффективность, особенно для некоторых сложных 3D-деталей (приложение 2).

Создан и зарегистрирован результат интеллектуальной деятельности - Программное обеспечение «Система управления печатью 3D моделей V1.0», номер свидетельства: 2021SR0919385. Данная программа в основном реализует автоматическое управление в процессе 3D-печати, может автоматически регулировать скорость, регулировать время ожидания между слоями и т.д. (приложение 3).

Создан и зарегистрирован результат интеллектуальной деятельности – патент «Вспомогательное устройство подачи проволоки для холодного перехода металла», номер заявки: 2021101495. Данное устройство может соответствовать диаметру сварочной проволоки от 1,2 до 2,4 мм и может обеспечить стабильную среду подачи проволоки с помощью простых операций (приложение 4).

Результаты диссертационной работы были использованы в научной деятельности федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет», при разработке курса лекций для аспирантов по дисциплине «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» 22.06.01-Технология материалов (приложение 7).

В ходе подготовки диссертационной работы была проведена опытно-промышленная проверка результатов, имеющих практическое значение.

В настоящее время эта технология используется компаниями, которые имеют интегрированное оборудование для дугового аддитивного производства, и ожидается, что экономический эффект в размере 1 млн. рублей в год после ее запуска в производство (Приложение 5-6).

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 проволочно-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 CuAl_2 и Cu_9Al_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 Mn_5Si_2 . Al и Cu могут образовывать соединения $CuAl_2$ или Cu_9Al_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 Mg_2Si , что повышает микротвердость (увеличение до 145 HV) сплава Cu-Al. Гомогенизация образцов сплава Cu-Al-Si-Mg приводит к увеличению микротвердости на $\sim 12,5\%$ по сравнению с состоянием до нее. Кроме того, термическая обработка позволяет увеличить содержание Mg_2Si .

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 проволочно-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 ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Acarer, M. Electrical, corrosion, and mechanical properties of aluminum-copper joints produced by explosive welding [Text] / M. Acarer // Journal of materials engineering and performance. – 2012. – Vol. 21 (11). – P. 2375–2379.
2. Lee, J.E. Effects of Annealing on the Mechanical and Interface Properties of Stainless Steel/Aluminum/Copper Clad-Metal Sheets [Text] / J.E. Lee, D.H. Bae, W.S. Chung, K.H. Kim, J.H. Lee, Y.R. Cho // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – Vol. 187–188. – P. 546–549.
3. An, X. Microstructural evolution and shear fracture of Cu-16 at. % Al alloy induced by equal channel angular pressing [Text] / X. An, Q. Lin, S. Wu, Z.F. Zhang // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527 (16-17). – P. 4510–4514.
4. Adorno, A.T. Ageing behavior in the Cu-10 wt.% Al and Cu-10 wt.%Al-4 wt. % Ag alloys [Text] / A.T. Adorno, R.A.G. Silva // Journal of Alloys Compounds. – 2009. – Vol. 473 (1–2). – P. 139–144.
5. Agarwala, M. Direct selective laser sintering of metals [Text] / M. Agarwala, D. Bourell, J. Beaman, H. Marcus, J. Barlow // Rapid Prototyping Journal. – 1995. – Vol. 1 (1). – P. 26–36.
6. An, X.H. Improved fatigue strengths of nanocrystalline Cu and Cu-Al alloys [Text] / X.H. An, Q.Y. Lin, S.D. Wu // Materials Research Letters. – 2015. – Vol. 527. – P. 4510-4514.
7. Yanilkin, A.V. Dynamics and Kinetics of Dislocations in Al and Al-Cu Alloy under Dynamic Loading [Text] / A.V. Yanilkin, V.S. Krasnikov, A.Y. Kuksin, A.E. Mayer // International Journal of Plasticity. – 2014. – Vol. 55. – P. 94–107.
8. Zhao, Y.H. Tailoring Stacking Fault Energy for High Ductility and High Strength in Ultrafine Grained Cu and Its Alloy [Text] / Y.H. Zhao, Y.T. Zhu, X.Z. Liao, Z. Horita, T.G. Langdon // Applied Physics Letters. – 2006. – Vol. 89 (12). – P. 121906.
9. Hao, Y. The Influence of Stacking Fault Energy on Compression Test of Cu and Cu-Al Alloys [Text] / Y. Hao, X.X. Wu, X.Y. San, L. Shen, X.K. Zhu // Procedia Engineering. – 2012. – Vol. 36 (6). – P. 307–315.

10. Yin, Z. Mechanical Behavior and Deformation Kinetics of Gradient Structured Cu-Al Alloys with Varying Stacking Fault Energy [Text] / Z. Yin, L. Sun, J. Yang, Y. Gong, X. Zhu // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – Vol. 687. – P. 152–160.
11. Zhang, J. Formation and Growth of Cu–Al IMCs and Their Effect on Electrical Property of Electroplated Cu/Al Laminar Composites [Text] / J. Zhang, B.H. Wang, G.H. Chen, R.M. Wang, C.H. Miao, Z.X. Zheng, W.M. Tang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). – 2016. – Vol. 26 (12). – P. 3283–3291.
12. Gschneidner, K. A Family of Ductile Intermetallic Compounds [Text] / K. Gschneidner, A. Russell, A. Pecharsky, Y. Ye, A. Slager, K. Gschneidner, A. Russell, A. Pecharsky, J. Morris, Z. Zhang // Nature Materials. – 2003. – Vol. 2. – P. 587–591.
13. Liu, C.T. Ductile Ordered Intermetallic Alloys [Text] / C.T. Liu, J.O. Stiegler // Science. – 1984. – Vol. 226 (4675). – P. 636–642.
14. Taub, A.I. Intermetallic Compounds for High-Temperature Structural Use [Text] / A.I. Taub, R.L. Fleischer // Science. – 1989. – Vol. 243 (4891). – P. 616–621.
15. Xu, H. New Observation of Nanoscale Interfacial Evolution in Micro Cu-Al Wire Bonds by in-Situ High Resolution TEM Study [Text] / H. Xu, I. Qin, H. Clauberg, B. Chylak, V.L. Acoff // Scripta Materialia. – 2016. – Vol. 115 (1). – P. 1–5.
16. Xue, P. Enhanced Mechanical Properties of Friction Stir Welded Dissimilar Al-Cu Joint by Intermetallic Compounds [Text] / P. Xue, B.L. Xiao, D.R. Ni, Z.Y. Ma // Materials Science and Engineering A. – 2010. – Vol. 527 (21-22). – P. 5723–5727.
17. Tian, Y. Ductility Sensitivity to Stacking Fault Energy and Grain Size in Cu-Al Alloys [Text] / Y. Tian, A. Shibata, Z. Zhang, N. Tsuji // Materials Research Letters. – 2016. – Vol. 4 (2). – P. 112–117.
18. An, X.H. Effects of Stacking Fault Energy on the Thermal Stability and Mechanical Properties of Nanostructured Cu-Al Alloys during Thermal Annealing [Text] / X.H. An, S. Qu, S.D. Wu, Z.F. Zhang // Journal of Materials Research. – 2011. – Vol. 26 (3). – P. 407–425.
19. Liu, R. Microscopic Mechanisms Contributing to the Synchronous Improvement of Strength and Plasticity (SISP) for TWIP Copper Alloys [Text] / R. Liu, Z.J. Zhang, L.L. Li, X.H. An, Z.F. Zhang // Scientific Reports. – 2015. – Vol. 5. – P. 9550.

20. Wei, Y. Evading the Strength-Ductility Trade-off Dilemma in Steel through Gradient Hierarchical Nanotwins [Text] / Y. Wei, Y. Li, L. Zhu, L. Yao, L. Xian, W. Gang, W. Yan, M. Zhen, L. Jia, W. Hong, G. Hua // *Nature Communications*. – 2014. – Vol. 5. – P. 3580.
21. Ren, C.X. Exploring the Strength and Ductility Improvement of Cu–Al Alloys [Text] / C.X. Ren, Q. Wang, J.P. Hou // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 786. – P. 139441.
22. Li, Z. Metastable High-Entropy Dual-Phase Alloys Overcome the Strength-Ductility Trade-Off [Text] / L. Zhiming, R. Dierk, T. Cemal, C. Pradeep, K. Gokuldoss // *Nature*. – 2016. – Vol. 534 (7606). – P. 227–230.
23. Liu, G. Nanostructured High-Strength Molybdenum Alloys with Unprecedented Tensile Ductility [Text] / G. Liu, G.J. Zhang, F. Jiang, X.D. Ding, Y.J. Sun, J. Sun, E. Ma // *Nature Materials*. – 2013. – Vol. 12 (4). – P. 344–350.
24. Liu, R. Exploring the Fatigue Strength Improvement of Cu-Al Alloys [Text] / R. Liu, Y.Z. Tian, Z.J. Zhang, P. Zhang, Z.F. Zhang // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 144. – P. 613–626.
25. Tsuji, N. Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing [Text] / N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito, Y. Minam // *Scripta Materialia*. – 2002. – Vol. 47 (12). – P. 893–899.
26. Wang, J. Microstructure and XRD Analysis in the Interface Zone of Mg/Al Diffusion Bonding [Text] / J. Wang, Y. Li, P. Liu, H. Geng // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2008. – Vol. 205 (1-3). – P. 146–150.
27. Sasaki, T.T. Formation of Ultra-Fine Copper Grains in Copper-Clad Aluminum Wire [Text] / T.T. Sasaki, R.A. Morris, G.B. Thompson, Y. Syarif, D. Fox // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 63 (5). – P. 488–491.
28. Yu, Z. Growth Behavior of Cu/Al Intermetallic Compounds in Hot-Dip Aluminized Copper [Text] / Z. Yu, Y. Duan, L. Liu, S. Liu, X. Liu, X. Li // *Surface and Interface Analysis*. – 2009. – Vol. 41 (5). – P. 361–365.

29. Uscinowicz, R. Impact of temperature on shear strength of single lap Al-Cu bimetallic joint [Text] / R. Uscinowicz // *Composites Part B: Engineering*. – 2013. – Vol. 44 (1). – P. 344–356.
30. Choi, S. Highly Elastic Binders Integrating Polyrotaxanes for Silicon Microparticle Anodes in Lithium Ion Batteries [Text] / S. Choi, T.W. Kwon, A. Coskun, J.W. Choi // *Science*. – 2017. – Vol. 357 (6348). – P. 279–283.
31. Zhang, M. Uniform Distribution of Alloying/Dealloying Stress for High Structural Stability of an Al Anode in High-Areal-Density Lithium-Ion Batteries [Text] / M. Zhang, L. Xiang, M. Galluzzi, C. Jiang, S. Jiangyu // *Advanced Materials*. – 2019. – Vol. 31 (18). – P. 1–7.
32. Yasi, D. First-Principles Data for Solid-Solution Strengthening of Magnesium: From Geometry and Chemistry to Properties [Text] / D. Yasi, L.G. Hector // *Acta Mater.* – 2010. – Vol. 58 (17). – P. 5704–5713.
33. Suzuki, K. Strengthening Effect of Zn in Heat Resistant Mg-Y-Zn Solid Solution Alloys [Text] / K. Suzuki, T. Kimura, J. Koike // *Scripta Mater.* – 2003. – Vol. 48 (8). – P. 997–1002.
34. Sathiyamoorthi, R. Thermal Stability and Grain Boundary Strengthening in Ultrafine-Grained CoCrFeNi High Entropy Alloy Composite [Text] / R. Sathiyamoorthi, J. Basu, S. Kashyap, K.G. Pradeep, R.S. Kottada // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 134. – P. 426–433.
35. Topping, J. Mechanical Behavior and Strengthening Mechanisms in Ultrafine Grain Precipitation-Strengthened Aluminum Alloy [Text] / J. Topping, D. Isheim, D.N. Seidman, T.D. Topping, J.M. Schoenung // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 62. – P. 141–155.
36. Shahrezaei, S. Strength-Ductility Modulation via Surface Severe Plastic Deformation and Annealing [Text] / S. Shahrezaei, Y. Sun // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 76. – P. 138023.
37. Du, Y. Ultrastrong Nanocrystalline Steel with Exceptional Thermal Stability and Radiation Tolerance [Text] / Y. Du, S. Jin, Y. Fang, J. Li, S. Hu, T. Yang, Y. Zhang, J.

- Huang, G. Sha, Y. Wang, Z. Shang, X. Zhang, B. Sun, Sh. Xin, T. Shen // *Nature Communications*. – 2018. – Vol. 9 (1). – P. 5389.
38. Rohatgi, A. The Influence of Stacking Fault Energy on the Mechanical Behavior of Cu and Cu-Al Alloys: Deformation Twinning, Work Hardening, and Dynamic Recovery [Text] / A. Rohatgi, K.S. Vecchio, G.T. Gray // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2001. – Vol. 32. – P. 135–145.
 39. Tao, J. The Defect Structures and Mechanical Properties of Cu and Cu-Al Alloys Processed by Split Hopkinson Pressure Bar [Text] / J. Tao, K. Yang, H. Xiong, X. Wu, X. Zhu, C. Wen // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 580. – P. 406–409.
 40. Wu, X.X. Effect of Stacking Fault Energy on Mechanical Behavior of Cold-Forging Cu and Cu Alloys [Text] / X.X. Wu, X.Y. San, X.G. Liang, Y.L. Gong, X.K. Zhu // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 47 (9). – P. 372–376.
 41. Zaddach, A.J. Mechanical Properties and Stacking Fault Energies of NiFeCrCoMn High-Entropy Alloy [Text] / A.J. Zaddach, C. Niu, C.C. Koch, D.L. Irving // *JOM*. – 2013. – Vol. 65 (12). – P. 1780–1789.
 42. Gong, Y.L. Simultaneously Enhanced Strength and Ductility of Cu-XGe Alloys through Manipulating the Stacking Fault Energy (SFE) [Text] / Y.L. Gong, C.E. Wen, Y.C. Li, X.X. Wu, L.P. Cheng, X.C. Han, X.K. Zhu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 569 (1). – P. 144–149.
 43. Huang, C.X. The Effect of Stacking Fault Energy on Equilibrium Grain Size and Tensile Properties of Nanostructured Copper and Copper-Aluminum Alloys Processed by Equal Channel Angular Pressing [Text] / C.X. Huang, W. Hu, G. Yang, Z.F. Zhang, S.D. Wu, Q.Y. Wang, G. Gottstein // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 556. – P. 638–647.
 44. Geng, H. Optimization of Wire Feed for GTAW Based Additive Manufacturing [Text] / H. Geng, J. Li, J. Xiong, X. Lin, F. Zhang // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 243. – P. 40–47.

45. Qing-Wei, Y. Research Progress in Aluminum Alloy Additive Manufacturing [Text] / Y. Qing-Wei, G. Jian, Z. Feng-Yuan, L. Cheng-Cheng, Q. Bao-Liang, Y. Zhi-Shui // Journal of Materials Engineering. – 2019. – Vol. 47. – P. 32–42.
46. Manesh, H.D. An Investigation of Deformation Behavior and Bonding Strength of Bimetal Strip during Rolling [Text] / H.D. Manesh, A.K. Taheri // Mechanics of Materials. – 2005. – Vol. 37 (5). – P. 531–542.
47. Hutmacher, D.W. Scaffold-Based Tissue Engineering: Rationale for Computer-Aided Design and Solid Free-Form Fabrication Systems [Text] / D.W. Hutmacher, M. Sittlinger, M.V. Risbud // Trends in Biotechnology. – 2004. – Vol. 22 (7). – P. 354–362.
48. Frazier, W.E. Metal Additive Manufacturing: A Review [Text] / W.E. Frazier // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2014. – Vol. 23. – P. 1917–1928.
49. Guo, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Wire Arc Additively Manufactured AZ80M Magnesium Alloy [Text] / Y. Guo, H. Pan, L. Ren, G. Quan // Materials Letters. – 2019. – Vol. 247. – P. 4–6.
50. Wang, Y. Additive Manufacturing Based on Welding Arc: A Low-Cost Method [Text] / Y. Wang, X. Chen, S.V. Konovalov // Journal of Surface Investigation. – 2017. – Vol. 11 (6). – P. 1317–1328.
51. Williams, S.W. Wire + Arc Additive Manufacturing [Text] / S.W. Williams, F. Martina, A.C. Addison // Materials Science and Technology (United Kingdom). – 2016. – Vol. 32 (7). – P. 641–647.
52. Yilmaz O. Shaped Metal Deposition Technique in Additive Manufacturing: A Review [Text] / O. Yilmaz, A.A. Ugla // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. – 2016. – Vol. 230. – P. 1781–1798.
53. Momeni, S. Selective Electron Beam Melting of a Copper-Chrome Powder Mixture [Text] / S. Momeni, R. Guschlbauer, F. Osmanlic, C. KeRner // Materials Letters. – 2018. – Vol. 223. – P. 250–252.
54. Ramirez, D.A. Open-Cellular Copper Structures Fabricated by Additive Manufacturing Using Electron Beam Melting [Text] / D.A. Ramirez, L.E. Murr, S.J. Li, Y.X.

- Tian, E. Martinez, J.L. Martinez, B.I. Machado, S.M. Gaytan, F. Medina, R.B. Wicker // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (16-17). – P. 5379–5386.
55. Ramirez, D.A. Novel Precipitate-Microstructural Architecture Developed in the Fabrication of Solid Copper Components by Additive Manufacturing Using Electron Beam Melting [Text] / D.A. Ramirez, L.E. Murr, E. Martinez // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59 (10). – P. 4088–4099.
56. Murr, L.E. Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies [Text] / L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina, R.B. Wicker // *Journal of Materials Science and Technology*. – 2012. – Vol. 28 (1). – P. 1–14.
57. Popovich, A. Microstructure and Mechanical Properties of Additive Manufactured Copper Alloy [Text] / A. Popovich, V. Sufiiarov, I. Polozov, E. Borisov, D. Masaylo, A. Orlov // *Materials Letters*. – 2016. – Vol. 179. – P. 38–41.
58. Szemkus, S. Laser Additive Manufacturing of Contact Materials [Text] / S. Szemkus, B. Kempf, S. Jahn, G. Wiehl, F. Heringhaus, M. Rettenmayr // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – Vol. 252. – P. 612–617.
59. Zhang, G. Additive Manufacturing of Fine-Structured Copper Alloy by Selective Laser Melting of Pre-Alloyed Cu-15Ni-8Sn Powder [Text] / G. Zhang, C. Chen, X. Wang, P. Wang, X. Zhang, X. Gan, K. Zhou // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2018. – Vol. 96. – P. 4223–4230.
60. Wang, D. Densification and Crack Suppression in Selective Laser Melting of Pure Molybdenum [Text] / D. Wang, C. Yu, J. Ma, W. Liu, Z. Shen // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 129 (5). – P. 44–52.
61. Simchi, A. On the Development of Direct Metal Laser Sintering for Rapid Tooling [Text] / A. Simchi, F. Petzoldt, H. Pohl // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 141. – P. 319–328.
62. Hopmann, C. Surface Quality of Profile Extrusion Dies Manufactured by Selective Laser Melting [Text] / C. Hopmann, Y. Nafi, B. Sebastian, W. Konrad, M. Simon // *RTEjournal - Forum für Rapid Technologie*. – 2015. – P. 4290.

63. Raghavan, A. Heat Transfer and Fluid Flow in Additive Manufacturing [Text] / A. Raghavan, H.L. Wei, T.A. Palmer, T. Debroy // Journal of Laser Applications. – 2013. – Vol. 25 (5). – P. 052006.
64. Lott, P. Design of an Optical System for the in-Situ Process Monitoring of Selective Laser Melting (SLM) [Text] / P. Lott, H. Schleifenbaum, W. Meiners, K. Wissenbach, C. Hinke, J. Bültmann // Physics Procedia. – 2011. – Vol. 12. – P. 682–683.
65. Xiong, J. Closed-Loop Control of Variable Layer Width for Thin-Walled Parts in Wire and Arc Additive Manufacturing [Text] / J. Xiong, Z. Yin, W. Zhang // Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Vol. 233. – P. 100–106.
66. Wang, F. Morphology Investigation on Direct Current Pulsed Gas Tungsten Arc Welded Additive Layer Manufactured Ti6Al4V Alloy [Text] / F. Wang, S. Williams, M. Rush // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2011. – Vol. 57. – P. 596–603.
67. Sequeira Almeida P.M. Innovative Process Model of Ti-6Al-4V Additive Layer Manufacturing Using Cold Metal Transfer (CMT) [Text] // P.M. Sequeira Almeida, S. Williams // 21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, SFF. – 2010. – P. 25–36.
68. Cong, Z. Microstructure and Mechanical Properties of Double-Wire + Arc Additively Manufactured Al-Cu-Mg Alloys [Text] / Z. Cong, B. Baoqiang, H. Sun, G. Zhao, J. Ding // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Vol. 255. – P. 347–353.
69. Guo, B.Y. A Multiscale Modeling Approach for Fast Prediction of Part Distortion in Selective Laser Melting [Text] / B.Y. Guo, H.C. Fang, Z.F. C // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 229. – P. 703–712.
70. Mugwagwa, L. Influence of Process Parameters on Residual Stress Related Distortions in Selective Laser Melting [Text] / L. Mugwagwa, D. Dimitrov, S. Matope, I. Yadroitsev // Procedia Manufacturing. – 2018. – Vol. 21. – P. 92–99.
71. Yap, C.Y. Review of Selective Laser Melting: Materials and Applications [Text] / C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, S.L. Sing // Applied Physics Reviews. – 2015. – Vol. 2 (4). – P. 041101.

72. Dutta, B. The Additive Manufacturing (AM) of Titanium Alloys [Text] / B. Dutta, F.H. Froes // Metal Powder Report. – 2017. – Vol. 72 (2). – P. 96–106.
73. Emmelmann, C. Laser Additive Manufacturing and Bionics: Redefining Lightweight Design [Text] / C. Emmelmann, P. Sander, J. Kranz, E. Wycisk // Physics Procedia. – 2011. – Vol. 12 (1). – P. 364–368.
74. Spears, T.G. In-Process Sensing in Selective Laser Melting (SLM) Additive Manufacturing [Text] / T.G. Spears, S.A. Gold // Integrating Materials and Manufacturing Innovation. – 2016. – Vol. 5. – P. 16–40.
75. Moesen, M. Robust Beam Compensation for Laser-Based Additive Manufacturing [Text] / M. Moesen, T. Craeghs, J.P. Kruth, J. Schrooten // CAD Computer Aided Design. – 2011. – Vol. 43 (8). – P. 876–888.
76. Bi, G. Study on Influential Factors for Process Monitoring and Control in Laser Aided Additive Manufacturing [Text] / G. Bi, C.N. Sun, A. Gasser // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213 (3). – P. 463–468.
77. Mumtaz K.A. Selective Laser Melting of Thin Wall Parts Using Pulse Shaping [Text] / K.A. Mumtaz, N. Hopkinson // Journal of Materials Processing Technology. – 2010. – Vol. 210 (2). – P. 279–287.
78. Zeng, K. A Review of Thermal Analysis Methods in Laser Sintering and Selective Laser Melting [Text] / K. Zeng, D. Pal, B. Stucker // 23rd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference, SFF. – 2012. – P. 796–814.
79. Krauss, H. Thermography for Monitoring the Selective Laser Melting Process [Text] / H. Krauss, C. Eschey, M.F. Zaeh // 23rd Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference, SFF. – 2012. – P. 999–1014.
80. Dadbakhsh, S. Effect of Selective Laser Melting Layout on the Quality of Stainless Steel Parts [Text] / S. Dadbakhsh, L. Hao, N. Sewell // Rapid Prototyping Journal. – 2012. Vol. 18 (3). – P. 241–249.
81. Yadroitsev, I. Selective Laser Melting of Ti6Al4V Alloy for Biomedical Applications: Temperature Monitoring and Microstructural Evolution [Text] / I. Yadroitsev, P.

- Krakhmalev, I. Yadroitsava // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 583. – P. 404–409.
82. Mani, M. A Review on Measurement Science Needs for Real-Time Control of Additive Manufacturing Metal Powder Bed Fusion Processes [Text] / M. Mani, B.M. Lane, M.A. Donmez, S.C. Feng, S.P. Moylan // *International Journal of Production Research*. – 2017. – Vol. 55 (5-6). – P. 1400–1418.
83. Sun, L. Investigation on the Process Window with Liner Energy Density for Single-Layer Parts Fabricated by Wire and Arc Additive Manufacturing [Text] / L. Sun, F. Jiang, R. Huang, D. Yuan, Y. Su, C. Guo, J. Wang // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 56. – P. 898–907.
84. Kazanas, P. Fabrication of Geometrical Features Using Wire and Arc Additive Manufacture [Text] / P. Kazanas, P. Deherkar, P. Almeida, H. Lockett, S. Williams // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. – 2012. – Vol. 226 (6). – P. 1042–1051.
85. Gomez Ortega, A. Effect of Process Parameters on the Quality of Aluminium Alloy Al5Si Deposits in Wire and Arc Additive Manufacturing Using a Cold Metal Transfer Process [Text] / A. Gomez Ortega, L. Corona Galvan, F. Deschaux-Beaume, B. Mezrag, S. Rouquette // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2018. – Vol. 23/4. – P. 316–332.
86. Johari, O. Factors Affecting Dislocation Substructures in Deformed Copper [Text] / O. Johari, G. Thomas // *Acta Metallurgica*. – 1964. – Vol. 12 (5). – P. 679–682.
87. Johari, O. Substructures in Explosively Deformed Cu and Cu-Al Alloys [Text] / O. Johari, G. Thomas // *Acta Metallurgica*. – 1964. – Vol. 12 (10). – P. 1153–1159.
88. Shen, C. Fabrication of Iron-Rich Fe-Al Intermetallics Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process [Text] / C. Shen, Z. Pan, Y. Ma, D. Cuiuri, H. Li // *Additive Manufacturing*. – 2015. – Vol. 7. – P. 20–26.
89. Tian, Y.Z. Revealing the Deformation Mechanisms of Cu–Al Alloys with High Strength and Good Ductility [Text] / Y.Z. Tian, L.J. Zhao, N. Park, R. Liu, P. Zhang // *Acta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 61–72.

90. Hu, Y. Microstructure and Properties of Al/Cu Bimetal in Liquid–Solid Compound Casting Process [Text] / Y. Hu, Y.Q. Chen, L. Li, H.D. Hu, Z.A. Zhu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). – 2016. – Vol. 26 (6). – P. 1555–1563.
91. Scudino, S. Additive Manufacturing of Cu-10Sn Bronze [Text] / S. Scudino, C. Unterdörfer, K.G. Prashanth, H. Attar, N. Ellendt, V. Uhlenwinkel, J. Eckert // Materials Letters. – 2015. – Vol. 156. – P. 202–204.
92. Ding, D. Wire-Feed Additive Manufacturing of Metal Components: Technologies Developments and Future Interests [Text] / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – Vol. 81. – P. 465–481.
93. Zhang, Y. Characterization of Laser Powder Deposited Ti-TiC Composites and Functional Gradient Materials [Text] / Y. Zhang, Z. Wei, L. Shi // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 206 (1-3). – P. 438–444.
94. Brandl, E. Deposition of Ti-6Al-4V Using Laser and Wire, Part I: Microstructural Properties of Single Beads [Text] / E. Brandl, V. Michailov, B. Viehweger, C. Leyens // Surface and Coatings Technology. – 2011. – Vol. 206 (6). – P. 1120–1129.
95. Bai, J.Y. Mechanical Properties of 2219-Al Components Produced by Additive Manufacturing with TIG [Text] / J.Y. Bai, C.L. Yang, S.B. Lin, L.B. Dong // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 86 (1-4). – P. 479–485.
96. Raju, P.N. Microstructure and High Temperature Stability of Age Hardenable AA2219 Aluminium Alloy Modified by Sc, Mg and Zr Additions [Text] / P.N. Raju, K.S. Rao, G.M. Reddy, M. Kamaraj, K.P. Rao // Materials Science and Engineering A. – 2007. – Vol. 464 (1–2). – P. 192–201.
97. Dong, B. Fabrication of Copper-Rich Cu-Al Alloy Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process [Text] / B. Dong, Z. Pan, C. Shen, Y. Ma, H. Li // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2017. – Vol. 48 (6). – P. 3143–3151.
98. Cong, B. A Comparative Study of Additively Manufactured Thin Wall and Block Structure with Al-6.3%Cu Alloy Using Cold Metal Transfer Process [Text] / B. Cong,

- Z. Qi, B. Qi, H. Sun, G. Zhao, J. Ding // *Applied Sciences (Switzerland)*. – 2017. – Vol. 7 (3). – P. 1–11.
99. Cong, B. Effect of Arc Mode in Cold Metal Transfer Process on Porosity of Additively Manufactured Al-6.3%Cu Alloy [Text] / B. Cong, J. Ding, S. Williams // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2015. – Vol. 76 (9-12). – P. 1593–1606.
100. Liu, K. Location Dependence of Microstructure and Mechanical Properties of Cu-Al Alloy Fabricated by Dual Wire CMT [Text] / K. Liu, X. Chen, Y. Zhang, R.A. Singh, S. Jayalakshmi, S.V. Konovalov // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6 (12). – P. 126567
101. Liu, K. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Deep Cryogenic Treated Cu–Al–Si Alloy Fabricated by Cold Metal Transfer (CMT) Process [Text] / K. Liu, X. Chen, Q. Shen, Z. Pan, S.V. Konovalov // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 159. – P. 110011.
102. Gu, J. The Strengthening Effect of Inter-Layer Cold Working and Post-Deposition Heat Treatment on the Additively Manufactured Al-6.3Cu Alloy [Text] / J. Gu, J. Ding, S.W. Williams, H. Gu, B. Jing, Y. Zhai, P. Ma // *Materials Science and Engineering A*. – 2016. – Vol. 651. – P. 18–26.
103. Ding, D. A Multi-Bead Overlapping Model for Robotic Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) [Text] / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*. – 2015. – Vol. 31. – P. 101–110.
104. Montevecchi, F. Cutting Forces Analysis in Additive Manufactured AISI H13 Alloy [Text] / F. Montevecchi, N. Grossi, H. Takagi, A. Scippa, H. Sasahara, G. Campatelli // *Procedia CIRP*. – 2016. – Vol. 46. – P. 476–479.
105. Меркулова, Г. А. *Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособие [Текст]* / Г. А. Меркулова. – М.: Сиб. федер. ун-т, 2008. – 312 с.

106. Wang, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Cu-6.5%Al Alloy Deposited by Wire Arc Additive Manufacturing [Text] / Y. Wang, C. Su, S.V. Konovalov // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2021. – Vol. 10. – P. 634-641.
107. Wang, Y. Deformation behavior of Cu-6.5 wt.% Al alloy under quasi-static tensile loading [Text] / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, V.B. Deev, E.S. Prusov // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2021. – Vol. 30 (7). – P. 5086–5092.
108. 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. – Vol. 11 (6). – P. 1317-1328.
109. 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 заявления. 25.01.2021.
110. 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. – Vol. 3 (1). – P. 89-108.
111. 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. – Vol. 2 (3). – P. 46-51.
112. 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.
113. 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.
114. 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. – Черногловка: Черногловка, 2020. – P. 130.

115. Wu, D. New High-Strength Ti–Al–V–Mo Alloy: From High-Throughput Composition Design to Mechanical Properties [Text] / D. Wu, W.L. Wang, L.G. Zhang, Z.Y. Wang, K.C. Zhou, L.B. Liu // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2019. – Vol. 26 (9). – P. 1151–1165.
116. Shen, C. In-Depth Study of the Mechanical Properties for Fe₃Al Based Iron Aluminide Fabricated Using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process [Text] / C. Shen, Z. Pan, D. Cuiuri, B. Dong, H. Li // Materials Science and Engineering A. – 2016. – Vol. 669. – P. 118–126.
117. Ma, Y. Characterization of In-Situ Alloyed and Additively Manufactured Titanium Aluminides [Text] / Y. Ma, D. Cuiuri, N. Hoyer, H. Li, Z. Pan // Metallurgical & Materials Transactions B. – 2014. – Vol. 45 (6). – P. 2299–2303.
118. Qu, S. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Cu–Al Alloys Subjected to Equal Channel Angular Pressing [Text] / S. Qu, X.H. An, H.J. Yang, G. Yang, Q.S. Zang, Z.G. Wang, S.D. Wu, Z.F. Zhang // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57 (5). – P. 1586–1601.
119. Zhu, Y. Nanostructures in Ti Processed by Severe Plastic Deformation [Text] / Y. Zhu, J. Huang, J. Gubicza, T. Ungar, Y.M. Wang, E. Ma, R.Z. Valiev // Journal of Materials Research. – 2003. – Vol. 18 (8). – P. 1908–1917.
120. Dobatkin, S.V. Grain Refinement and Superplastic Flow in an Aluminum Alloy Processed by High-Pressure Torsion [Text] / S. V. Dobatkin, E.N. Bastarache, G. Sakai, T. Fujita, Z. Horita, T.G. Langdon // Materials Science and Engineering A. – 2005. – Vol. 408 (1-2). – P. 141–146.
121. Wang, Y. Research on Cu–6.6%Al–3.2%Si alloy by dual wire arc additive manufacturing [Text] / 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.

122. Wang, Y. In-Situ Wire-Feed Additive Manufacturing of Cu-Al Alloy by Addition of Silicon [Text] / Y. Wang, X. Chen, S. Konovalov, C. Su, A.N. Siddiquee, N. Gangil // Applied Surface Science. – 2019. – Vol. 487. – P. 1366–1375.
123. Wang, Y. Influence of Silicon and Manganese on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu-Al Alloys by Cold Metal Transfer Welding [Text] / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, R.A. Singh, S. Jayalakshmi, Y. Ivanov, X. Pan // Metallography, Microstructure, and Analysis. – 2021. – Vol. 10 (3). – P. 314–320.
124. Kuo, H.H. Microstructural Characterization of Precipitates in Cu-10 Wt. % Al-0.8 Wt.% Be Shape-Memory Alloy [Text] / H.H. Kuo, W.H. Wang, Y.F. Hsu // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 430 (1-2). – P. 292–300.
125. Zeren, M. Effect of Copper and Silicon Content on Mechanical Properties in Al-Cu-Si-Mg Alloys [Text] / M. Zeren // Journal of Materials Processing Technology. – 2005. – Vol. 169 (2). – P. 292–298.
126. Lee, H.T. The Effects of Peak Temperature and Cooling Rate on the Susceptibility to Intergranular Corrosion of Alloy 690 by Laser Beam and Gas Tungsten Arc Welding [Text] / H.T. Lee, J.L. Wu // Corrosion Science. – 2009. – Vol. 51 (3). – P. 439–445.
127. Ma, Y. Effect of Interpass Temperature on In-Situ Alloying and Additive Manufacturing of Titanium Aluminides Using Gas Tungsten Arc Welding [Text] / Y. Ma, D. Cuiuri, C. Shen, H. Li, Z. Pan // Additive Manufacturing. – 2015. – Vol. 8. – P. 71–77.
128. Wang, Y. Influence of Silicon and Magnesium on the Mechanical Properties of Additive Manufactured Cu-Al Alloy [Text] / Y. Wang, S.V. Konovalov, X. Chen, R.A. Singh, S. Jayalakshmi // 3D Printing and Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 8 (5). – P. 331–339.
129. 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.

Коновалов // 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.

130. Arnberg, L. The Crystal Structure of $\text{Al}(x)\text{Cu}_2\text{Mg}(12-x)\text{Si}_7$, (h-AlCuMgSi) [Text] / L. Arnberg, B. Aurivillius // *Acta Chemica Scandinavica*. – 1980. – Vol. 34. – P. 1–5.
131. Zhou, H. The effects of Mg and Si on mechanical properties and corrosion resistance for cast aluminium alloy Al-Mg₂Si₃ [Text] / H. Zhou, L. Zhang, S. Lin // *Aluminium Fabrication*. – 2001. – Vol. 24. – P. 35–38.
132. Ying, D.Y. Solid-State Reactions between Cu and Al during Mechanical Alloying and Heat Treatment [Text] / D.Y. Ying, D.L. Zhang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2000. – Vol. 311 (2). – P. 275–282.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1



Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science & Technology Co., Ltd. Company Limited
ID: MA2ARQLQ-4
TAX ID: 91330304MA2ARQLQ4C
Ouhai Economic Development Zone, 38 Dongfang South Road, Building 10, 6th Floor, 618-3 room.
Wenzhou, 325006, Zhejiang, China

АКТ

использования результатов диссертационной работы

Ван Яньху

«Развитие технологических основ термической обработки заготовок из сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства»

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. В этой связи, в нашей компании использованы результаты диссертационной работы Ван Яньху. В. Яньху разработал коммерческие методы сварки разнородных сплавов и аддитивного производства для повышения эффективности и улучшения свойств сплавов, которые являются актуальными, обладают научной новизной и практической значимостью.

Соответствующие результаты исследований Ван Яньху были применены к China Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science & Technology Co., Ltd. Company Limited, которая подала заявку на авторские права на программное обеспечение (номера сертификатов: 2021SR0860338, 2021SR0860337 и 2021SR0919385.)

Ожидаемый эффект от внедрения данных разработок составит более 175 тыс юаней (около 2 млн.руб.) в год.

Директор «Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Science & Technology Co., Ltd. Company Limited»



Приложение 2

中华人民共和国国家版权局	
计算机软件著作权登记证书	
证书号： 软著登字第7642011号	
软件名称：	3D模型打印控制系统 V1.0
著作权人：	温州竞合智造科技有限公司
开发完成日期：	2020年05月16日
首次发表日期：	2020年05月20日
权利取得方式：	原始取得
权利范围：	全部权利
登记号：	2021SR0919385
根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。	
	
	2021年06月18日
No. 08183082	

Авторы: Я. Ван (CHN)

中华人民共和国国家版权局
计算机软件著作权登记证书

证书号： 软著登字第7642011号

软件名称： 3D模型打印控制系统
V1.0

著作权人： 温州竞合智造科技有限公司

开发完成日期： 2020年05月16日

首次发表日期： 2020年05月20日

权利取得方式： 原始取得

权利范围： 全部权利

登记号： 2021SR0919385

根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。



No. 08183082



2021年06月18日

Государственное бюро авторского права КНР

**Сертификат регистрации авторских прав на компьютерное программное
обеспечение**

Регистрационный номер:

Программное обеспечение: 7642011

Название программного обеспечения: Система контроля печати 3D моделей,
V1.0

Владелец авторских прав: Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Technology Co., Ltd.

(Вэньчжоу Цзинхэ Интеллидженд Мануфэкчуринг Технолоджи Ко, Лтд)

Дата завершения разработки: 16.05.2020

Дата первичного опубликования: 20.05.2020

Способ получения права: первичное приобретение

Область права: полное право

Номер регистрации: 2021SR0919385


На основании «Регламента защиты компьютерного программного обеспечения» и
«Способов регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение», в
результате проверки Центра защиты авторских прав Китая, осуществляется регистрация
указанных выше пунктов.

Штрих-код

№ 08183082

Дата: 18.06.2021г.

Печать: «Государственное бюро авторского права КНР Печать специально для
Сертификата регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение»

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович 

Российская Федерация

Город Самара, Самарская область

Девятого февраля две тысячи двадцать второго года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № 14/95-п/63-2022-1-321.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.



И.В.Московцева



Итого в этом документе
пропущено, прошито и скреплено
печатью _____ листов
Нотариус
И.В.Московцева

Приложение 3

中华人民共和国国家版权局	
计算机软件著作权登记证书	
证书号： 软著登字第7582963号	
软件名称：	3D打印路径优化系统 V1.0
著作权人：	温州竞合智造科技有限公司
开发完成日期：	2020年11月18日
首次发表日期：	2020年11月25日
权利取得方式：	原始取得
权利范围：	全部权利
登记号：	2021SR0860337
根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。	
	
	
No. 08304767	 2021年06月09日

Авторы: Я. Ван (CHN)

中华人民共和国国家版权局
计算机软件著作权登记证书

证书号： 软著登字第7582963号

软件名称： 3D打印路径优化系统
V1.0

著作权人： 温州竞合智造科技有限公司

开发完成日期： 2020年11月18日

首次发表日期： 2020年11月25日

权利取得方式： 原始取得

权利范围： 全部权利

登记号： 2021SR0860337

根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。



No. 08304767



2021年06月09日

Государственное бюро авторского права КНР

Сертификат регистрации авторских прав на компьютерное программное
обеспечение

Регистрационный номер:

Программное обеспечение: 7582963

Название программного обеспечения: Система оптимизации траектории 3D-печати,
V1.0

Владелец авторских прав: Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Technology Co., Ltd.

(Вэньчжоу Цзинхэ Интеллидженд Мануфэкчуринг Технолоджи Ко, Лтд)

Дата завершения разработки: 18.11.2020

Дата первичного опубликования: 25.11.2020

Способ получения права: первичное приобретение

Область права: полное право

Номер регистрации: 2021SR0860337

На основании «Регламента защиты компьютерного программного обеспечения» и «Способов регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение», в результате проверки Центра защиты авторских прав Китая, осуществляется регистрация указанных выше пунктов.

Штрих-код / qr код

№ 08304767

Дата: 09 06 2021.

Печать: «Государственное бюро авторского права КНР Печать специально для Сертификата
регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение»

Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович



Российская Федерация
Город Самара, Самарская область

Девятого февраля две тысячи двадцать второго года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

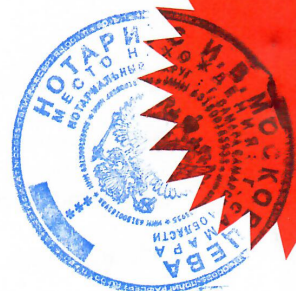
Зарегистрировано в реестре: № 14/95-п/63-2022-1-319.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.



[Handwritten signature in blue ink]

И.В.Московцева



Итого в этом документе
пронумеровано, прошито и скреплено
печатью два листов

Нотариус
И.В.Московцева

[Handwritten signature in blue ink]

中华人民共和国国家版权局

计算机软件著作权登记证书

证书号： 软著登字第7582964号

软件名称： 3D建模可视化检测系统
V1.0

著作权人： 温州竞合智造科技有限公司

开发完成日期： 2020年12月08日

首次发表日期： 2020年12月12日

权利取得方式： 原始取得

权利范围： 全部权利

登记号： 2021SR0860338

根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。




No. 08304768


2021年06月09日

Авторы: Я. Ван (CHN)

中华人民共和国国家版权局
计算机软件著作权登记证书

证书号： 软著登字第7582964号

软件名称： 3D建模可视化检测系统
V1.0

著作权人： 温州竞合智造科技有限公司

开发完成日期： 2020年12月08日

首次发表日期： 2020年12月12日

权利取得方式： 原始取得

权利范围： 全部权利

登记号： 2021SR0860338

根据《计算机软件保护条例》和《计算机软件著作权登记办法》的规定，经中国版权保护中心审核，对以上事项予以登记。



No. 08304768



2021年06月09日

Государственное бюро авторского права КНР

**Сертификат регистрации авторских прав на компьютерное программное
обеспечение**

Регистрационный номер:

Программное обеспечение: 7582964

Название программного обеспечения: Система контроля визуализации 3D моделирования,
V1.0

Владелец авторских прав: Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Technology Co., Ltd.

(Вэньчжоу Цзинхэ Интеллидженд Мануфэкчуринг Технолоджи Ко, Лтд

Дата завершения разработки: 08.12.2020

Дата первичного опубликования: 12.12.2020

Способ получения права: первичное приобретение

Область права: полное право

Номер регистрации: 2021SR0860338

На основании «Регламента защиты компьютерного программного обеспечения» и «Способов регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение», в результате проверки Центра защиты авторских прав Китая, осуществляется регистрация указанных выше пунктов.

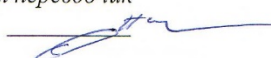
Штрих-код / qr код

№ 08304768

Дата: 09 06 2021.

Печать: «Государственное бюро авторского права КНР Печать специально для Сертификата регистрации авторских прав на компьютерное программное обеспечение»

*Перевод на русский язык выполнил переводчик
Наумов Владимир Александрович*



Российская Федерация
Город Самара, Самарская область

Девятого февраля две тысячи двадцать второго года

Я, Московцева Ирина Владимировна, нотариус города Самары Самарской области, свидетельствую подлинность подписи переводчика НАУМОВА ВЛАДИМИРА АЛЕКСАНДРОВИЧА.

Подпись сделана в моем присутствии.

Личность подписавшего документ установлена.

Зарегистрировано в реестре: № 14/95-п/63-2022-1-320.

Уплачено за совершение нотариального действия: 600 руб. 00 коп.



И.В.Московцева



Нотариус

И.В.Московцева

Итого в этом документе
процессуально, прошито и скреплено
печатью _____ листов

Приложение 5

Форма № 94 ИЗ,ПМ,ПО-2016

Федеральная служба по интеллектуальной собственности
Федеральное государственное бюджетное учреждение



«Федеральный институт промышленной собственности»
(ФИПС)

Бережковская наб., д. 30, корп. 1, Москва, Г-59, ГСП - 3, 125993

Телефон (8-499) 240-60-15 Факс (8-495) 531-63-18

УВЕДОМЛЕНИЕ О ПРИЕМЕ И РЕГИСТРАЦИИ ЗАЯВКИ

25.01.2021 <i>Дата поступления (дата регистрации)</i>	W21002967 <i>Входящий №</i>	2021101495 <i>Регистрационный №</i>
---	---------------------------------------	---

ДАТА ПОСТУПЛЕНИЯ (дата регистрации) принятых документов заявки	(21) РЕГИСТРАЦИОННЫЙ №	ВХОДЯЩИЙ №
(85) ДАТА ПЕРЕВОДА международной заявки на национальную форму		
<input type="checkbox"/> (86) регистрационный номер международной заявки и (дата международной заявки, опубликования, публикации) <input type="checkbox"/> (87) номер и дата международной публикации международной заявки <input type="checkbox"/> (96) номер европейской заявки и (дата ее подачи) <input type="checkbox"/> (97) номер и дата публикации европейской заявки	АДРЕС ДЛЯ ПЕРЕПИСКИ почтовый адрес, факс и номер или наименование организации 445027, Самарская обл., г. Тольятти ул. Приморский бульвар д. 10 кв. 263, Меленкова Лариса Вилленовна 445027, Samarskaya obl., Tolyatti ul. Primorskiy bulvar d. 10 kv. 263, Melenkova Larisa Vilenovna Телефон: 79277955813 Факс: Адрес электронной почты: l.melenkova@yandex.ru АДРЕС ДЛЯ СЕКРЕТНОЙ ПЕРЕПИСКИ (указывается при подаче заявки на секретное изобретение)	
ЗАЯВЛЕНИЕ о выдаче патента Российской Федерации на изобретение		
В Федеральную службу по интеллектуальной собственности Бережковская наб., д. 30, корп. 1, г. Москва, Г-59, ГСП-3, 125993, Российская Федерация		
(54) НАЗВАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ Вспомогательное устройство подачи проволоки для изготовления присадки для дуговой сварки на основе перехода холодног металла		
(71) ЗАЯВИТЕЛЬ (фамилия, имя, отчество (последнее – при наличии) физического лица или наименование юридического лица (согласно учредительному документу), место жительства или место нахождения, название страны и почтовый индекс) Ваньчжоу Джинко Интеллигент Мануфактуринг Сайнс & Текнолоджи компани ЛТД (Wenzhou Jinghe Intelligent Manufacturing Sciences Technology Co., Ltd.) Китай, 325006, Зона экономического развития Оукай, ул. 38-я Южная дорога Донфанг, дом 10, офис. 618-3, Ваньчжоу, Чжэцзян, Китай (325006, Ouhai Economic Development Zone, 38 Dongfang South Road, Building 10, 6th Floor, 618-3 room, Wenzhou, 325006, Zhejiang, China)		ИДЕНТИФИКАТОРЫ ЗАЯВИТЕЛЯ ОГРН КПП 00 00 00 000 ИНН СНИЛС ДОКУМЕНТ (серия, номер) КОД СТРАНЫ (если он установлен) CN
<input type="checkbox"/> изобретение создано за счет средств федерального бюджета Заявитель является: <input type="checkbox"/> государственным заказчиком <input type="checkbox"/> муниципальным заказчиком исполнителем работ (указать наименование) <input type="checkbox"/> исполнителем работ по: <input type="checkbox"/> государственному контракту <input type="checkbox"/> муниципальному контракту заказчик работ (указать наименование) Контракт от №:		

Общее количество документов в листах	20	Лицо, зарегистрировавшее документы
Из них: - количество листов комплекта изображений изделия (для промышленного образца)		
Количество платежных документов	1	
Сведения о состоянии делопроизводства по заявкам размещаются в Открытых реестрах на сайте ФИПС по адресу: www.fips.ru/registers-web		

Авторы: Я. Ван (CHN), С.В. Коновалов (RU), С. Чэнь (CHN)



Общество с ограниченной ответственностью

«Вест 2002»

654041, г. Новокузнецк, а/я 318

Тел.: (3843) 777-677

E-mail: vest2002@mail.ru

Исх: 20

От 28.03.2022 г.

АКТ

использования результатов диссертационной работы

Ван Яньху

«Развитие технологических основ термической обработки заготовок из сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволоочно-дугового аддитивного производства»

Холодный перенос металла (ХПМ) не требует существенного вложения тепловой энергии, имеет низкую себестоимость и обеспечивает осаждение металла без разбрызгивания. Он менее затратный по сравнению с электронно-лучевым и селективным лазерным плавлением, а эффективность производства выше, чем при использовании вольфрама в инертном газе. Благодаря этим преимуществам ХПМ изучается как альтернативный способ производства сплавов системы Cu-Al, который решает не только проблему разбрызгивания в процессе производства данного сплава, но и снимает ряд ограничений при производстве крупногабаритных деталей и элементов сложной формы. При выполнении своей кандидатской диссертации Ван Яньху разработал специальное вспомогательное устройство подачи проволоки. Данное устройство может использоваться со сварочной проволокой различных размеров и обеспечивать высокоточную синхронную подачу проволоки, благодаря чему возможно аддитивное производство методом дуговой сварки двух видов сварочной проволоки.

В нашей организации проведен анализ полученных им научных результатов с позиции их коммерциализации. Предлагаемая технология синтеза разнородных материалов из медно-алюминиевого сплава ХПМ одобрена нашей стороной. В результате технологических испытаний ХПМ, вспомогательное устройство подачи проволоки устанавливается за сварочной горелкой ХПМ, а требуемый угол между вспомогательным устройством подачи проволоки и сварочной горелкой ХПМ составляет 45-50°. Расстояние от контактного наконечника до рабочей поверхности – 18-22 мм. Это позволяет получить сплавы из разнородных материалов с отличными характеристиками и в то же время повысить эффективность сварки разнородных сплавов на 30%. Ожидаемый готовой. экономический эффект от использования результатов опытно-промышленных испытаний составляет 1 млн. руб.

Генеральный директор

ООО «ВЕСТ 2002», д.т.н. доцент



С.В. Райков

Приложение 7



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

/Гаврилов А. В.

«25» марта 2022 г.


АКТ

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


Результаты диссертационного исследования Ван Яньху по теме «Развитие технологических основ термической обработки заготовок из сплавов системы Cu-Al, полученных методом проволочно-дугового аддитивного производства», выполненного на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) под руководством профессора Коновалов С.В., внедрены в учебный процесс на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения (ТМиАМ) на основании решения кафедры (протокол № 6 от «02» февраля 2022 г.).

Результаты включены в курс «Металловедение и термообработка металлов и сплавов» по направлению подготовки 22.06.01 Технологии материалов.

Заведующий кафедрой ТМиАМ


 / Коновалов С.В.
«15» марта 2022 г.

Соискатель ученой степени

 / Ван Я.
«21» 03 2022 г.


Начальник отдела аспирантуры
докторантуры

к.т.н.

 /Еськина Е.В.
«25» 03 2022 г.

Начальник отдела сопровождения
научных исследований

к.т.н., доцент

 /Родионов Л.В.
«25» 03 2022 г.