ПОЛИТЕХ
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

На правах рукописи



КУРУШКИН Дмитрий Вячеславович

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Mn, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург

2026

Работа выполнена в федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Научный руководитель:

доктор технических наук, профессор Попович Анатолий Анатольевич

Официальные оппоненты:

доктор технических наук, доцент, **Жуков Илья Александрович**,
главный научный сотрудник Лаборатории нанотехнологий металлургии ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский государственный университет» (г. Томск)

кандидат технических наук, **Мурашкин Максим Юрьевич**,
ведущий научный сотрудник Управления проектной работы и предпринимательства ФГБОУ ВО «Уфимский университет науки и технологий» (г. Уфа)

Ведущая организация:

ООО «Научно-производственный центр магнитной гидродинамики», г. Красноярск

Защита состоится «10» декабря 2026 года в 16-00 ч. на заседании диссертационного совета У.2.6.1.21 при ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого» по адресу: 195251, ул. Политехническая, д. 29, главный корпус, ауд. 118.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке ФГАОУ ВО «СПбПУ» и на сайте www.spbstu.ru.

Автореферат разослан «___» _____ 2026 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета У.2.6.1.21,
доктор технических наук А.И. Горунов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Больше века ведутся исследования в области составов и методов получения высокопрочных алюминиевых сплавов, обеспечивающих наивысшие прочностные характеристики. Гонка за снижением веса ракетно-космических, воздухоплавательных, морских и автомобильных транспортных средств требует разработки всё более дорогих сплавов или всё более изощрённых методов обработки уже существующих.

Себестоимость сплава может быть снижена в первую очередь за счёт низкого содержания легирующих элементов, вместе с тем метод получения изделия из этого сплава должен обеспечивать эффективное использование всего заложенного в состав потенциала. В этом контексте одной из наиболее перспективных систем легирования является Al-Mg-Mn. При низком содержании дорогих легирующих элементов в этой системе может быть обеспечен оптимальный баланс механических свойств, коррозионной стойкости, свариваемости и стоимости.

Передовые разработки на системе Al-Mg-Mn сосредоточены на микролегировании сплавов Sc и Zr, что позволяет добиться не только модификации структуры, но и значительного термоупрочнения при старении базово деформируемого сплава. Легирование Sc и Zr в добавок снижает склонность сплавов Al-Mg-Mn к межкристаллитной коррозии, что положительно сказывается на возможностях внедрения этих сплавов в кораблестроении лёгких быстроходных судов.

Классические методы получения заготовок сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr, легированных в экономически эффективных долях, подразумевают комплекс циклов термомеханической обработки с холодной прокаткой и старением. Очевидные преимущества аддитивных технологий, в число которых входит сокращение производственного цикла, возможность быстрого изготовления прототипов, изготовления изделий сложных форм, расширяют границы внедрения сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr.

Самым эффективным и высокопроизводительным методом аддитивного производства применительно к алюминиевым сплавам является электродуговое выращивание (ЭВ), при котором дуга разрушает оксидную плёнку, борьба с которой другими аддитивными методами затруднена. Состав проволок для ЭВ чаще всего соответствует составу коммерческого проката ввиду технологического родства продуктов, что обеспечивает экономическую эффективность метода.

В связи с этим крайне перспективным является ЭВ из проволок сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr. Однако закономерности структурообразования при ЭВ из этих сплавов всё ещё являются предметом для углублённого изучения.

Актуальность работы подтверждается финансированием части представленных в работе исследований за счёт Федеральной Целевой Программы «Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2014-2020 годы» № 14.575.21.0155 от 26.09.2017 г. (RFMEF157517X0155), а также субсидии по соглашению с Минобрнауки России от 25.04.2024 № 075-15-2024-562: «Научные основы создания природоподобных материалов и конструкций с заданным комплексом свойств с использованием передовых технологий цифрового проектирования, моделирования и аддитивного производства». Направление работы соответствует перечню важнейших наукоёмких технологий в части сквозных технологий согласно п.23 «Технологии создания новых материалов с заданными свойствами и эксплуатационными характеристиками» указа Президента Российской Федерации от 18 июня 2024 г. №529 «Об утверждении приоритетных направлений научно-технологического развития и перечня важнейших наукоемких технологий».

Степень разработанности темы

Исследование выполнено на научном фундаменте, заложенном отечественной научной школой. Рабочей группой Всероссийского института лёгких сплавов под руководством В.В. Захарова, был разработан в 70-х годах сплав 01570, а также теоретические и практические основы по микролегированию высокопрочных алюминиевых сплавов скандием и цирконием. Рабочей группой под руководством М.Е. Дрица в Институте металлургии им. А.А. Байкова исследовались и составлялись диаграммы состояния системы Al-Sc, а также исследовались механизмы распада пересыщенного твердого раствора и условия формирования когерентных наночастиц. Рабочая группа по руководством академика И.Н. Фридляндера разрабатывала и внедряла на базе Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов в авиационную промышленность новые сплавы, в том числе микролегированные скандием и цирконием. Настоящее исследование выполнялось на основе современных технологий обработки сплавов методом ЭВ; пионером в этой области является центр сварки и аддитивного производства (WAMC) Крэнфилдского университета (Великобритания) под руководством профессора Stewart Williams, в этом центре ведётся разработка высокопроизводительных процессов ЭВ для космической отрасли, включая создание крупногабаритных и сложных деталей из алюминиевых сплавов. Отдельно стоит отметить Университет вуллонгонга (Австралия) и рабочую группу доктора Dominic Cuiuri, принёсшую значительный вклад в развитие технологии переноса металла и мониторинга процесса ЭВ. Следует также выделить рабочую группу под руководством профессоров Zhe Chen и Shengyi Zhong в Шанхайском университете Цзяо Тун, где проводят исследования в области разработки новых высокопрочных алюминиевых сплавов непосредственно для аддитивных технологий с учётом специфики процесса. Значимые работы, результаты которых легли в основу настоящего исследования, были доложены научному

сообществу учёными из Пекинского университета аэронавтики и астронавтики, где труды рабочей группы под руководством профессоров Yubin Zhou, Zewu Qi и Bojin Qi сосредоточены на изучении влияния микролегирования Sc и Zr на синергию прочности и коррозионной стойкости при прямом выращивании из алюминий-магниевых сплавов.

Цель работы: установить закономерности структурообразования микролегированных Zr и Sc сплавов системы Al-Mg-Mn в процессе электродугового выращивания и при последующей термической обработке и разработать режим выращивания изделий, обеспечивающий заданную структуру и комплекс механических свойств.

Для достижения цели поставлены следующие **задачи:**

1. Определить влияние температурного градиента и скорости охлаждения на формирование макро- и микроструктуры в процессе выращивания;

2. Получить изделия с заданной структурой и экспериментально определить влияние параметров термической обработки на их микроструктуру;

3. Установить зависимость механических свойств выращенных изделий от их макро- и микроструктуры;

4. Разработать режим высокопроизводительного переноса металла, обеспечивающий требуемые для получения заданной структуры температурный градиент и скорости охлаждения.

Научная новизна диссертационной работы заключается в следующем:

1. Установлены закономерности влияния температурного градиента, возникающего при электродуговом выращивании сплавов систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr на процессы формирования их структуры. Определены условия, обеспечивающие термоупрочнение за счёт микролегирования Sc и Zr деформируемых сплавов системы Al-Mg-Mn. Экспериментально показана возможность управления структурой и свойствами алюминиевых сплавов за счет варьирования технологических параметров электродугового выращивания и параметров последующей термической обработки.

2. Показана возможность управления соотношением долей столбчатых и равноосных мелких зерен в структуре сплавов систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr при электродуговом выращивании и повышения за счет этого комплекса механических характеристик.

3. Экспериментально показана возможность закалки непосредственно в процессе электродугового выращивания сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Sc и Zr, что обеспечивает возможность их последующего упрочнения за счет старения или закалки с низких температур.

4. Установлены закономерности влияния режимов термической обработки на соотношение прочностных и пластических свойств сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr за счет формирования заданной структуры.

5. Выявлено влияние электротехнических параметров источника на процесс переноса металла при электродуговом выращивании алюминиевых сплавов, обеспечивающее возможность управления температурным градиентом за счёт повышенной производительности и сниженного энерговложения.

Теоретическая значимость работы заключается в установлении закономерностей процессов структурообразования сплавов систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr при их изготовлении методом электродугового выращивания.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1. Разработан режим управляемого короткозамкнутого переноса металла, обеспечивающий возможность управления температурным градиентом за счёт повышенной производительности и сниженного энерговложения. При скорости подачи проволоки 12 м/мин и средней мощности 4800 Вт режим обеспечивает производительность 2,2 кг/ч и сниженное на 16% энерговложение.

2. Методом математического моделирования показано, что разработанный режим электродугового выращивания обеспечивает возможность повышения температурного градиента до 70 000 К/м и скорости охлаждения до 800°С/с.

3. Показано, что повышение доли столбчатых зёрен до 40% в сплаве Al-Mg-Mn-Zr приводит к повышению относительного удлинения до 38%, что в 3,1 раза превышает требования ГОСТ Р 56371–2015 к отожжённым листам аналогичного сплава АМг61.

4. Экспериментально установлено влияние параметров режима термической обработки на соотношение прочностных и пластических свойств сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr после электродугового выращивания. Дополнительная закалка в подогретую до 100°С воду после выдержки в течение 10 ч при температуре 350°С образцов, закалённых в процессе выращивания, обеспечивает рост предела текучести до 295 МПа и предела прочности до 430 МПа с достижением относительного удлинения в 15%, что на 5%, 4% и 33% соответственно превышает свойства, заявленные ЦНИИ КМ «Прометей» для катаных листов и прессованных панелей и профилей того же сплава.

Методология и методы исследования

Методология: разработка метода получения заданной структуры сплавов, исследование их структуры и свойств, системный анализ полученных данных, формулировка гипотез и теоретическое обоснование полученных результатов.

Для решения поставленных задач в диссертационной работе использованы **методы** математического и физического моделирования, в том числе: оптическая металлография, сканирующая электронная микроскопия с использованием микрорентгеноспектрального анализа, просвечивающая электронная микроскопия, испытания на статическое растяжение.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Закономерности формирования структуры изделий, полученных при электродуговом выращивании из сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Zr и Sc.

2. Взаимосвязь структуры, формируемой при электродуговом выращивании, со свойствами сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Zr и Sc.

3. Технология высокопроизводительного управляемого короткозамкнутого переноса металла при электродуговом выращивании изделий из сплавов системы Al-Mg-Mn.

Апробация работы:

Основные результаты и положения диссертации были доложены и обсуждены на 3-х международных и 2-х всероссийских конференциях: международная молодежная научно-техническая конференция «нанотехнологии в современном производстве функциональных материалов и перспективы их развития» (г. Санкт-Петербург, 2018 г.); международная конференция «Materials Science & Technology» (США, Портленд, 2019 г.); всероссийская школа-конференция с международным участием «Аддитивные технологии в цифровом производстве. Металлы, сплавы, композиты» (г. Москва, 2019 г.); XII всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов "ТЕСТМАТ" (г. Москва, 2020 г.); X международный технологический форум «Инновации. Технологии. Производство» (г. Рыбинск, 2024 г.).

Публикации:

По теме диссертации опубликованы 3 печатных работы в журналах, рекомендуемых ВАК по специальности 2.6.1.; 1 печатная работа, индексируемая в базах SCOPUS и WoS (Q1); 2 РИД на программы ЭВМ.

Личный вклад автора состоит в планировании исследований, усовершенствовании рабочей установки для исследований, изготовлении образцов для исследований, проведении исследований и обработке результатов, а также анализе и подготовке полученных данных к публикациям.

Структура и объём работы:

Диссертация состоит из введения, 6 глав, общих выводов, списка литературы. Объем диссертационной работы составляет 137 страниц машинописного текста и включает 59 рисунков, 19 таблиц, 2 приложения. Перечень литературы состоит из 143 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении подчёркнута актуальность темы исследований, представлены цель и задачи работы, представлена научная новизна и практическая значимость диссертационного исследования, отражены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе приведён анализ фундаментальных и современных исследований в области классических и аддитивных технологий из алюминиевых сплавов, микролегированных цирконием и скандием; выделены главные механизмы легирования систем, использованных в исследовании. Систематический обзор исследований метода селективного лазерного плавления показал, что повышенные механические свойства сплавов системы Al-Mg-Mn, легированных Zr и Sc, достигаются не только за счёт увеличенной доли циркония и скандия, но и за счёт получения бимодальной структуры. Систематический обзор исследований электродугового выращивания (ЭВ) из сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Zr и Sc, показал, что относительно высокий уровень механических свойств достигается и при меньших концентрациях дорогостоящих легирующих элементов с помощью последующей термической обработки; однако наиболее часто применяемые в исследованиях ЭВ режимы выращивания не обеспечивают требуемые для получения заданной структуры скорости охлаждения и температурные градиенты; кроме того, во всех исследованиях ЭВ из рассматриваемых сплавов демонстрируется сниженная производительность, хотя высокая производительность – одно из главных преимуществ ЭВ.

Во второй главе приведено описание исходных материалов и методов исследования; приведены химические составы использованных в исследовании проволок для ЭВ. Проволока для исследования системы легирования Al-Mg-Mn-Sc-Zr получена в ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» методом непрерывного литья длинномерных заготовок малого сечения в высокочастотном электромагнитном поле, что обеспечило высокую чистоту сплава по неметаллическим включениям и более эффективное растворение легирующих элементов в сырьевой проволоке благодаря высокой скорости кристаллизации расплава. Приведено описание использованной для выращивания образцов установки, а также обоснован метод управления скоростями охлаждения и температурным градиентом в процессе ЭВ за счёт контроля электротехнических параметров источника и скорости подачи проволоки. Приведены параметры полученных в работе изделий и изготовленных для исследования образцов; описаны способы подготовки образцов и методики исследования структуры и свойств.

В третьей главе представлены результаты исследования влияния различных скоростей охлаждения и температурных градиентов на структуру (Таблица 1) сплавов систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr при ЭВ.

Таблица 1 – Обозначения групп образцов и условия получения сплавов

Марка материала	ОК Autrod 18.22 (ESAB)			Св 1575 (НПЦ МГД)	
Обозначение групп образцов	Zr-низ	Zr-срд	Zr-выс	ScZr-низ	ScZr-выс
Температурный градиент, К/м	170	420	560	360	800
Скорость охлаждения, К/с	12000	36000	53000	23000	70000

На гистограммах распределения пор на панорамных шлифах (Рисунок 1) наблюдается тенденция смещения пика распределения влево по мере увеличения скоростей охлаждения. Эта закономерность хорошо наблюдается на поперечных шлифах; на продольных растёт доля мелких пор без выраженного смещения пика. Медианный размер пор составляет 42, 31 и 30 мкм в образцах Zr-низ, Zr-срд и Zr-выс соответственно. При том что размер наибольшей доли пор с увеличением скоростей охлаждения снижается, общая средняя пористость слабо коррелирует с изменениями температурного градиента и скорости охлаждения. Таким образом наблюдается две тенденции: измельчение пор с увеличением скоростей охлаждения и слабое влияние скоростей охлаждения на относительную пористость материала.

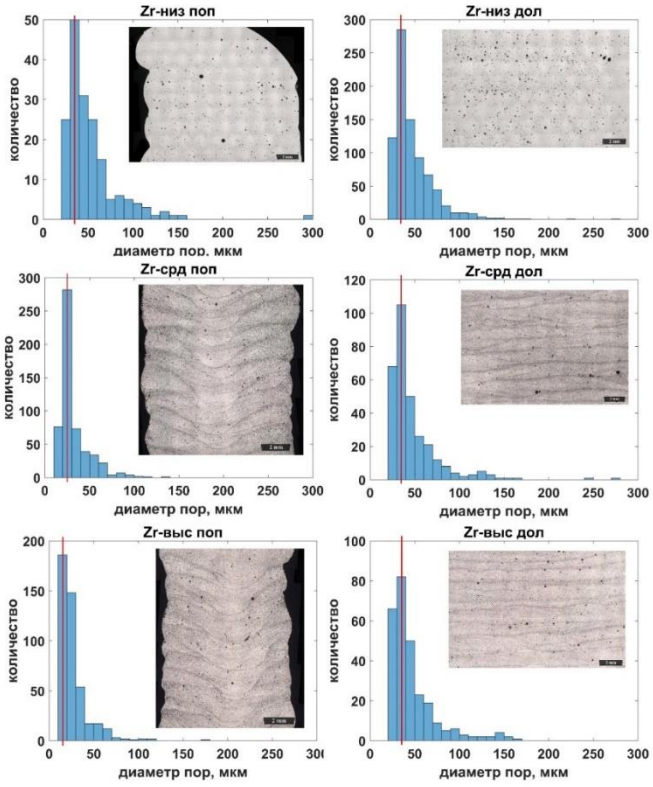


Рисунок 1 –Распределение пор

Анодированный поперечный шлиф Zr-выс (Рисунок 2) демонстрирует резкий градиент размера, формы и ориентации зерен от края образца к центру. В центре зерна удлиненные, ориентированные преимущественно вертикально, их длина достигает 1 мм, а средняя ширина 75 мкм. Подобный характер структуры наблюдается и на поперечных сечениях всех образцов. Форма и ориентация зерен являются следствием значительного температурного градиента, возникающего при выращивании. В структуре есть три основных типа зон зёрен: крупнозернистая зона (зеленые линии на Рисунке 2), зона столбчатых зёрен (красные пунктирные линии) и мелкозернистая зона (желтые пунктирные линии). Крупные зерна располагаются в основном по краям образца, так как в этой области температурный градиент наименьший из-за крайне малого теплообмена с атмосферой. Столбчатые и мелкие зерна располагаются в центральной части образца ввиду локализации ввода тепла в центральной части образца при ЭВ. Столбчатые зерна располагаются в верхней части каждого слоя, мелкие – в нижней части.

Иной характер распределения размера зерна наблюдается на продольных шлифах: значительная часть структуры представлена столбчатым зерном, в случае образца Zr-выс – направленным почти строго вертикально. Полосы столбчатого зерна – слои, разделены строчками мелкого равноосного зерна. Такое отличие продольной структуры от поперечной объясняется направлением отбора образца: продольные шлифы, отобранные вблизи от центра заготовок, представляют собой продольный срез в области одинаковых температурных градиентов и

скоростей охлаждения. Графики изменения долей зёрен представлены на Рисунках 3 и 4. Угол отклонения направления столбчатого зерна от вертикали составляет 25–30°, 15–10° и 5–0° в образцах Zr-низ, Zr-срд и Zr-выс соответственно. Номер формирующегося мелкого равноосного зерна варьируется 6 – 7.

Структура заготовок ScZr-низ и ScZr-выс, отличающихся по химическому составу от Zr-низ, Zr-срд и Zr-выс добавлением скандия, представлена в наибольшей степени равноосным зерном; заготовка ScZr-выс представлена бимодальной структурой со столбчатым зерном (Рисунок 5).

Легирование 0,20–0,30 Sc и 0,05–0,15 Zr обеспечило даже при низких скоростях охлаждения и при малом температурном градиенте мелкозернистую равноосную структуру в заготовке ScZr-низ, номер равноосного зерна в структуре ScZr-низ 8 – 9.

Повышение скорости охлаждения и градиента температур приводит к измельчению зерна до номера 13 в заготовке ScZr-выс; длина столбчатого зерна составляет 20 – 100 мкм, ширина 10 – 30 мкм. Доля столбчатого зерна в образце составляет порядка 19%.

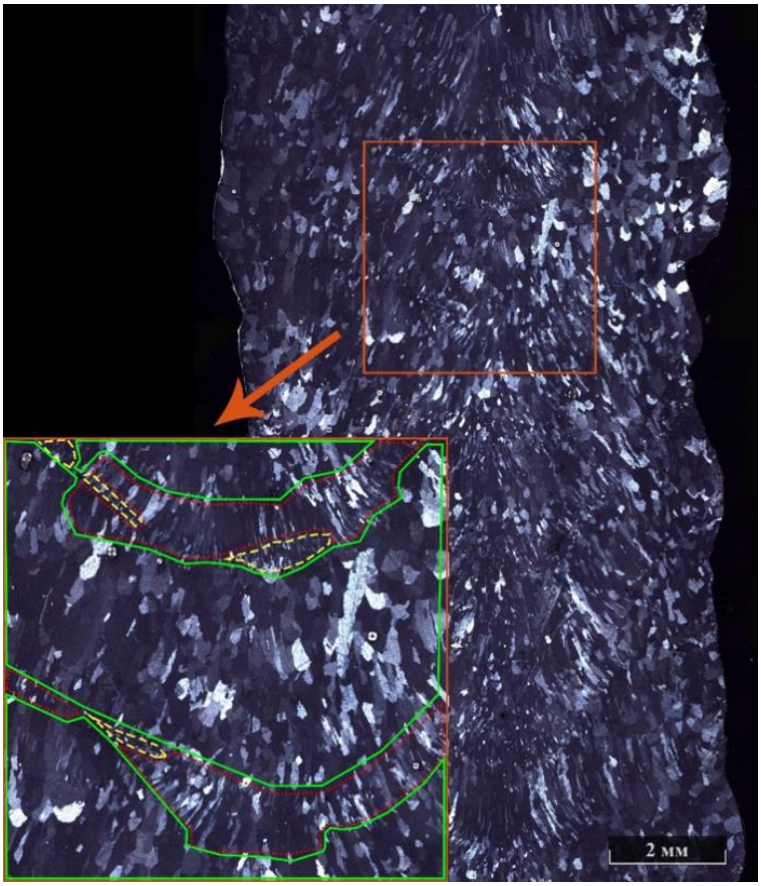


Рисунок 2 – Структура Zr-выс, поперечный шлиф

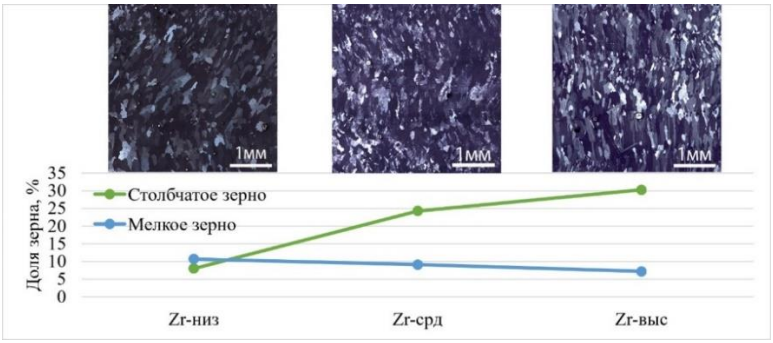


Рисунок 3 – Изменение долей зерён в продольных образцах

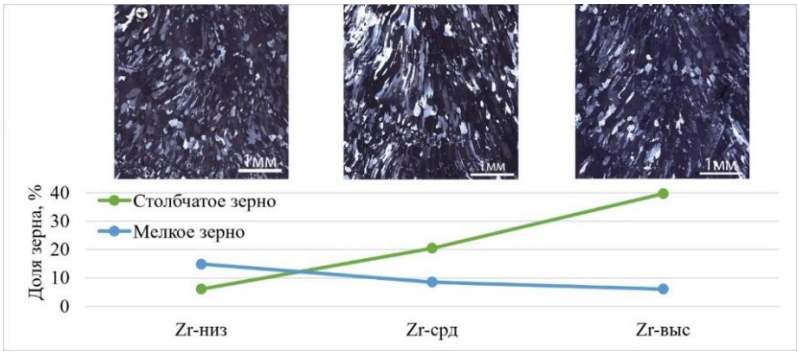


Рисунок 4– Изменение долей зерён в поперечных образцах

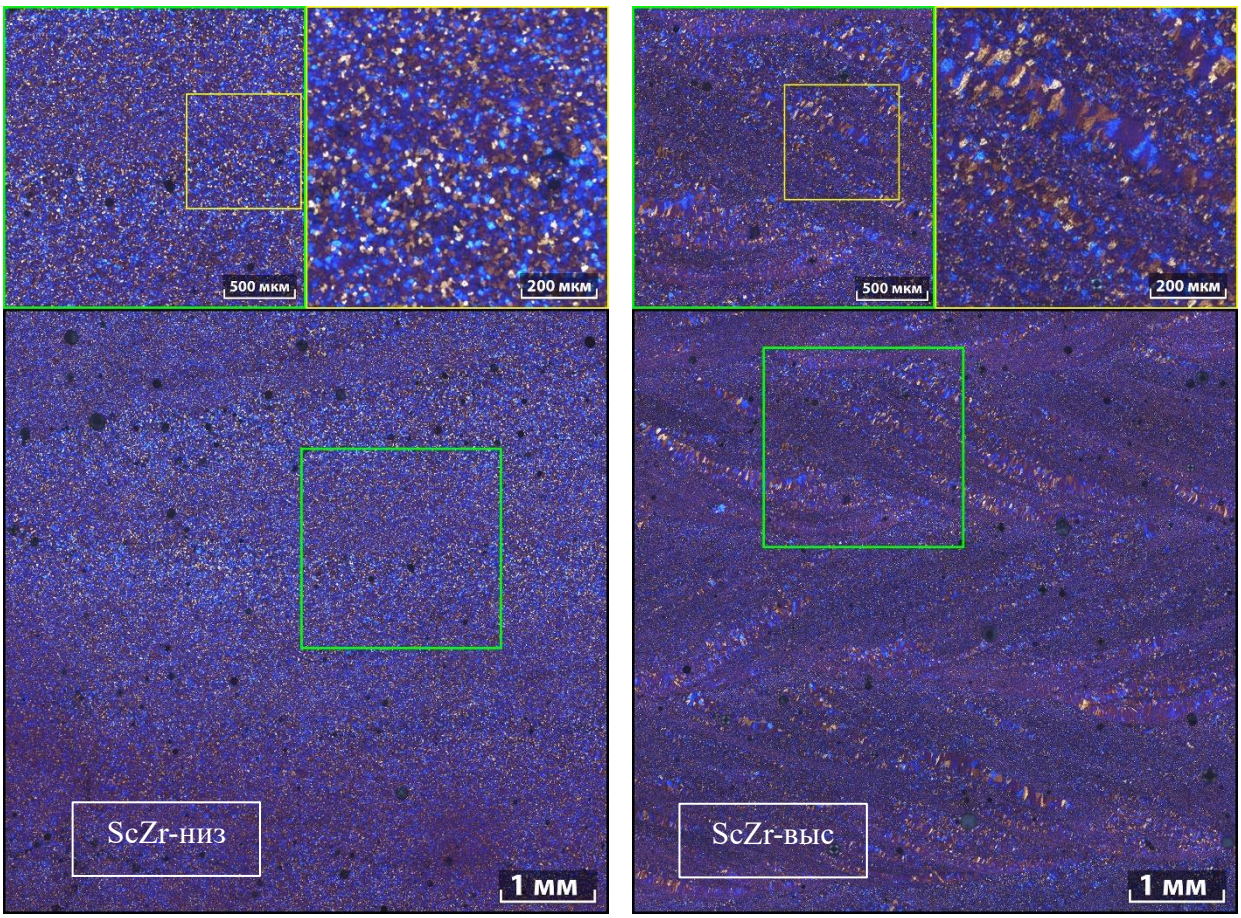


Рисунок 5 – Продольные шлифы заготовок ScZr-низ и ScZr-выс

Практически в каждом зерне образца ScZr-низ наблюдаются характерные включения размером 2–3 мкм (Рисунок 6), имеющие округлую форму. Такие включения не наблюдаются в образце ScZr-выс, что свидетельствует о более полном растворении Sc и Zr в заготовках ScZr-выс, полученных при скоростях охлаждения 800 К/с.

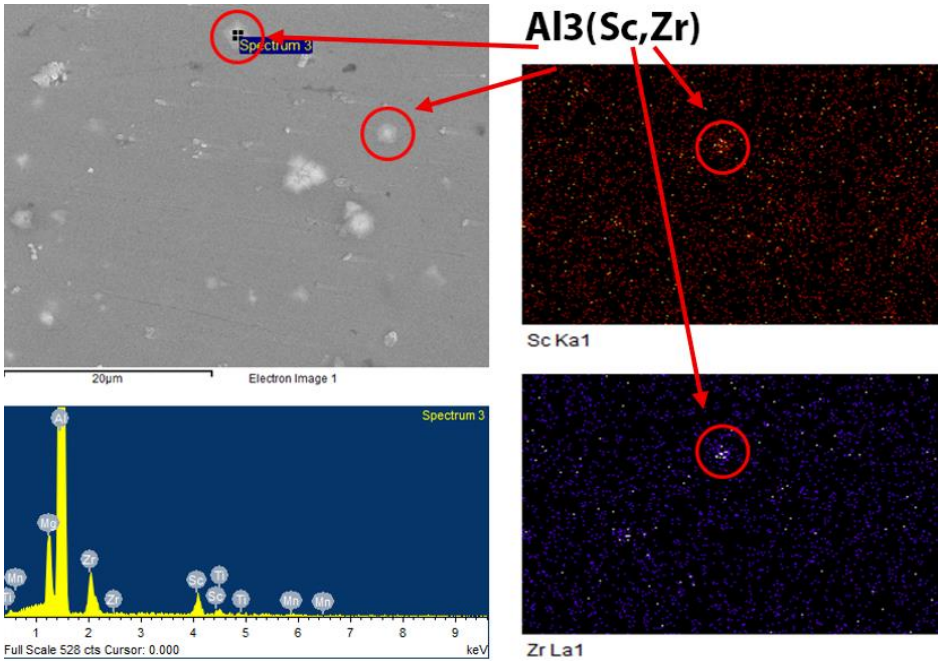


Рисунок 6 – Результаты СЭМ

Просвечивающая электронная микроскопия выявила в образцах ScZr-низ частицы Al_6Mn со средним размером прядка 210 нм и частицы Al_3Zr со средним размером порядка 2 мкм (Рисунок 7). В образцах ScZr-низ наблюдается повышенная плотность дислокаций.

<u>В четвёртой главе</u> приведены результаты экспериментальных исследований влияния режима термической обработки на структуру сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr, полученного методом ЭВ.

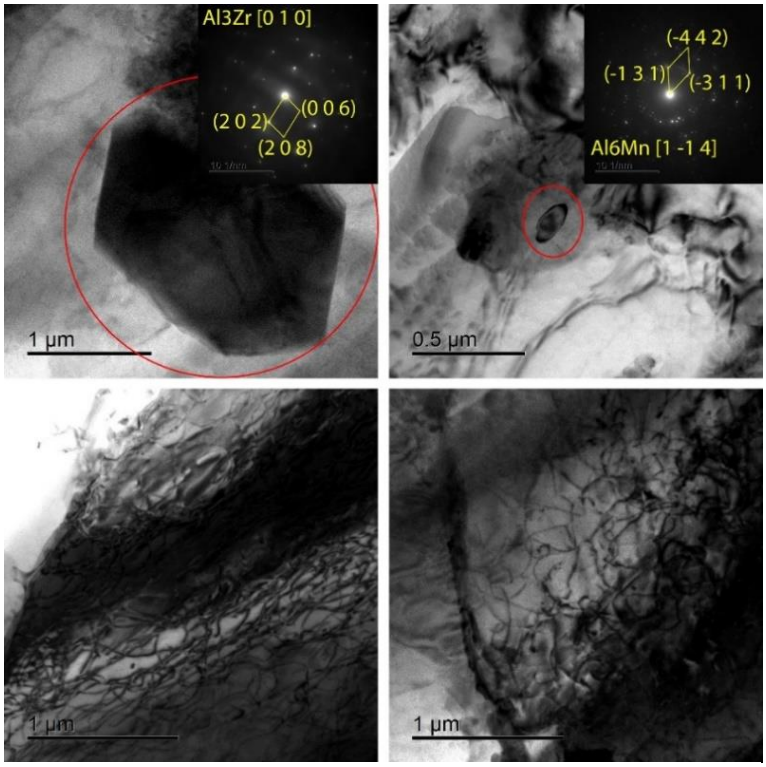
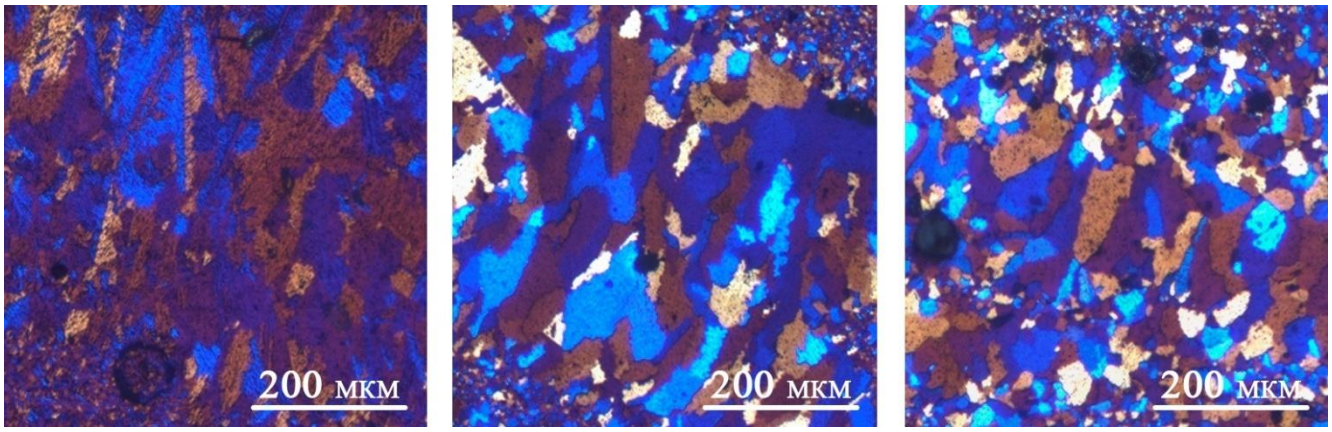


Рисунок 7 – ПЭМ заготовки ScZr-низ

В процессе старения ScZr-выс в течение 2 ч выделились частицы вторичных фаз, обнаруживаемые в том числе оптической металлографией (Рисунок 8); размер включений порядка 1 мкм. Последующая выдержка в течение 10 ч несколько увеличила количество наблюдаемых включений. В образцах ScZr-низ при старении не изменяется конфигурация или размер первичных включений, который составляет 2–3 мкм; можно предположить, что значительная доля Sc и Zr выпала в виде частиц первичных фаз на этапе кристаллизации сплава при выращивании.



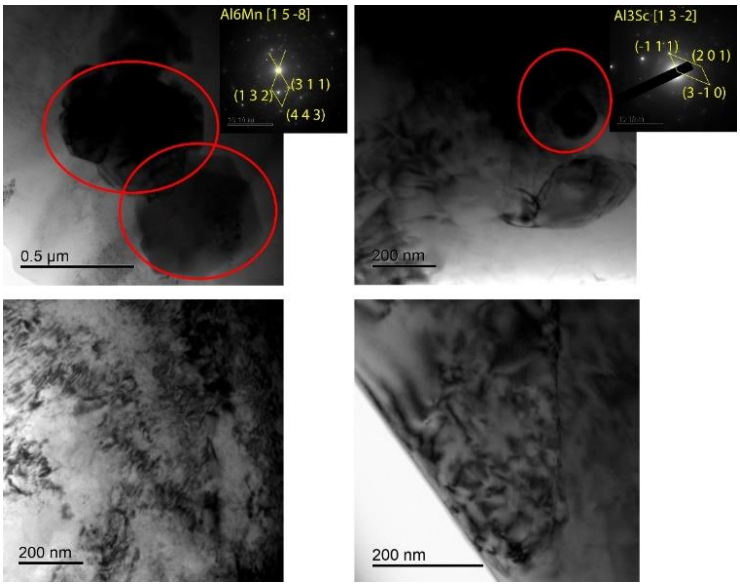
а – до ТО б – 2 часа в – 10 часов

Рисунок 8 – Продольные шлифы ScZr-выс, ScZr-выс-2 и ScZr-выс-10

Просвечивающая электронная микроскопия позволила выявить разницу в наноструктуре заготовок ScZr-низ и ScZr-выс в результате термической обработки (Рисунки 9 и 10). Старение заготовок ScZr-выс в течение 2 ч приводит к росту среднего размера первичных частиц Al_6Mn до 240 нм, последующая выдержка в течение 10 ч незначительно укрупняет фазу Al_6Mn до размеров порядка 270 нм. Морфология включений фазы Al_6Mn в образцах ScZr-выс более округлая, чем в образцах ScZr-низ, средний размер первичных частиц в которых составляет 450 нм при старении в течение 2 ч и 460 нм после закалки с выдержкой в 10 ч.

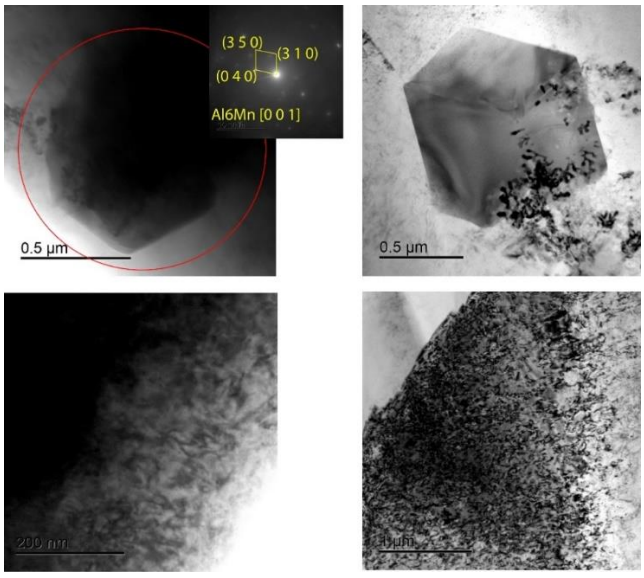
Наноразмерная вторичная упрочняющая фаза Al_3Sc, когерентная матрице α-Al, преимущественно обнаруживается в образцах ScZr-выс; размер обнаруженных частиц Al_3Sc не превышает 150 нм. В образцах ScZr-низ встречаются частицы Al_3Zr размером порядка 600 нм, однако морфология частиц указывает на то, что они выделились при кристаллизации.

Установленная морфология и размер первичных и вторичных фаз указывают на более эффективно протекающий процесс старения в образцах ScZr-выс с выделением наноразмерных упрочняющих включений. Установленные закономерности обусловлены в первую очередь более полным растворением легирующих элементов в твёрдом растворе заготовок ScZr-выс, что позволило реализовать механизм непрерывного распада твёрдого раствора на более равномерно распределённом в матрице скандии.



а – 2 часа б – 10 часов

Рисунок 9 – ПЭМ заготовок ScZr-выс-2 и ScZr-выс-10



а – 2 часа б – 10 часов

Рисунок 10 – ПЭМ заготовок ScZr-низ-2 и ScZr-низ-10

<u>В пятой главе</u> представлен анализ результатов механических испытаний выращенных и термообработанных заготовок из сплавов систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr. На графиках растяжения образцов (Рисунок 11) наблюдется пилообразное поведение, которое является эффектом Портевена – Ле Шателье (PLC-эффект). На всех образцах сплава Al-Mg-Mn-Zr характер PLC-эффекта крайне схож: длина промежутков между скачками деформации, а также их амплитуда меняется незначительно между образцами. Заметно снижение проявления PLC-эффекта только на некоторых образцах Zr-низ, для которых в том числе была установлена низкая пластичность; однако не обнаружено корреляции характера PLC-эффекта с изменением пористости или морфологии зерна в заготовках из сплава Al-Mg-Mn-Zr. Характер проявления PLC-эффекта в образцах ScZr-низ незначительно отличается от Zr-выс; однако пилообразное поведение имеет большую амплитуду в заготовке ScZr-выс, что может быть объяснено в первую очередь большей концентрацией атомов в твёрдом растворе ввиду закаливания в процессе выращивания. Очевидно, что старение снижает концентрацию легирующих элементов в твёрдом растворе для обоих групп заготовок, что приводит к изменению характера в сторону более редких скачков деформации или вовсе к отсутствию эффекта.

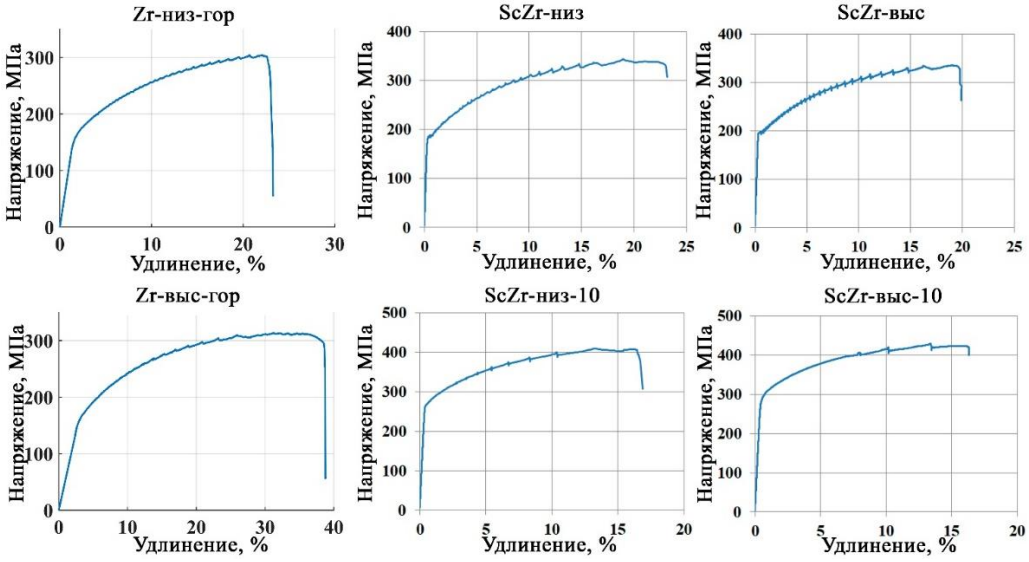


Рисунок 11 – Характерные графики кривых деформации-нагружения

Во всех заготовках Al-Mg-Mn-Zr установлена распределённая микропористость (Рисунок 1) с медианным диаметром пор 25–40 мкм, а также найдены крупные поры, имеющие случайное распределение. Для установления морфологии распределения пористости после испытаний на статическое растяжение были исследованы поперечные шлифы рабочей части образцов вблизи шейки излома (Рисунок 12). В образце Zr-низ-гор обнаружены крупные близкие по форме к сферическим поры диаметром порядка 170 мкм, а также деформированные поры меньшего диаметра, протяжённость которых достигает 15 мкм. В образце Zr-выс-гор обнаруживаются эллиптические, вытянутые вдоль направления растяжения, поры размером 40 мкм и более; однако не обнаруживаются поры меньшего размера.

В заготовках из сплава Al-Mg-Mn-Zr (Рисунок 13) наблюдается анизотропия механических свойств. В горизонтальном направлении для заготовок Zr-срд и Zr-выс пластические свойства выше на 15–20% чем в вертикальном, в заготовке Zr-низ интервалы погрешностей перекрываются для значений относительного удлинения. Анизотропия прочностных свойств для всех образцов не превышает 8%. Наблюдаемое повышение и пластических и прочностных свойств в горизонтальном направлении относительно вертикального может быть связано в первую очередь с наблюдаемым распределением микропор преимущественно вдоль границ сплавления.

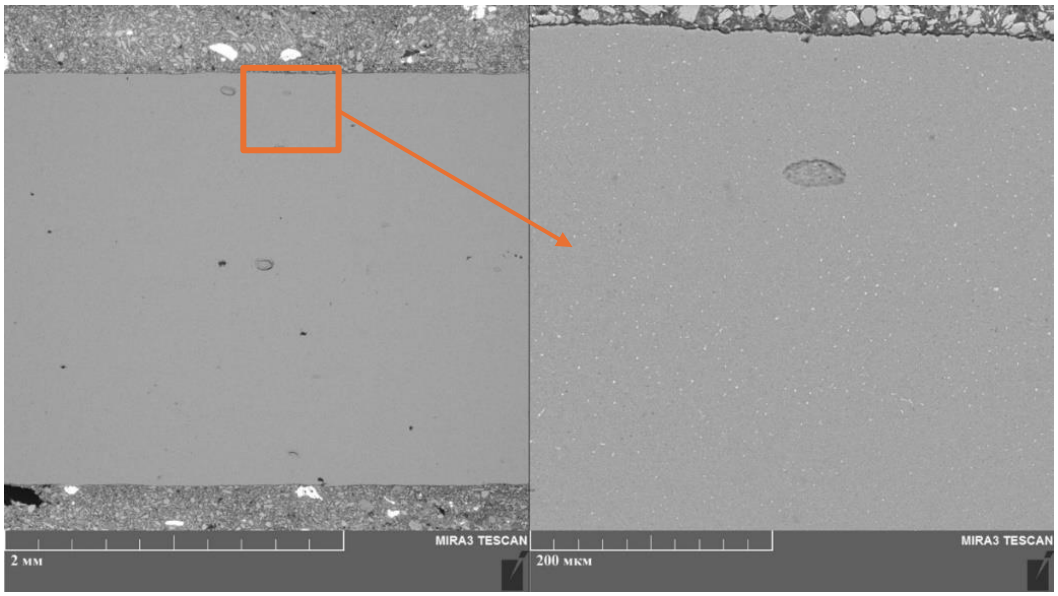


Рисунок 12 – СЭМ образца Zr-выс-гор после испытания

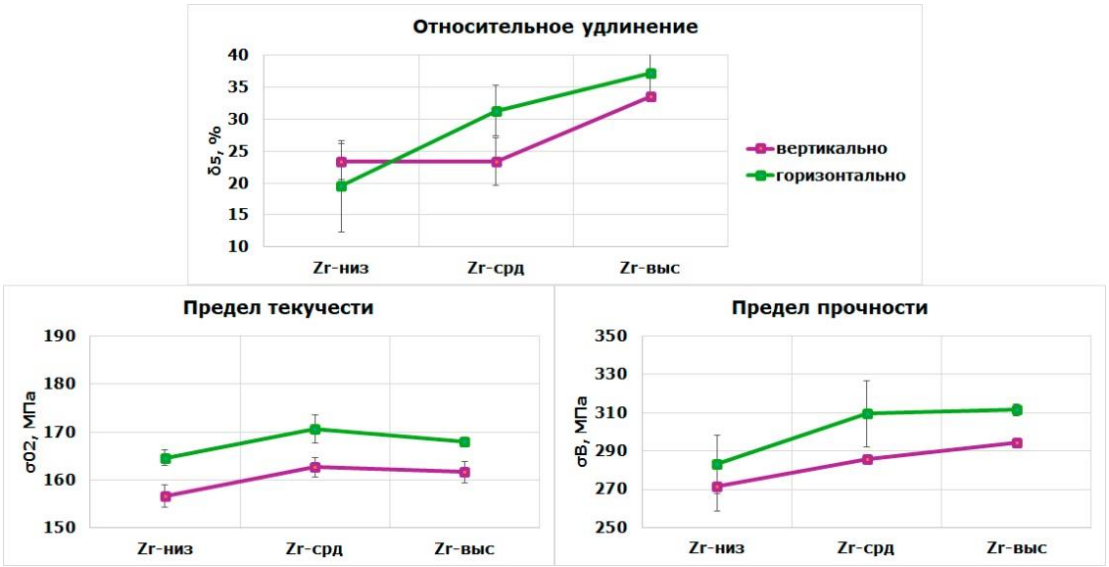


Рисунок 13 – Механические свойства заготовок сплава Al-Mg-Mn-Zr

На графике предела текучести заготовок Al-Mg-Mn-Zr (Рисунок 13) не прослеживается значительной корреляции с повышением скорости охлаждения или температурного градиента; малейшие изменения практически перекрываются интервалами погрешности измерений. Однако прослеживается повышение предела прочности на 7% с увеличением скоростей охлаждения и

температурного градиента, а также повышение относительного удлинения в полтора раза с достижением значения в 38%. Такое аномальное увеличение пластичности может быть связано с двумя факторами: с увеличением доли столбчатого зерна с 6 до 40%, а также с измельчением пор и уменьшением их медианного диаметра с 40 до 30 мкм.

При росте скорости охлаждения и температурного градиента растёт доля столбчатого зерна в центре заготовок Al-Mg-Mn-Zr; структура из столбчатых зёрен и в вертикальном, и в горизонтальном направлении имеет значительно меньше границ для торможения дислокаций, что положительно сказывается на росте пластических свойств. Если бы доминирующее влияние с увеличением скорости охлаждения оказывал процесс закалки с уменьшением доли первичных включений, наблюдался бы и спад прочностных свойств, что противоречит результатам.

Однако учитывая, что микропоры диаметром меньше 40 мкм не были обнаружены в испытанных образцах, можно предположить, что часть микропор закрылась в процессе деформации, что привело к уменьшению количества дефектов и позволило позже разрушиться образцам с меньшим размером пор, но с такой же относительной пористостью, как и у менее пластичных заготовок.

Различия в размере первичных фаз и их количестве, а также в размере зерна, в заготовках Al-Mg-Mn-Sc-Zr (Рисунок 14) обеспечивают различие в механических свойствах образцов, не прошедших термическую обработку. В образцах ScZr-низ обнаружено множество частиц крупной первичной фазы $Al_3(Sc,Zr)$ размером 2–4 мкм; такой размер включений обеспечивает модифицирование структуры, но не может в достаточной степени обеспечить дисперсное упрочнение. Измельчение зерна в образцах ScZr-выс обеспечивает упрочнение; с другой стороны, прошедшая закалка в процессе выращивания не обеспечила достаточного количества упрочняющих дисперсных частиц, что в сумме привело к незначительному повышению предела текучести и снижению пластичности образцов ScZr-выс. Наблюдаемая разница в пределе прочности может быть следствием разницы дислокационной структуры: меньшая плотность дислокаций в закалённых при ЭВ образцах обеспечила меньший предел прочности.

Старение обеспечило выделение и рост включений вторичных фаз в заготовках из сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr и привело к значительному повышению прочностных и снижению пластических свойств при старении в течение 2 ч. Наблюдается различие в прочностных характеристиках между образцами ScZr-выс и ScZr-низ в 40 МПа, что объясняется большим содержанием легирующих элементов в твёрдом растворе ввиду закалки в процессе выращивания заготовки ScZr-выс, что обеспечило более эффективное старение и выделение вторичных наноразмерных когерентных частиц. Закалка после выдержки течение 10 ч несколько повышает прочностные свойства относительно старения в течение 2 ч; видно, что закалка в кипяток позволила сохранить пластичность сплава на более высоком уровне, чем старение.

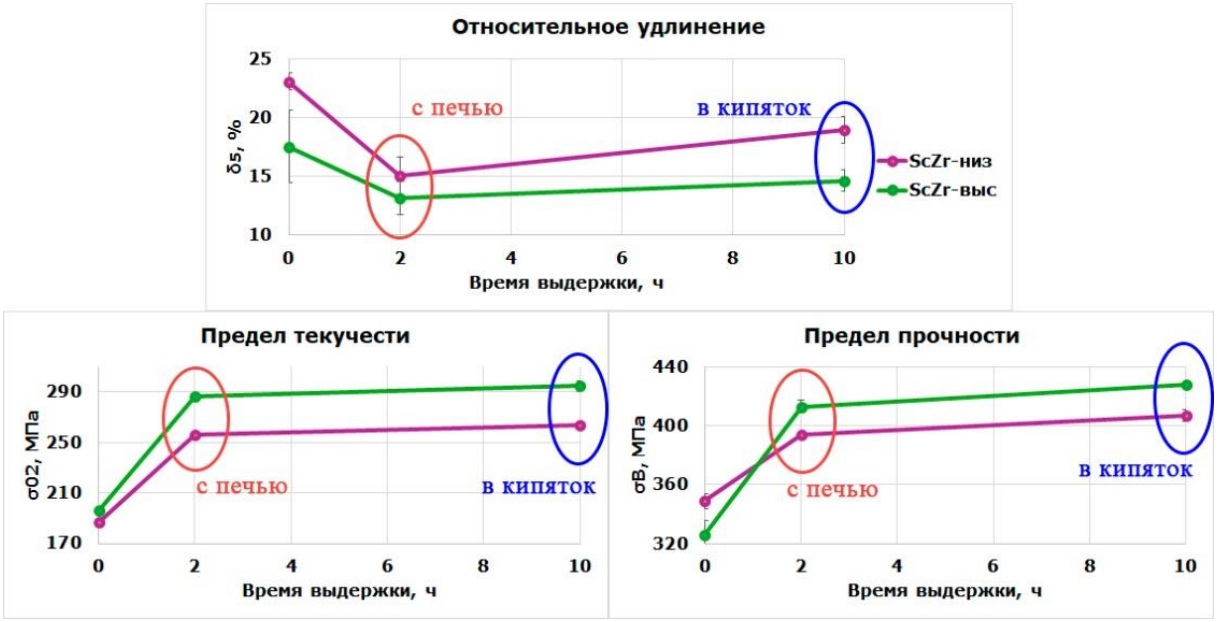


Рисунок 14 – Механические свойства заготовок сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr, время выдержки при ТО и обозначенные условия остывания

Повышение пластических свойств относительно старения при закалке с точно такой же температуры, при которой проводилось старение, может быть объяснено в первую очередь растворением некогерентной упрочняющей и охрупчивающей фазы Al_3Mg_2 (Рисунок 15). При температуре выше 290°С растворяется фаза Al_3Mg_2; при остывании с печью после старения эта фаза успевает выделиться в форме включений по границам зёрен, а при закалке большая доля магния остаётся в твёрдом растворе, что обеспечивает относительное повышение пластичности при закалке. Судя по термостабильности фазы Al3(Sc,Zr) и диаграмме равновесной объёмной доли фазовых составляющих сплава Св1575 (Рисунок 15), при температуре 350°С основным механизмом для микролегирующих добавок является распад твёрдого раствора, что и обеспечивает повышение прочности при длительной выдержке и последующей закалке.

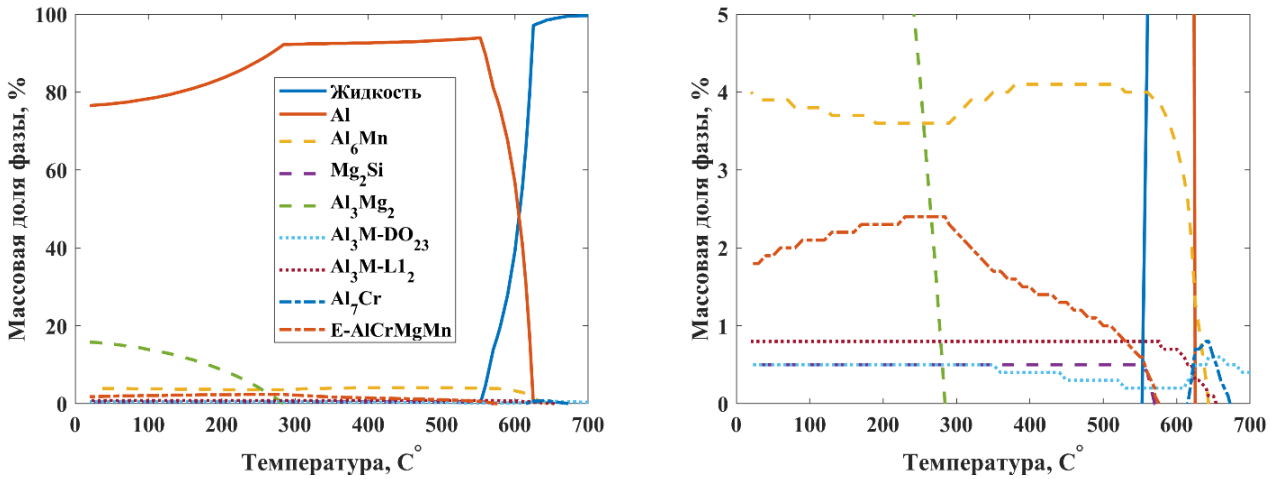


Рисунок 15 – Диаграмма равновесной объёмной доли фазовых составляющих сплава Св1575, (слева – область малых долей)

<u>В шестой главе</u> описана разработка специального режима переноса металла при ЭВ, обеспечивающего возможность управления скоростями охлаждения и температурным градиентом при выращивании крупногабаритных конструкций из систем Al-Mg-Mn-Zr и Al-Mg-Mn-Sc-Zr в необходимом для контроля процесса структурообразования диапазоне.

Для исследования влияния параметров источника на режим переноса была проведена серия наплавок в один валик, длина каждого составляла 150 мм; измерялась потеря массы и сравнивалась с параметрами процесса, которые рассчитывались по осциллограммам, снятым во время наплавки. Наплавки проводились на заводских настройках источника тока: варьировалась скорость подачи проволоки ($V_{пп}$), а с ней автоматически настраивались все остальные параметры в соответствии с синергетическими кривыми, заданными производителем. Скорость наплавки была установлена в 6,6 мм/сек. Зависимости между потерей массы и полученными параметрами цикла переноса металла представлены на Рисунке 16. Параметры, отображаемые в легендах графиков на Рисунке 16, даны как средние значения массивов измеренных параметров, анализ которых проводился с помощью специально разработанных и запатентованных программ.

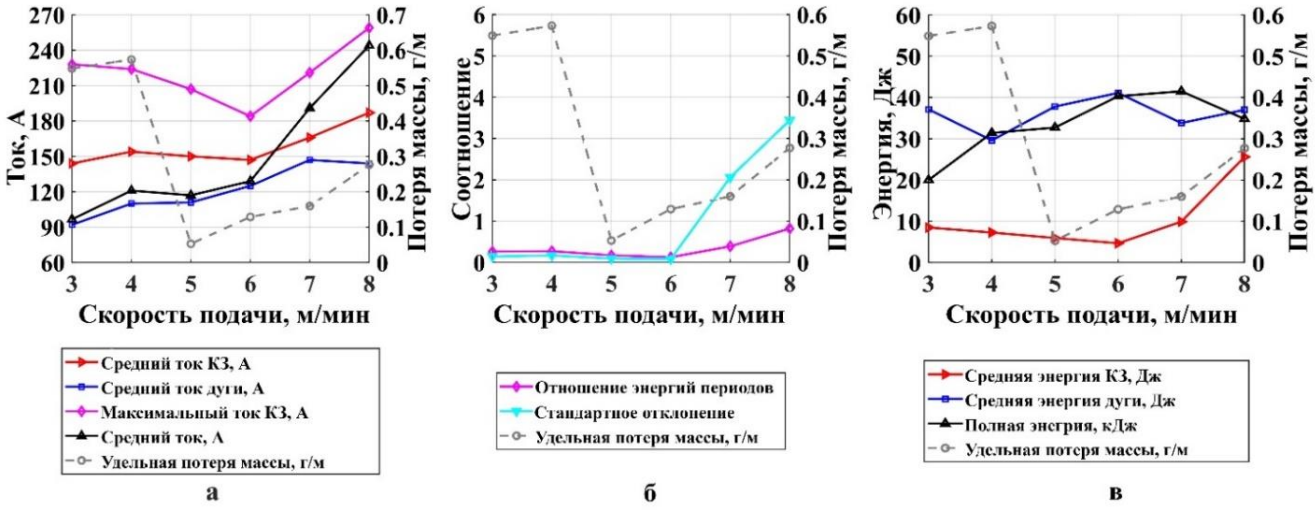


Рисунок 16 – Корреляции при разных $V_{пп}$ удельной потери массы и: а) параметров тока, б) относительных параметров, в) параметров полной энергии

На Рисунке 16 видно, что основными параметрами переноса металла при УКЗ, влияющими на потерю массы при наплавке, являются: максимальный ток короткого замыкания (Рисунок 16.а), средний ток короткого замыкания (Рисунок 16.а) и средняя энергия короткого замыкания (Рисунок 16.в). Средний ток дуги является основным параметром, который возрастает вместе с $V_{пп}$: в источнике питания можно установить три параметра, влияющих на средний ток дуги: ток зажигания дуги ($I_{хол}$), пиковый ток дуги ($I_{вверх}$) и основной ток дуги ($I_{осн}$). Средний ток короткого замыкания одинаков при $V_{пп}$ 3–6 м/мин, при которых перенос протекает повторяемо. Хотя ожидалось установить корреляцию между потерей массы и измеренными параметрами энергии дуги (Рисунок 16.в), а также отношением общей энергии периода короткого замыкания

к энергии периода горения дуги (Рисунок 16.б), существенной корреляции этих параметров обнаружено не было.

Процесс УКЗ был разработан при $V_{пп}$ 12 м/мин: ток зажигания дуги, пиковый ток дуги и основной ток дуги были заданы выше значений, установленных производителем, для того чтобы полной энергии процесса было достаточно для расплавления проволоки в период горения дуги; достаточность расплавления устанавливалась экспериментально. Эти три параметра дуги были скорректированы в ходе серии экспериментов по изменению формы тока и напряжения, чтобы циклы переноса металла отражали удовлетворительную повторяемость. Период короткого замыкания не перенастраивался, так как более высокий ток короткого замыкания приводил к увеличению разбрызгивания. Осциллограммы на Рисунке 17 (слева) демонстрируют, что циклы переноса металла имеют удовлетворительную повторяемость, однако длительность цикла имеет заметную дисперсию. Полная энергия, рассчитанная путем интегрирования мощности процесса по времени, показывает, что разработанный процесс при средней мощности в 4800 Вт затрачивает на 16% меньше энергии и тепла, чем саморегулируемый процесс, при той же $V_{пп}$ 12 м/мин. Производительность процесса при $V_{пп}$ 12 м/мин с алюминиевой проволокой диаметром 1,2 мм составляет приблизительно 2,2 кг/ч.

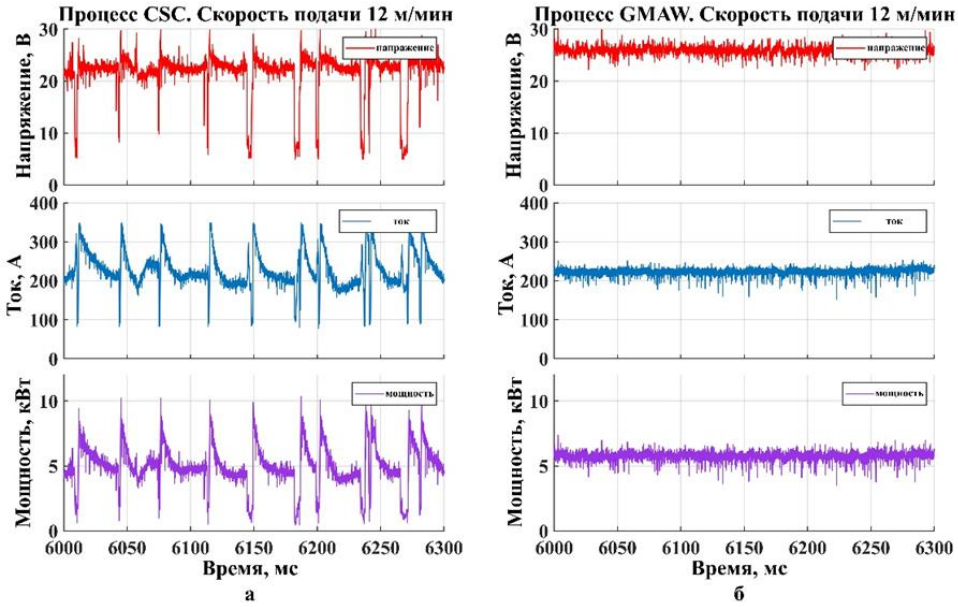


Рисунок 17 – Осциллограммы разработанного процесса (а) и саморегулируемого процесса (б)

Математическое моделирование распределения температурных полей при ЭВ на разработанном режиме проводилось методом конечных элементов в программном пакете ESI SYSWELD с использованием источника Голдака. В модели задавался угол заклона теплового источника $\theta_x^{\text{град}}$ = 25 градусов, положение источника было заглублено: Z_0 = -1,1; размеры источника составляли: a_f = 3, a_r = 6, b = 4,5; коэффициенты ввода мощности Q_f = 1 и Q_r = 0,83 от заданной мощности. Сетка для расчёта состояла из 87600 трёхмерных элементов. Для решения температурной задачи использованные в расчёте зависимости теплофизических свойств от

температуры были получены расчётным путём по химическому составу. Расчётный шаг по времени задавался в 100 мкс, длительность процесса для расчёта – 0,7 с.

Для отражения влияния переменного энерговложения от разработанного режима оценивался и моделировался типичный цикл переноса металла (Рисунок 18). Таким образом достигалась наилучшая сходимость по ширине и длине ванны: белая область – расплавленный металл с шириной, почти в точности повторяющей ширину валика; длинна ванны по расчёту 12 мм, с точностью в 1 мм сходится с фактическим размером. При этом в процессе заметны пульсации ванны согласно пикам мощности циклов переноса – что также отражает процесс переноса в первом приближении.

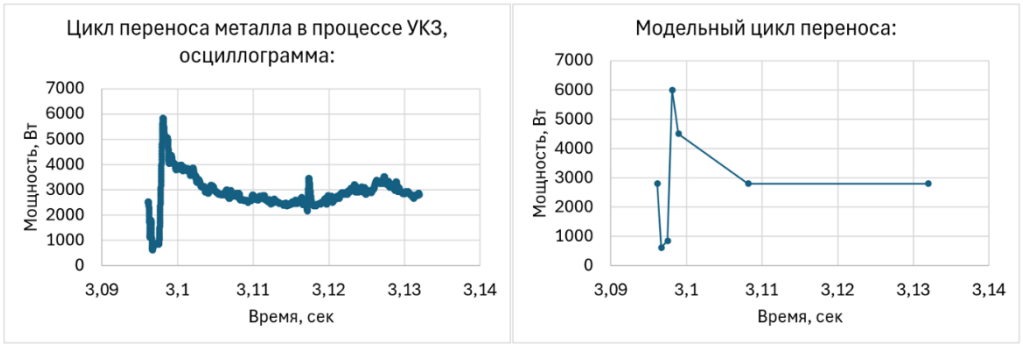


Рисунок 18 – Реальный и заданный в модели цикл переноса металла

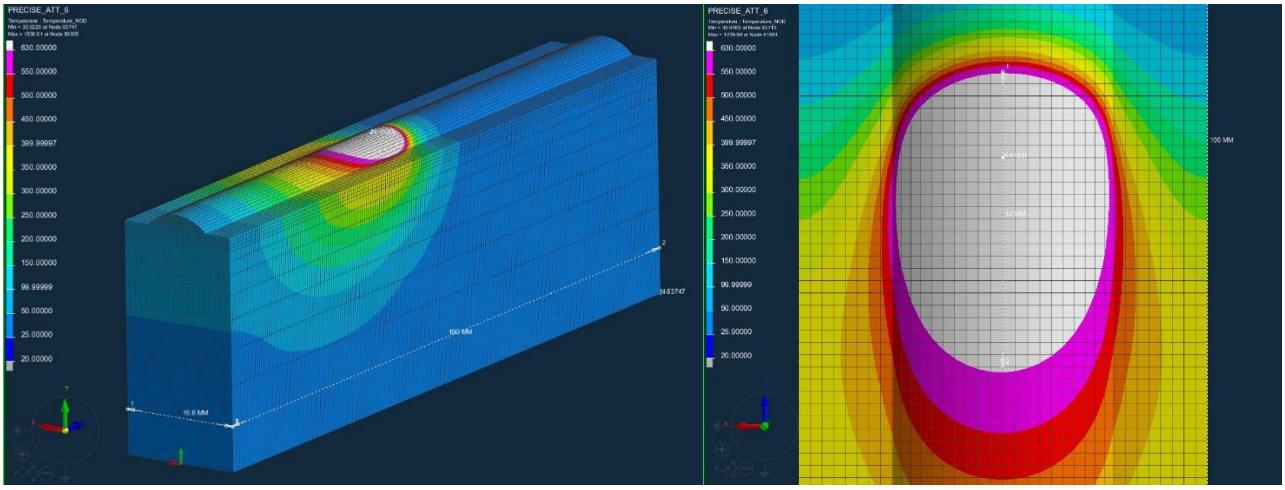


Рисунок 19 – Распределение температур на поверхности и вблизи ванны

Термоциклы на соответствующих расстояниях от оси валика показали хорошую сходимость с экспериментальными данными (Рисунок 20).

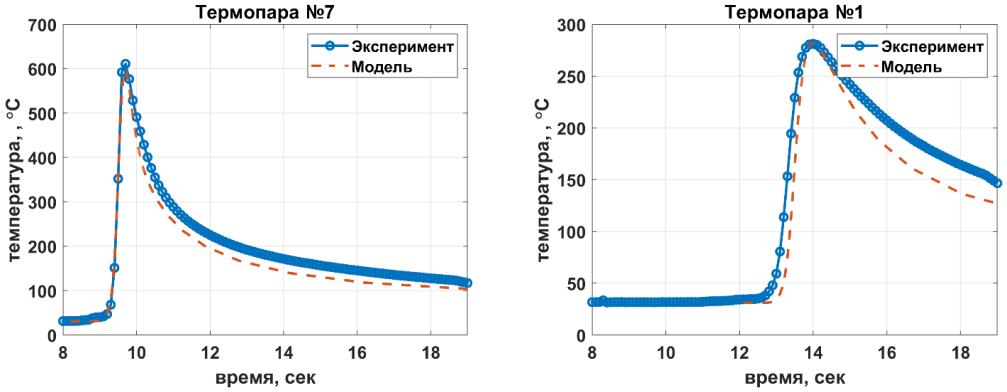


Рисунок 20 – Сопоставление реальных и рассчитаных термоциклов

Разработанная температурная модель позволила рассчитать скорость охлаждения и температурный градиент в ванне расплава с учётом энерговложения от разработанного режима. Расположения точек съёма термоциклов с модели представлены и рассчитанные термоциклы представлены на Рисунке 21.

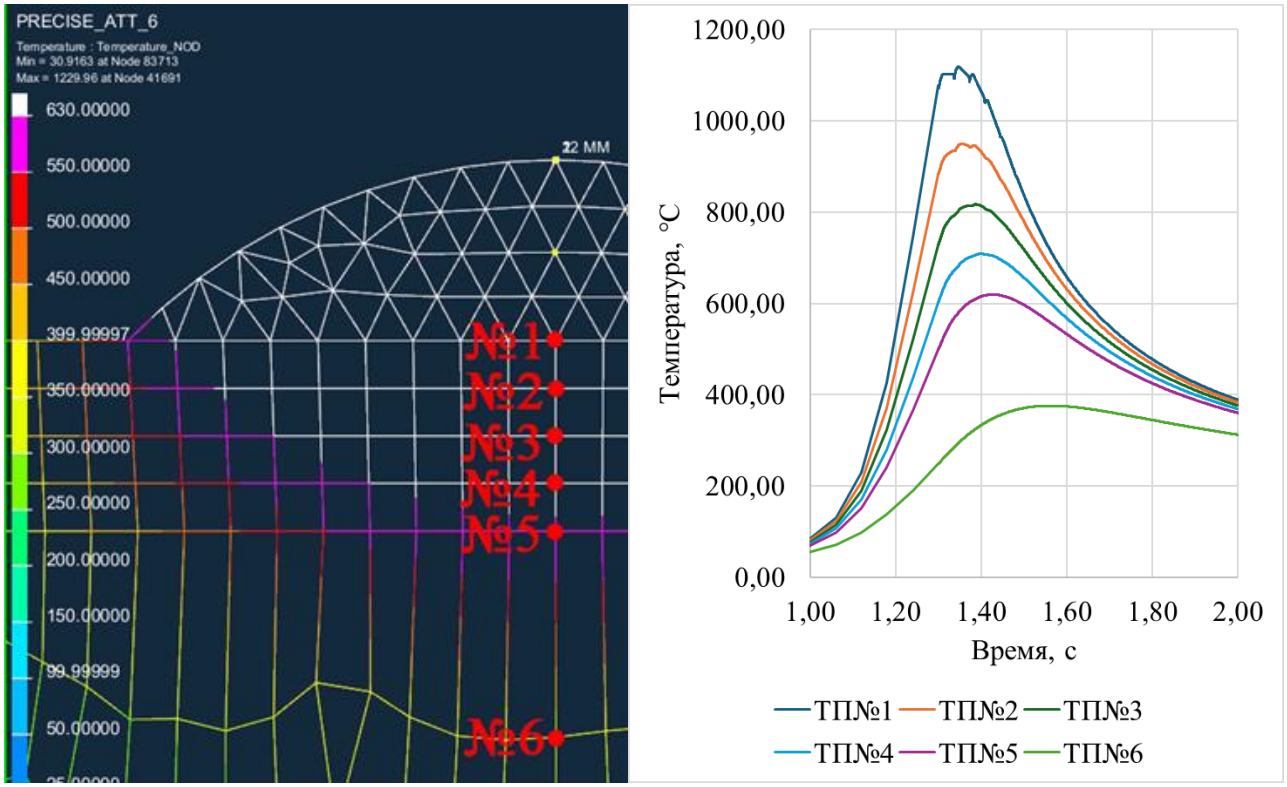


Рисунок 21 – Расположение точек для оценки термоциклов и графики термоциклов

На Рисунке 21 графики термоциклов в области расплава отражают переменный характер ввода энергии. Видно, что средняя скорость охлаждения составляет 800 К/с; для некоторых областей ванны скорости охлаждения выше, однако следует учесть переплавление этих областей следующим циклом ввода энергии и следующей ванной. Температурный градиент, рассчитываемый по сечению ванны, не ниже 70 000 К/м для разработанного процесса с учётом геометрии выращенного шириной в три валика изделия.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. На основании экспериментально установленных закономерностей формирования структуры и свойств показана возможность электродугового выращивания изделий из сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Zr и Sc, с заданной структурой, обеспечивающей достижение комплекса механических характеристик, превышающего технические требования к отожженным листам и экструдированному профилю.

2. Выявлено влияние температурного градиента и скорости охлаждения на формирование столбчатого зерна и равноосного зерна. В зависимости от температурных параметров выращивания формируется столбчатое зерно и равноосное зерно разного размера и в разных соотношениях.

В сплаве Al-Mg-Mn-Zr при варьировании температурных параметров длина столбчатого зерна составляет 500 –1000 мкм, ширина 75 –120 мкм; номер формирующегося мелкого равноосного зерна варьируется 6 – 7. При этом повышение температурного градиента до 53 000 К/м, а скорости охлаждения до 560°С/с, обеспечивает рост доли столбчатого зерна с 6 до 40% при снижении доли мелкого равноосного с 15 до 7%.

В сплаве Al-Mg-Mn-Sc-Zr при повышении температурного градиента до 70 000 К/м, скорости охлаждения до 800°С/с, длина столбчатого зерна составляет 20 – 100 мкм, ширина 10 – 30 мкм; номер формирующегося мелкого равноосного зерна – 13.

3. Экспериментально установлено, что старение сплава Al-Mg-Mn-Sc-Zr, полученного электродуговым выращиванием, при 350°С с выдержкой в 2 ч обеспечивает выделение интерметаллидов Al_3Sc и Al_3Zr. Старение сплава с заданной структурой из столбчатых зёрен и равноосных зёрен 13-ого номера показало в среднем вдвое меньший размер вторичных фаз, чем в сплаве с равноосной структурой зёрен номеров 8 и 9, что обусловлено в первую очередь более полной закалкой в процессе выращивания. Выдержка в течение 10 ч при 350°С и закалка в воду, подогретую до 100°С, повышает легирование твёрдого раствора и также обеспечивает вдвое меньший размер вторичных включений в сплаве с заданной структурой из столбчатых зёрен и равноосных зёрен 13-ого номера.

4. Установлена зависимость механических свойств от структуры сплавов, полученных при различных режимах электродугового выращивания и при варьировании параметров последующей термической обработки.

В сплаве Al-Mg-Mn-Zr при повышении доли столбчатого зерна с 6 до 40% установлено повышение предела прочности на 7%, а также повышение относительного удлинения в полтора раза с достижением значения в 38%.

В сплаве Al-Mg-Mn-Sc-Zr при изменении структуры с равноосной №9 на комбинированную столбчато– равноосную №13 в соотношении 1 к 4 установлено повышение предела текучести на 4% и снижение относительного удлинения в 1,2 раза.

Старение сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr с комбинированной структурой в течение 2 ч обеспечивает рост предела текучести на 46%; старение сплавов со структурой равноосного зерна №9 – на 36%.

Закалка сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr с комбинированной структурой с выдержкой 10 ч и остыванием в подогретую до 100°С воду обеспечивает рост предела текучести на 50%; закалка сплавов со структурой равноосного зерна №9 –на 40%.

Установленная разница в свойствах объясняется более эффективной закалкой в процессе выращивания сплава с комбинированной структурой. Экспериментально установлено, что старение сплавов Al-Mg-Mn-Sc-Zr с различной структурой снижает относительное удлинение в

1,3 раза; при этом закалка снижает относительное удлинение только в 1,2 раза. Выдержка при 350°С в течении 10 ч с последующей закалкой в кипяток сплава с комбинированной структурой обеспечило рост предела текучести до 295 МПа, предела прочности до 430 МПа, относительного удлинения до 15%.

5. Разработан режим переноса металла при электродуговом выращивании, обеспечивающий производительность в 2,2 кг/ч при сниженном на 16% относительно стандартного режима энерговложении. Предложенный режим обеспечил возможность увеличения температурного градиента до 70 000 К/м и скорости охлаждения до 800°С/с при электродуговом выращивании из сплавов системы Al-Mg-Mn, микролегированных Zr и Sc.

6. Разработаны и запатентованы специализированные программы, обеспечивающие автоматизированный анализ и контроль по обратной связи высокопроизводительного управляемого короткозамкнутого переноса металла: программа для определения циклов переноса металла по осциллограмме процесса электродуговой наплавки с помощью нейронной сети; программа для получения и обработки данных, поступающих с системы измерения и анализа процесса электродугового выращивания.

Список работ, опубликованных по теме диссертации

публикации в изданиях, рекомендованных ВАК по специальности 2.6.1.

Статьи в российских изданиях

1. Панченко, О. В. Макроструктура и механические свойства Al–Si-, Al–Mg–Si-, Al–Mg–Mn-сплавов, полученных электродуговым аддитивным выращиванием / О. В. Панченко, Л. А. Жабрев, Д. В. Курушкин, А. А. Попович // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – Т. 11. – С. 63–69.

2. Рыльков, Е. В. Конечно-элементная модель тепловых процессов при послойной электродуговой наплавке для оценки деформаций и напряженного состояния / Е. В. Рыльков, Д. В. Курушкин, И. В. Кладов, О. В. Панченко // Сварка и диагностика. – 2020. – Т. 3. – С. 25–29.

3. Повышение производительности электродуговой наплавки с короткозамкнутым переносом металла на примере алюминиевого сплава Al–Mg–Mn системы легирования / О. В. Панченко, Д. В. Курушкин, А. Р. Хисматуллин [и др.] // Сварка и диагностика. – 2021. – Т. 6. – С. 48–52.

В других изданиях

4. Panchenko, O. A high-performance WAAM process for Al–Mg–Mn using controlled short-circuiting metal transfer at increased wire feed rate and increased travel speed / O. Panchenko, D. Kurushkin, I. Mushnikov [et al.] // Materials & Design. – 2020. – Vol. 195. – Art. No. 109040.

Патент РФ

5. Свидетельство 2018663971. Программа для определения циклов переноса металла по осциллограмме процесса электродуговой наплавки с помощью нейронной сети : программа для ЭВМ / О. В. Панченко, Д. В. Курушкин, А. А. Попович (RU); правообладатель Акционерное общество «Балтийская Промышленная Компания». – № 2018660578; заявл. 05.10.18; опубл. 08.11.2018, Бюл. № 2. – 21 Кб.

6. Свидетельство 2023611087. Программа для получения и обработки данных, поступающих с системы измерения и анализа процесса электродугового выращивания / Д. В. Курушкин, И. В. Мушников (RU); правообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования “Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого”. – № 022685578; заявл. 22.12.22; опубл. 16.01.23. – 100 Кб.