

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



ЯКИВЬЮК Ольга Викторовна

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ
ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ
Al-Mg, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ, И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ**

Специальность 05.16.05 – Обработка металлов давлением

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
СИДЕЛЬНИКОВ Сергей Борисович

КРАСНОЯРСК – 2018

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
ГЛАВА 1 ОБЗОР НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ И ПАТЕНТНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	9
1.1 Области применения сплавов системы Al-Mg	9
1.2 Выбор технологии получения деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов системы Al-Mg	17
1.3 Анализ свойств сплавов системы Al-Mg, легированных переходными металлами ...	26
1.4 Выводы по главе и постановка задач	39
ГЛАВА 2 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc.....	40
2.1 Выбор сплава для моделирования.....	40
2.2 Компьютерное моделирование процесса горячей прокатки крупногабаритных слитков из сплавов системы Al-Mg-Sc для промышленных условий обработки	50
2.3 Выводы по главе	55
ГЛАВА 3 РАСЧЕТ РЕЖИМОВ ОБЖАТИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc	56
3.1 Материалы и методика проведения эксперимента.....	56
3.2 Расчет режима обжатий для горячей и холодной прокатки слитков в лабораторных условиях.....	60
3.3 Экспериментальные исследования технологии получения листовых полуфабрикатов в лабораторных условиях, и изучение их структуры и свойств	65
3.4 Экспериментальные исследования технологии получения листовых полуфабрикатов в промышленных условиях, и изучение структуры и свойств	75
3.5 Выводы по главе	91
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ	93
4.1. Методика изготовления сварных образцов из плоского проката и испытания на коррозионную стойкость.....	93

4.2	Разработка технологии получения длинномерных полуфабрикатов в виде прутков и проволоки из сплавов системы Al-Mg, легированных скандием	106
4.3	Исследование структуры и свойств прутков и проволоки из сплавов P-1580 и 01570... ..	114
4.4	Исследование влияния отжига на структуру и свойства проволоки	119
4.5	Выводы по главе	124
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....		126
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....		128
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....		142
ПРИЛОЖЕНИЕБ		143
ПРИЛОЖЕНИЕ В.....		144
ПРИЛОЖЕНИЕ Г		145
ПРИЛОЖЕНИЕ Д.....		148

ВВЕДЕНИЕ

Современный уровень развития научно-технического прогресса металлургической и машиностроительной отраслей предъявляет повышенные требования к качеству слитков, полуфабрикатов и конечных изделий из алюминиевых сплавов. Алюминиевые сплавы на основе системы Al-Mg широко используются в судо- и авиастроении в виде листов, плит, штамповок, поковок, профилей и сортового проката, благодаря уникальному сочетанию их функциональных свойств. Вопрос оптимизации технологии производства изделий из известных или новых свариваемых деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов, обладающих высокими показателями прочности и коррозионной стойкости, является актуальным в связи с необходимостью повышения весового совершенства крупногабаритных конструкций, которые находятся в сложнапряженном состоянии и подвергаются воздействию коррозионной среды, а также знакопеременным нагрузкам.

Сплавы системы Al-Mg характеризуются сочетанием удовлетворительной прочности, сравнительно высокой пластичности, хорошими литейными, коррозионными свойствами и свариваемостью. Уровень прочности этих сплавов в значительной мере зависит от содержания в них основного легирующего компонента – магния.

На современном этапе развития техники большое внимание уделяется изучению комплексного легирования сплавов переходными металлами, такими как Sc и Zr, и их влияния на структуру и свойства деформируемых алюминиевых сплавов. Переходные металлы оказывают эффективное легирующее и модифицирующее действие на структуру сплавов. Комплексно легированные алюминиевые сплавы, наряду с сохранением достоинств алюминия, обладают значительно более высокой прочностью и требуемыми эксплуатационно-технологическими характеристиками: сочетают малую плотность и высокую прочность, что способствует их широкому использованию во многих отраслях народного хозяйства.

В 2014-2015 г.г. ОК РУСАЛ проведен ряд исследовательских и опытно-конструкторских работ, направленных на разработку технологии получения лигатуры Al-Sc собственного производства и новых сплавов с ее применением. Исходя из мирового опыта, сплавы со скандием имеют высокий уровень механических свойств и повышенную коррозионную стойкость, кроме того сварные соединения этих сплавов характеризуются самой высокой прочностью. Применение сплавов со скандием в настоящее время сдерживается их сравнительно высокой стоимостью. Однако необходимость снижения массы и металлоемкости конструкций позволяет прогнозировать их широкое применение в недалеком будущем.

Высокий уровень свойств сплавов со скандием делает их перспективным материалом для применения в авиа- и судостроении. В связи с этим актуальной задачей для развития этого

направления является получение сплавов с минимальным содержанием скандия, что позволит снизить себестоимость их производства и расширить рынок сбыта.

Данная работа выполнялась при реализации проекта 03.G25.31.0265 «Разработка экономнолегированных высокопрочных Al-Sc сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве» в рамках Программы комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. №218.

В трудах таких ученых, как В.М. Белецкий, Н.А. Белов, А.А. Бочвар, И.Н. Ганиев, Ю.А. Горбунов, О.Е. Грушко, В.И. Добаткин, Н.Н. Довженко, М.Е. Дриц, В.И. Елагин, В.В. Захаров, В.С. Золоторевский, Е.Н. Каблов, К. Киплинг, В.Л. Колмогоров, В.И. Напалков, Г.Д. Никифоров, И.И. Новиков, В.В. Овчинников, П.П. Побежимов, В.К. Портной, Дж. Рэйсет, Ю.А. Филатов, И.Н. Фридляндер, Дж. Хэтч, А.И. Целиков, Г.И. Эскин и др. во всем многообразии представлена информация об особенностях изменения структуры, фазового состава, напряженно-деформированном состоянии металла и механических свойств алюминиевых сплавов в процессах литья и деформационно-термической обработки [1-24]. Однако, несмотря на это внедрение новых сплавов с повышенными механическими и коррозионными свойствами, расширение сортамента продукции, модернизация оборудования и ужесточение требований по уровню эксплуатационных характеристик изделий, обуславливает необходимость оптимизации составов сплавов, корректировки деформационных режимов и параметров термической обработки.

Целью диссертационной работы является создание комплекса технических и технологических решений для повышения эффективности технологий производства длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-Mg, легированных скандием.

Для достижения поставленной цели были сформулированы и решены следующие задачи:

- разработка нового алюминиевого сплава на основе системы Al-Mg, экономно легированного скандием, с заданным комплексом механических и коррозионных свойств;
- проведение компьютерного моделирования процесса горячей листовой прокатки крупногабаритных слитков в программном пакете DEFORM-3D с учетом реологических характеристик нового сплава;
- расчет режимов горячей и холодной прокатки для получения листовых полуфабрикатов в лабораторных и промышленных условиях;
- проведение экспериментальных исследований по получению деформированных полуфабрикатов по предложенным технологическим режимам обработки;

– разработка технологии и исследование свойств сварочной проволоки из исследуемых сплавов;

– проведение исследований структуры, механических и коррозионных свойств деформированных, сварных и отожженных полуфабрикатов из нового сплава;

– проведение опытно-промышленного опробования технологий производства деформированных полуфабрикатов и определение их механических и коррозионных свойств.

Научную значимость имеют следующие результаты.

1. На основе изучения влияния переходных металлов на структуру и свойства сплавов системы Al-Mg предложен новый сплав, экономно легированный скандием, характеризующийся высоким уровнем механических и коррозионных свойств.

2. Получены новые данные по реологическим свойствам сплавов системы Al-Mg, с различным содержанием скандия, в широком диапазоне изменения температурно-скоростных и деформационных параметров обработки.

3. С использованием результатов компьютерного моделирования обоснованы технологические параметры процесса, определены усилия и моменты, и установлены закономерности их изменения при горячей листовой прокатке крупногабаритных слитков из исследуемых сплавов.

4. Установлены закономерности изменения механических свойств листового проката из исследуемых сплавов, полученного горячей и холодной прокаткой в лабораторных и промышленных условиях, в зависимости от деформационных и температурно-скоростных условий обработки.

Теоретическая и практическая значимость работы заключается в следующем.

1. Создана компьютерная 3D модель процесса горячей прокатки длинномерных деформированных полуфабрикатов, применение которой позволяет определить деформационные режимы и энергосиловые параметры для промышленных условий обработки крупногабаритных слитков из алюминиевых сплавов.

2. Разработаны технические условия на катаные полуфабрикаты и технология прокатки крупногабаритных слитков из нового сплава, экономно легированного скандием, с использованием которых в промышленных условиях получены опытные партии листов и рулонов с требуемым уровнем механических и коррозионных свойств.

3. Разработаны и защищены патентами РФ технические решения по конструкции установок и технология совмещенной обработки для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из исследуемых сплавов, с применением которых получены опытные партии сварочной проволоки для изготовления сварных соединений листового металла из нового сплава.

4. Результаты исследований внедрены в учебный процесс СФУ и используются для подготовки бакалавров и магистров по направлению «Металлургия», а также аспирантов по специальности 05.16.05 – Обработка металлов давлением.

Методология и методы исследований базируются на основных законах термодинамики и теории обработки металлов давлением с применением современных методик металлографического анализа и численного моделирования с использованием программного комплекса DEFORM 3D.

На защиту выносятся:

– результаты экспериментальных исследований реологических свойств алюминиевых сплавов системы Al-Mg, с различным содержанием скандия, в том числе экономно легированного;

– результаты компьютерного моделирования процесса горячей прокатки крупногабаритных слитков из алюминиевых сплавов, легированных скандием;

– технологические решения для получения листового проката из нового алюминиевого сплава, экономно легированного скандием, позволяющие изготовить продукцию с требуемым уровнем механических и коррозионных свойств;

– технологические решения для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов, легированных скандием, с применением методов совмещенной обработки, позволяющие изготовить проволоку с требуемым уровнем эксплуатационных свойств для сварки листового проката из нового алюминиевого сплава, экономно легированного скандием.

Степень достоверности научных положений и полученных результатов доказана применением научно обоснованных методов исследований, компьютерного моделирования и обработки результатов; соответствием результатов исследований, полученных автором, с результатами других исследователей в этой области; практической реализацией полученных результатов.

Основные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Молодежь и наука: Проспект Свободный» (Красноярск, 2016 г.), XX Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество» (г. Новокузнецк, 2017 г.), XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых (г. Екатеринбург, 2017 г.), IX Международном конгрессе «Цветные металлы и минералы» (г. Красноярск, 2017 г.), 3-ей международной научно-практической молодежной конференции «Magnitogorsk Rolling Practice» (Магнитогорск, 2018 г.), международной конференции MEFORM 2018 (г. Фрайберг, Германия, 2018 г.) и др.

Результаты диссертационной работы отражены в 12 печатных трудах, из них 3 статьи в рецензируемых научных изданиях и 2 патентах РФ.

Настоящая работа является продолжением комплекса научно-исследовательских работ, выполняемых на кафедре «Обработка металлов давлением» Института цветных металлов и материаловедения (ИЦМиМ) ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» (СФУ) в рамках совместной работы с ОК «РУСАЛ». Включенные в диссертацию и выносимые на защиту результаты работы представляют собой часть общих результатов научно-исследовательских работ по рассматриваемой проблеме, и выполнены непосредственно автором работы или в соавторстве.

Работа выполнена при научной консультации канд. техн. наук И.Н. Довженко.

ГЛАВА 1 ОБЗОР НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ И ПАТЕНТНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

Новые задачи, вставшие перед обществом на современном этапе развития, значительно повышают требования к таким отраслям производства, как металлургия и машиностроение. Как следствие, необходимым становится увеличение производства новых материалов и сплавов. Особое место в этом производстве принадлежит алюминию и его сплавам за счет сочетания малой плотности и высокой прочности, что способствует их широкому использованию во многих отраслях промышленности [1].

Уникальность алюминия, как конструкционного материала, определяется совокупностью физико-механических и технологических качеств, основные из которых это технологичность, высокая коррозионная стойкость в различных средах, малая плотность при удовлетворительной прочности, широкие пределы изменения прочностных характеристик в зависимости от системы, марки и состояния поставки и др.

В качестве конструкционного материала широко используются термически неупрочняемые алюминиевые сплавы на основе системы Al–Mg. Однако, применение традиционных магниевых ограничивается тем, что запас повышения их прочности практически исчерпан. В связи с этим достаточно перспективным является легирование таких сплавов малыми добавками редкоземельных (РЗМ) и переходных (ПМ) металлов, в частности скандием и цирконием. Широкое использование этих элементов в качестве легирующих обусловлено тем, что они позволяют не только повысить прочность за счет выделения большого количества упрочняющих интерметаллидов, но и сохранить такие эксплуатационные свойства сплавов, как свариваемость, коррозионная стойкость и др.

1.1 Области применения сплавов системы Al-Mg

В настоящее время авиационная, космическая и судостроительная промышленность являются самыми передовыми отраслями машиностроения, в которых реализуются новейшие разработки в области науки и техники [24-26].

За последние годы наибольший объем потребления алюминия пришелся на строительство и транспорт – более 50% всего мирового использования металла (рисунок 1.1). Хотя на долю машиностроения приходится всего 9 %, развитие и применение передовых технологий в этом сегменте промышленности является стратегически важной задачей, так как в авиационной, космической и судовой технике предъявляются высокие требования по надежности конструкций и экономическим показателям.

Сплавы на основе алюминия широко применяются в современной технике, особенно в тех случаях, когда важно снизить массу конструкции за счет применения материала с высокой удельной прочностью, поэтому ведущими отраслями, с позиции потребления алюминиевых сплавов, являются авиа- и судостроение, космическая и автомобильная промышленность.

Основной объем полуфабрикатов, потребляемых данными областями, составляют изделия в виде листов и плит для обшивки корпусов, получаемые по технологии горячей и холодной прокатки. Профили, прутки, трубы, заклепочная и сварочная проволока могут производиться методами прессования, прокатки или волочения. Профильные и листовые полуфабрикаты также применяют в строительстве. По данным работы [3] подавляющее большинство алюминия (60-80 %), используемого в строительстве, это прессованные и гнутые профили, а катаные профили в алюминиевых конструкциях практически не применяют.

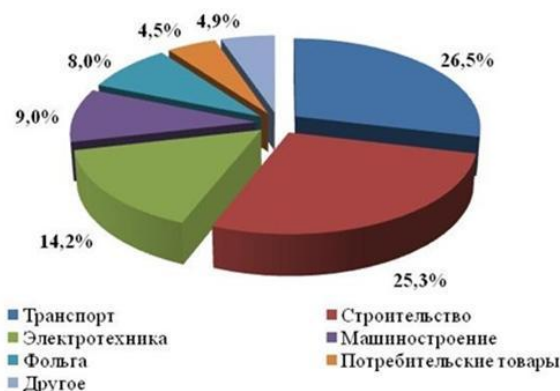


Рисунок 1.1 – Типовая структура потребления алюминия по отраслям [27]

Алюминиевые сплавы, применяемые в ведущих отраслях машиностроения, должны обладать хорошими литейными свойствами, свариваемостью, пластичностью и коррозионной стойкостью при достаточном уровне прочности.

Сплавы системы Al–Mg как нельзя лучше подходят для решения таких задач. Уровень прочности этих сплавов в значительной мере зависит от содержания в них основного легирующего компонента – магния. Высокая стойкость магниевых сплавов к коррозии объясняется образованием на поверхности плохо растворимой оксидной пленки.

Наиболее широкое распространение в промышленности получили сплавы с содержанием магния от 1 до 5 %. Сплавы с содержанием магния до 3 % (по массе) структурно стабильны при комнатной и повышенной температуре. Магналии, содержащие до 4% основного легирующего компонента, являются малолегируемыми и широко применяются в таких отраслях народного хозяйства как: транспортное машиностроение, химическая, нефтяная и газовая промышленность, сельскохозяйственные отрасли для изготовления каркасных конструкций, автомобильных и железнодорожных цистерн, различных емкостей, сосудов, работающих под давлением, трубных конструкций.

Высоколегированные сплавы этой группы применяются, в основном, в ракетной и космической технике, а также в судостроении и других областях промышленности. Из них изготавливают все виды полуфабрикатов: листы и плиты, пресованные изделия (прутки, профили, панели, трубы), поковки и штамповки, проволоку заклепочную и сварочную [4, 28].

Корпуса современных морских судов различного типа изготавливаются с использованием так называемого «морского алюминия» – это общее название для целого ряда алюминиево-магниевых сплавов (содержание магния – от 3% до 6%), применяемых в этом сегменте машиностроения. Они обладают особой коррозионной стойкостью, как в пресной, так и в морской воде. Безусловно, важным качеством судового алюминия является также хорошая свариваемость, прочностные и механические свойства. Авторы ресурса [29] отмечают, что полуфабрикаты из сплавов на основе алюминия, используемые в судостроении, в 100 раз медленнее поддаются коррозии по сравнению со стальными. В течение первого года эксплуатации сталь покрывается коррозией со скоростью 120 мм в год, в то время как алюминий – со скоростью 1 мм в год. Поэтому суда из алюминия не требуют такого ухода, как суда из стали, что сказывается на стоимости их содержания.

Зачастую, корпуса и все надстройки спортивных судов изготавливаются из алюминия, что дает существенный выигрыш в скорости; а корпуса судов повышенной грузоподъемности изготавливаются из стали, тогда как надстройки и другое вспомогательное оборудование делается из алюминиевых сплавов, снижая общий вес судна и повышая его грузоподъемность.

Сплав 5083 считается базовым сплавом для кораблестроения и, хотя его часто называется судостроительным, он также широко применяется во многих других отраслях. Сплав 5083 завоевал популярность в судостроении, прежде всего таким своим свойствам, как высокая прочность, хорошая деформируемость, сварочные характеристики и высокая коррозионная стойкость в морской среде [29].

В свою очередь не все известные марки сплавов системы Al–Mg применяются в области судостроения. По данным работы [3] не рекомендуется применять сплавы с содержанием магния выше 6 %, т.к. понижается коррозионная стойкость в связи с выпадением частиц Al_8Mg_5 в основном не внутри зерен, а по их границам, что весьма отрицательно сказывается на коррозионной стойкости. В связи с этим для изготовления таких деформированных полуфабрикатов, как листы и профили, некоторое время применяли сплав АМг5, который обладает сравнительно невысокими прочностными свойствами в соответствии с таблицей 1.1 [3]. На смену сплаву АМг5 пришел более прочный сплав АМг61, не уступающий по коррозионной стойкости.

Развитие алюминиевой отрасли сформировало предпосылки для широкого внедрения новых алюминиевых сплавов, обладающих улучшенным комплексом свойств, во все отрасли

машиностроения. Специально для судостроения, был разработан сплав 1575 на основе системы Al-Mg-Sc [30, 31]. Так, при комнатной температуре его пределы текучести и прочности на 20% и 75%, соответственно, превышают показатели АМг61 [32]. Главное отличие этого сплава от сплавов системы Al-Mg в том, что сплав 1575 дополнительно легирован малыми добавками скандия. В таблице 1.1 приведены значения прочностных показателей отожженных листов из сплавов АМг5, АМг61 и 1575, из чего следует, что добавка скандия позволяет в разы повысить механические свойства [33].

Таблица 1.1 – Типичные механические и физические свойства листов сплавов 1550, 1561 и 1575 в отожженном состоянии

Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1550 (АМг5)	274	147	15
1561 (АМг61)	360	200	21
1575	440	350	18

Сегодня на долю алюминия приходится около 75-80% общей массы современного самолета. Алюминиевые сплавы применяют для изготовления планера, шасси, колес, лопастей, внутренней отделки и многих других элементов самолетов и вертолетов. Самолеты собираются из листов и профилей, соединяющихся друг с другом алюминиевыми заклепками, число заклепок в одной машине может достигать нескольких миллионов. В некоторых моделях вместо листов используются прессованные панели, и в случае появления трещины она доходит только до конца такой панели.

В зависимости от типа конструкции современных летательных аппаратов, к алюминиевым сплавам предъявляется тот или иной комплекс свойств. В негреющихся конструкциях должны применяться сплавы, обладающие высокими статическими прочностными характеристиками (сопротивление срезу, предел текучести, временное сопротивление разрыву), удовлетворительной пластичностью и малой плотностью. Для ряда деталей и узлов важна повышенная жесткость материала, т.е. высокий модуль упругости и модуль сдвига. Однако повысить модуль упругости алюминиевых сплавов без существенного изменения их основы очень трудно [3].

Алюминий оказался незаменим не только в авиации, но и в космонавтике, где сочетание минимальной массы с максимальной прочностью еще более критично. Ни один современный космический корабль не обходится без алюминия – от 50% до 90% веса космических летательных аппаратов приходится на конструкции из алюминиевых сплавов. Из них изготавливаются водородные ракетные баки, носовые части ракет, конструкции разгонных блоков, корпуса орбитальных космических станций и крепежей для солнечных батарей на них.

Авиаконструкторы пытаются найти материал, обладающий всеми преимуществами алюминия, но еще более легкий. К настоящему времени разработан ряд промышленных авиационных алюминиевых сплавов со скандием, обладающих уникальным сочетанием эксплуатационных и технологических свойств. Основные алюминиевые сплавы, применяемые в авиации, - серии 2XXX, 3XXX, 5XXX, 6XXX и 7XXX. Серия 2XXX рекомендована для работы при высоких температурах и с повышенными значениями коэффициента вязкости разрушения. Сплавы серии 7XXX — для работы при более низких температурах значительно нагруженных деталей и для деталей с высокой сопротивляемостью к коррозии под напряжением. Для малонагруженных узлов применяются сплавы серии 3XXX, 5XXX и 6XXX. Они же используются в гидро-, масло- и топливных системах. Наибольшее применение получил сплав 7075, состоящий из алюминия, цинка, магния и меди. Это самый прочный из всех алюминиевых сплавов, сравнимый по этому показателю со сталью, но в три раза легче нее.

Помимо высокой прочности при малом удельном весе и высоких характеристиках статической и циклической трещиностойкости - появились новые требования к сплавам, применяемым в летательных аппаратах, поскольку современные самолеты весьма дороги и срок их службы должен быть не менее 80 лет. Всем названным требованиям наиболее полно удовлетворяют алюминиевые сплавы со скандием на основе системы Al–Mg–Sc, в частности сплав 01570-C [34], и сплав 1970 на основе системы Al– Zn –Mg–Sc [35]. Сплавы 01570-C и 1970, в отличие от используемого сплава 1163 (AA2324), характеризуются высокой коррозионной стойкостью и отлично свариваются.

В таблице 1.2 [33] в качестве примера представлены механические свойства листов из сплавов типа 01570-C (состояние M), 1424 (состояние T1), 1970(состояние T1) в сравнении с современными сплавами 1163 (состояние T, аналог AA2324) и 1370 (аналог AA6013, состояние T1), используемыми в настоящее время в самолетостроении.

Таблица 1.2 – Механические свойства обшивочных листов из наиболее перспективных алюминиевых сплавов [33]

Сплав	Продольное направление			Поперечное направление		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1163	445	330	19	430	300	20,5
1424	430	280	11	450	300	15
1370	410	380	13	400	360	13
1970	510	450	13	500	440	15
01570-C	415	315	15,5	410	315	23

Таким образом, можно сделать вывод о том, что алюминиевые сплавы со скандием 01570-С и 1970 по уровню прочностных, пластических характеристик в большинстве случаев превосходят современные авиационные сплавы.

По пределу текучести полуфабрикаты из сплава системы Al–Mg–Sc превосходят аналогичные полуфабрикаты из сплава АМг6 в 1,5-2,0 раза в зависимости от вида полуфабриката [25] (таблица 1.3). Применение сплава 01570 вместо сплава АМг6 дает преимущество по массе в одинаковых изделиях до 20% .

Таблица 1.3 – Сравнительные характеристики сплавов 01570 и АМг6 [25].

Характеристики	Сплав 01570	Сплав АМг6
Система сплава	Al–Mg–Sc	Al–Mg
Плотность ρ , г/см ³	2,65	2,64
Модуль упругости E, МПа	69580	69580
Предел прочности σ_b , МПа	370 - 390	313
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	245	157
Относительное удлинение δ , %	15	15
Удельная прочность σ_b/ρ , км	14,5	11,9
Коэффициент прочности сварного шва $\sigma_{св.соед} / \sigma_b$	0,85 - 0,95	0,9 - 0,95

Серийно в изделиях космической отрасли применяется сплав на основе системы Al–Mg–Sc марки 01570 [36], который частично заменил стандартный сплав АМг6 в сварных конструкциях [37]. Из сплава 01570 изготавливают раскатные кольца, штамповки, прессованные профили, катаные плиты. В таблице 1.4 приведены свойства полуфабрикатов из сплавов АМг6 и 01570 [33].

Таблица 1.4 – Типичные механические свойства полуфабрикатов из сплавов АМг6 и 01570 в отожженном состоянии

Вид полуфабриката	Сплав АМг6			Сплав 01570		
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Раскатное кольцо	340	175	21	380	260	20
Штамповка	340	170	20	380	250	20
Профиль	350	180	22	410	290	20
Лист 2 мм	340	170	20	430	310	18

Данные таблицы показывают, что временное сопротивление разрыву раскатных колец и штамповок из сплава 01570 на 40 МПа (12%), а предел текучести - на 80 МПа (50%) выше, чем у соответствующих полуфабрикатов из сплава АМг6 при одинаковой технологичности в металлургическом производстве. Еще большие преимущества сплава 01570 по сравнению со сплавом АМг6 достигаются при использовании прессованных и катаных полуфабрикатов. Так,

например, предел текучести листов сплава 01570 на 140 МПа (82%) выше предела текучести листов сплава АМгб.

Помимо вышеперечисленных отраслей, остается еще одна, конечный продукт которой остается самым распространенным видом транспорта в мире – автомобилестроение. Расширение использования сплавов на основе алюминия в автомобиле- и вагоностроении обусловлено стремлением повысить технико-эксплуатационные характеристики за счет неоспоримых преимуществ алюминиевых сплавов по сравнению со сталью. В связи с тем, что основными приоритетами автомобильной отрасли становятся экономия топлива, снижение выбросов CO₂, а также дизайн автомобиля, все более важную роль в автомобилестроении начинает играть алюминий. Еще одно замечательное свойство алюминия – он отлично «гасит» удар, причем делает это в два раза эффективнее, чем сталь. Поэтому автопроизводители уже давно используют этот металл для бамперов.

Применение алюминия в железнодорожном транспорте началось практически сразу после образования самой алюминиевой промышленности. Сегодня для производства вагонов используются, в основном, сплавы бxxx серии, - они обладают повышенной прочностью и коррозионной стойкостью. Алюминиевые вагоны используются для перевозки угля, различных руд и минералов, а также зерна, в вагонах-цистернах перевозят кислоты.

Алюминиевый грузовой вагон на треть легче, чем стальной. Его более высокая изначальная стоимость окупается в среднем за два первых года эксплуатации за счет перевозки большего объема грузов. При этом алюминий в отличие от стали не подвержен коррозии, поэтому алюминиевые вагоны долговечны и за 40 лет использования теряют лишь 10% своей стоимости.

Снижение собственной массы автомобиля или подвижного состава приводит к увеличению грузоподъемности и скорости движения, снижению расхода топлива/электричества, уменьшению износа шин/рельсов [3]. Применение алюминия для производства пассажирских вагонов, для которых характерны частые остановки, позволяет экономить энергию, затрачиваемую на разгон состава.

Основными методами изготовления различных автодеталей являются литье и штамповка из прокатанных листов и полос. Алюминиевый прокат получил широкое применение в изготовлении кузовов, обшивки, навесных деталей (панели, двери, бампера и др.).

Обычно в качестве деформируемого алюминиевого сплава для прессования профилей и панелей используют сплав типа АД31 (6063, 6060). В штатных условиях эксплуатации вагонов этот сплав полностью удовлетворяет всем предъявляемым требованиям. Однако при возникновении непредвиденных обстоятельств (аварий) вагоны сильно деформируются (значительно сильнее, чем стальные). Поэтому, для изготовления вагонов следует использовать

более прочный сплав 1935, который в полтора раза прочнее сплава АД31, в соответствие с таблицей 1.5 [33]. Также для изготовления элементов, усиливающих конструкцию, рекомендуется применять высокопрочный свариваемый сплава 1975 на основе системы Al-Zn-Mg-Sc.

Таблица 1.5 – Типичные механические свойства прессованных полуфабрикатов из сплавов АД31, 1935 и 1975Т1

Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
АД31Т5	235	190	11
1935	320	250	16
1975Т1	510	460	14

Стоит отметить, что сплав 1975 обладает хорошей технологичностью при прессовании, наряду с высокой прочностью, пластичностью, свариваемостью и коррозионной стойкостью.

Сравнительные расчеты конструкций из алюминиевых сплавов, проведенные авторами работы [3], показали, что ощутимый эффект от снижения массы конструкций имеет место при увеличении прочностных свойств до определенного уровня.

Принимая во внимание, что технология прокатки сплавов системы Al–Mg и в частности сплавов АМг5 и АМг6 достаточно хорошо изучена, она и была выбрана в качестве основы для разработки технологии производства деформированных полуфабрикатов из новых экономно легированных сплавов системы Al–Mg с добавками Sc, РЗМ и ПМ с учетом дальнейшей корректировки на основании результатов опытных опробований.

Высокий уровень свойств сплавов со скандием делает их перспективным материалом для применения в авиа- и судостроении. Однако достижение высоких прочностных свойств алюминиевых сплавов зачастую идет в ущерб их технологичности. Разработка новых сплавов, имеющих существенно более высокие прочностные характеристики, технологичность и надежность позволит решить эту проблему. Внедрение таких сплавов позволит не только повысить надежность и ресурс конструкции, но и снизить ее массу и металлоемкость.

Единственным препятствием широкому использованию алюминиевых сплавов со скандием является высокая стоимость: введение в алюминиевые сплавы скандия в количестве 0,1% удваивает стоимость деформированных полуфабрикатов. Если учесть, что в промышленных алюминиевых сплавах со скандием его содержание составляет в среднем около 0,2%, то стоимость полуфабрикатов из этих сплавов оказывается примерно в 4 раза выше стоимости полуфабрикатов из традиционных алюминиевых сплавов.

Перспективным направлением решения этих задач является создание сплавов на основе системы Al–Mg, комплексно легированных ПМ, в частности с минимальным содержанием

скандия [6]. Комплексное легирование сплавов ПМ позволит снизить содержание дорогостоящего скандия без ущерба в свойствах. Увеличение объема выпуска и потребления полуфабрикатов из алюминиевых сплавов со скандием будет непременно сопровождаться уменьшением их стоимости.

1.2 Выбор технологии получения деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов системы Al–Mg

Технологии получения готовых изделий, в особенности длинномерных, являются многоцикловыми и включают множество промежуточных технологических операций.

Современные прокатные цехи по изготовлению листовой продукции из легких сплавов отличаются большими масштабами производства, поточным расположением оборудования, высоким уровнем механизации и автоматизации.

Высокие требования к качеству и свойствам листовых полуфабрикатов определяют сложность и многооперационность технологического процесса их изготовления. В зависимости от особенностей оборудования, программы выпуска, свойств сплавов, технических условий на готовую продукцию и прочего, на заводах технологические процессы изготовления листов могут быть различными. Однако основы для каждого процесса являются общими.

Существует несколько вариантов технологии, предусматривающих различную последовательность выполнения подготовительных операций перед горячей прокаткой.

Ниже приведены два варианта технологии подготовки слябов из магналиев, которые реализуются на практике.

Первый вариант состоит из следующих операций:

- резка литого сляба на части с обрезкой концов;
- фрезерование;
- наложение плакирующих планшет;
- гомогенизирующий отжиг с нагревом перед прокаткой;
- горячая прокатка.

Второй вариант включает:

- гомогенизацию;
- горячую прогладку на двухвалковом стане с незначительными обжатиями;
- горячую правку на роликовой правильной машине;
- резку сляба на части с обрезкой концов;
- фрезерование;
- наложение плакирующих планшет;

- нагрев перед прокаткой;
- горячую прокатку.

Из обоих вариантов технологии первый требует минимума подготовительных операций. Однако для его осуществления необходим слиток, свободный от литейных напряжений, который может выдержать холодную резку сразу после литья.

Второй вариант содержит дополнительные операции: проглажку гомогенизированного слитка с последующей роликовой правкой и обязательное разделение операций гомогенизации и нагрева перед прокаткой. Отечественные предприятия обычно используют второй вариант.

Горячая прокатка является основной операцией в технологическом цикле производства листовых полуфабрикатов из алюминия и его сплавов. Путем горячей прокатки из магналиев изготавливают листы и плиты. Преимущественная часть продукции поступает в виде рулонов толщиной 2,5 - 10 мм для последующей холодной прокатки (таблица 1.6).

Таблица 1.6 – Сортамент листов из сплавов системы Al-Mg, получаемых горячей прокаткой [38]

Состояние листов	Марка сплава	Размеры листов, мм	
		толщина	наибольшая длина
Горячекатаные без термообработки	AMг2, AMг3, AMг5, AMг6	5 – 80	10000
Отожженные	AMг2, AMг3, AMг5, AMг6	5 – 10	7000
Нагартованные	AMг2, AMг6	5 – 10	7000
Полунагартованные	AMг2, AMг3	5 – 10	7000

Современная технология прокатки алюминиевых сплавов базируется на использовании крупногабаритных слитков, получаемых методом полунепрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор, что обеспечивает высокую производительность, стабильность процесса и качество горячекатаных полуфабрикатов.

По сечению плоские слитки из магналиев можно разделить на две основные группы:

- слитки прямоугольного сечения для сплавов AMг1 и AMг2;
- слитки фасонного сечения для высоколегированных сплавов AMг3, AMг4, AMг5 и AMг6 с выпуклыми боковыми гранями треугольной формы. Для труднодеформируемых сплавов в настоящее время используют слитки с определенным радиусом закругления боковых граней.

Отличительная особенность литья плоских слитков этих групп сплавов состоит в том, что кристаллизатор и слиток интенсивно охлаждаются водой. Высокие скорости охлаждения при литье слитков затрудняют процессы диффузии в твердой фазе, вызывая неравномерную кристаллизацию, приводящую к химической и структурной неоднородности литого материала - внутрикристаллической ликвации, которая резко снижает пластичность слитка.

Отсюда вытекает необходимость гомогенизации слитков, которая в технологическом процессе производства катаных полуфабрикатов является первой термической обработкой, которой подвергают слиток с неоднородной термодинамически неустойчивой структурой. После гомогенизации структура слитков становится более однородной, уменьшается количество трещин при первых проходах горячей прокатки, что позволяет увеличить степень обжатия при горячей обработке давлением, улучшается состояние кромки, т. е. уменьшает рванины горячекатаных полос. За счет уменьшения внутренних напряжений повышается пластичность. Пластическая деформация, измельчающая структуру литого сплава, ускоряет гомогенизацию. В связи с этим в некоторых случаях выгодно гомогенизировать не слиток, а уже деформированную заготовку.

Гомогенизацию часто совмещают с операцией нагрева перед горячей обработкой давлением. Прокатку низколегированных алюминиевых сплавов можно начинать с температуры гомогенизации. Температура начала горячей прокатки слитков высоколегированных сплавов, как правило, ниже температуры гомогенизации, поэтому металл перед прокаткой охлаждают.

Прокатку слитков из магналиев производят с использованием плакировки, которая осуществляется путем горячей прокатки фрезерованного сляба с наложенными на него с обеих сторон планшетами – листами алюминия. Зачастую плакирующий слой предназначен для защиты основного металла от коррозии, однако плакирование позволяет защитить поверхность слитков от разрушения на первых проходах горячей прокатки, также с помощью плакировки можно придать металлу особые физические или химические свойства. Неправильно выбранная величина обжатия в первом проходе может привести либо к неприварке планшетов (малые обжатия), либо к разрывам и образованию складок. Также невозможно получить качественную сварку, если покрывать нагретые слитки холодными планшетами или допускать попадание между ними различных загрязнений.

Выбор рациональных размеров планшетов и обжатий в первых двух проходах обеспечивает высокую прочность сцепления и равномерность плакирующего слоя. В первом проходе планшеты получают более высокое обжатие, чем слиток, поэтому их длину всегда берут на 10 - 25 % меньше длины плакируемой части слитка.

Заготовки из слитков высоколегированных сплавов прокатывают, как правило, поперек направления литья, что связано со склонностью таких слитков к раскрытию в начальный период горячей прокатки. Для предупреждения этого явления боковым узким граням слитка придают не плоскую, а выпуклую форму, например, треугольную. Благодаря поперечной прокатке и хорошей обрабатываемости резанием плоские слитки высоколегированных сплавов

отливают обычно кратными отдельной заготовке, длину которой выбирают с учетом ширины листа.

Высокие требования к качеству и свойствам листовых полуфабрикатов определяют сложность и многооперационность технологического процесса их изготовления. Однако основы для каждого процесса являются общими.

Процесс горячей прокатки заключается в обжатию заготовки валками в области температур, превышающих температуру рекристаллизации. При горячей прокатке одновременно протекают два процесса: упрочнение материала в результате деформации и разупрочнение вследствие рекристаллизации. Соотношение скоростей этих процессов определяет структуру и свойства горячекатаных полуфабрикатов.

При разработке технологического процесса прокатки необходимо определить оптимальную температуру нагрева слитков перед прокаткой, скорость их нагрева и время выдержки при данной температуре. Прокатку необходимо вести при максимально высоких допустимых температурах. Установлено, что чем выше температура горячей прокатки, тем меньше размер зерна после отжига. Ориентировочно выбрать температуру горячей прокатки можно по диаграммам пластичности рассматриваемых сплавов [39].

При выборе температур горячей прокатки необходимо учитывать фазовые превращения, которые происходят в сплаве при данных температурах и степенях деформации, чтобы в процессе прокатки более полно могла пройти рекристаллизация сплава. Продолжительность нагрева сплавов должна быть такой, чтобы произошел равномерный прогрев сляба по всему сечению. Алюминиевые сплавы обладают большой теплопроводностью поэтому перепад температуры в процессе нагрева слитков даже при высоких скоростях незначителен. Медленный высокотемпературный нагрев слитков может приводить к окислению поверхности, что особенно опасно для плакируемых сплавов, так как ухудшается качество приварки планшетов, особенно по боковым кромкам. В таблице 1.7 приведены температурные интервалы прокатки магналиев на полунепрерывном стане.

Таблица 1.7 – Температурные интервалы горячей прокатки листов из сплавов системы Al-Mg [38]

Марка сплава	Температура металла, °С		
	перед прокаткой	перед непрерывной пятиклетевой группой	после прокатки
АМг2	450 – 500	450 – 470	350 – 360
АМг3	410 – 450	390 – 420	310 – 330
АМг5	410 – 450	410 – 450	360 – 370
АМг6	430 – 470	410 – 450	360 – 370

На основе теоретических и практических основ обработки металлов давлением принято считать, что для успешного проведения горячей обработки металлов давлением необходимо создание наиболее благоприятных условий при деформации в отношении трех основных факторов - структурного, температурно-скоростного и механического.

На основании работ по исследованию течения металла в зоне деформации при прокатке алюминиевых сплавов [40-43] можно утверждать, что характер течения металла в очаге деформации также влияет на процесс горячей прокатки. Неравномерность скоростей течения металла по сечениям может привести к неравномерному распределению напряжений. В результате понижаются пластические свойства металла и возникают остаточные напряжения. Кроме того, снижается производительность прокатки и ухудшается качество продукции.

В работе [38] говорится, что вследствие неравномерности деформации скорость рекристаллизации в поверхностных слоях больше, так как они испытывают большую деформацию, чем внутренние слои. Это снижает в них температуру начала рекристаллизации.

Кроме того, поверхностные слои сляба стремятся к большей вытяжке и уширению, чем внутренние слои, благодаря чему в первых возникают напряжения сжатия, а во вторых дополнительные напряжения. Дополнительные напряжения в сочетании с неравномерностью структурных свойств могут создавать при горячей прокатке ряд отрицательных явлений в виде раскрытия слябов, растрескивания кромок и поверхности.

В связи с этим актуальным является моделирование процесса прокатки с использованием современных программных комплексов, которое, позволяет снизить трудо- и энергозатраты на проведение экспериментальных исследований. Программные комплексы, такие как: MSC.SuperForge («MSC.Software»), QForm («QuantorSoft»), DeformTM(«ScientificFormingTechnologies») ANSYS, Abaqus, QFORM и др., основаны на методе конечных элементов (МКЭ). В основе МКЭ лежат две главные идеи: дискретизация исследуемого объекта на конечное множество элементов и кусочно-элементная аппроксимация исследуемых функций [44, 45] и с его применением моделируются многие процессы обработки металлов давлением [46-50]. Так при помощи программного комплекса Deform 3D в работе [46] проведено моделирование формоизменения и температурно-скоростных параметров горячей листовой в результате которого установлены особенности течения металла, кинематики и тепловых условий обработки алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc. В этом комплексе для прогнозирования разрушений материала при горячей прокатке применяется критерий Кокрофта-Латама [46, 51-55]. Критерий разрушения Кокрофта-Латама $C_{К-Л}$ основан на оценке полной работы деформации на единицу объема в точке разрушения

$$C_{К-Л} = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon, \quad (1.1)$$

где ε_i - накопленная интенсивность деформации в момент разрушения; σ_1 - главное растягивающее напряжение; σ_i - интенсивность напряжений по Мизесу.

При выполнении условия $C_{к-л} \geq C^{\text{пред}}$ должно происходить разрушение металла. Для определения предельной деформации ($C^{\text{пред}}$) необходимо проводить физическое деформирование образцов до разрушения (на испытательном комплексе Gleeble или других установках) и определять в тот же момент времени значение разрушения, смоделированное в программных комплексах при различных температурах.

На определенном этапе обработки применение горячей прокатки становится невозможным, по ряду причин. Из-за интенсивного охлаждения тонких полос и лент возрастает давление при прокатке. При горячей прокатке не удастся получить высокое качество поверхности и заданные механические свойства и структуру. Далее реализуют процесс холодной прокатки, которым получают листы в соответствии с ГОСТ 21631-76.

Холодную прокатку следует вести с максимальными обжатиями за проход, при этом учитывая механические свойства и качество исходной заготовки.

В процессе холодной деформации происходит упрочнение металла, в результате которого пластические свойства уменьшаются. Начиная со степени деформации 45-55 %, относительное удлинение у алюминия и почти всех его сплавов примерно одинаково и составляет 3-6 %. Однако способность к дальнейшей холодной прокатке у них различная. Следовательно, относительное удлинение не может служить критерием для выбора режима обжатий. Таким критерием является деформация, при которой происходит образование трещин по кромкам. При этом, если обжатие за проход не настолько велико, чтобы привести к растрескиванию кромок, суммарная деформация при прокатке твердых сплавов может достигать 60-92 % и свыше 95 % для мягких. Обжатие за проход должно быть максимально возможным, так как малые деформации ухудшают качество поверхности, выкатку и, увеличивая число проходов, резко снижают производительность станов.

Согласно работам [56, 57] сплавы АМг5 и АМг6 можно прокатывать без промежуточного отжига со степенями суммарной деформации $\leq 50\%$. Качество поверхности холоднокатаных полуфабрикатов определяется качеством горячекатаной заготовки, состоянием валков, типом, количеством и чистотой технологической смазки.

Для сварки листовых полуфабрикатов широко применяется сварочная проволока. Проволоку изготавливают круглого, фасонного и периодического сечения из черных и цветных металлов, а также различных сплавов. В зависимости от назначения к проволоке предъявляются различные требования. Конкретные показатели качества устанавливаются в стандартах и технических условиях. Требования, предъявляемые к холодноотянутой алюминиевой проволоке, приведены в действующих отечественных и зарубежных стандартах ГОСТ 7871-75, ГОСТ

4784-97, ASTM B211-03, EN 573-3, EN 515, EN 485-1, EN 485-2, EN 485-3, EN 485-4.

В литературе подробно рассмотрено получение заготовок для волочения проволоки методами литья и обработки металлов давлением. Литые заготовки небольшого сечения получают с помощью электромагнитного кристаллизатора (ЭМК) и литья в изложницы. Также изучены методы дискретного прессования слитков и гранул [58]. Имеются сведения о получении длинномерных заготовок для волочения при помощи сортовой прокатки. Главными недостатками таких технологий являются многооперационность, энергозатратность и дискретность (прерывистость).

В общемировой практике металлообработки особую актуальность приобретает направление совмещенных методов обработки, что подразумевает объединение процессов литья-кристаллизации-формоизменения в одну непрерывную линию. В основном, такие методы применяются для получения длинномерных полуфабрикатов из цветных металлов и сплавов. В научно-технической литературе имеются сведения об успешном применении схемы обработки литой заготовки, полученной в электромагнитном кристаллизаторе, методом совмещенной прокатки-прессования (СПП) и методом бесслитковой прокатки-прессования (БПП) для малопластичных алюминиевых сплавов [59].

В работе [60] авторами подробно рассматривается метод БПП с описанием формоизменения и энергосиловых параметров процесса. Полученные данным методом полуфабрикаты в виде катанки, обладают высокими пластическими свойствами за счет дополнительной знакопеременной деформации. Такой характер деформации позволяет повысить скорость экструдирования и, соответственно, повысить производительность за счет исключения многочисленных трудоемких операций, сократить производственные площади и повысить энергоэффективность процесса. Полуфабрикаты, полученные таким методом, как нельзя лучше подходят в качестве заготовок для производства проволоки, т.к. имеют мелкозернистую структуру и довольно высокие пластические свойства.

Вследствие развития машиностроительной отрасли возрастает потребность в сварочной проволоке, которая также широко используется для соединения конструкций летательных аппаратов в авиационно-космической промышленности и для сварки различных деталей в судостроении.

К показателям качества проволоки относят: геометрические характеристики, механические характеристики материала, качество поверхности, структуру металла, нарушения сплошности при технологических испытаниях, коррозионную стойкость.

В соответствии с ГОСТ 7871-75 сварочную проволоку производят из:

- технически чистого алюминия (СвА99, СвА97, СвА85Т, СвА5);
- сплава алюминий-марганец (СвАМц);

- сплавов алюминия с магнием (СвАМг3, СвАМг5, Св1557, СвАМг6, СвАМг63, СвАМг61);
- сплавов алюминия с кремнием (СвАК5, СвАК10);
- сплава алюминия с медью (Св1201).

Среди зарубежных аналогов наиболее широко используется проволока марки 4043 (отечественный СвАК5) и 5356 (отечественный СвАМг5).

Наиболее часто для сварки алюминиевых сплавов используется проволока марок СвАК5, СвАК10, предназначенная для сварки авиалей, а также для ремонта и исправления дефектов отливок из низколегированного силумина. Такая проволока имеет относительно низкую температуру плавления, хорошую жидкотекучесть и, по сравнению с проволокой из алюминиево-магниевого сплава, дает меньше дыма при сварке, поэтому облегчает визуальное наблюдение за сварочной ванной. Недостатком сварного шва, выполненного из такой проволоки, является малая пластичность при высоких прочностных свойствах. Проволока марки СвАМг5 предназначена для сварки алюминиево-магниевого сплава, авиалей, а также для сваривающихся тройных сплавов алюминий-цинк-магний. На основе данных [61] можно сделать вывод, о том что для производства сварочной проволоки очень широко используются алюминиево-кремниевые сплавы АК5 и АК12 (силумины), а также алюминиево-магниевого сплавы АМг6, АМг3 и др.

Общим правилом при сварке алюминиевых сплавов является то, что металл сварочной проволоки должен примерно соответствовать по химическому составу металлу детали. Исключением являются сплавы алюминия с магнием, для сварки которых (из-за интенсивного испарения магния) следует использовать проволоку с содержанием магния большим, чем в детали. Эффективность производства проволоки определяется качеством и затратами на ее изготовление, которые формируются в производственном процессе, основу которого составляет технологический процесс.

Принципиальная технологическая схема изготовления проволоки в массовом производстве включает операции подготовки структуры (термообработка) и поверхности заготовки к деформации, холодную пластическую деформацию, специальные и отделочные операции [62]. Часть из этих операций может периодически повторяться. Основной операцией при производстве проволоки является пластическая деформация.

Любой способ ОМД принципиально определяется тремя основными факторами: механической схемой деформации, температурно-скоростными условиями, неравномерностью распределения деформации [63].

Механическая схема деформации определяется схемами главных напряжений и деформаций. Схема главных деформаций влияет на величину зерна, форму и распределение включений, текстуру металла. Схема главных напряжений (напряженное состояние) влияет на

сопротивление деформации, деформируемость металла и пластические свойства готовой проволоки. При деформировании заготовок из одинакового материала одной и той же формы и массы, но разными методами (волочением, прокаткой, прессованием и др.) деформируемость заготовок будет неодинаковой из-за различной механической схемы деформации (схемы напряженно-деформированного состояния) [64, 65].

Напряженное состояние характеризуется распределением в объеме металла действующих напряжений, которые являются результирующими от основных (действующих от внешних сил) и дополнительных напряжений [63]. Дополнительные напряжения возникают в результате неравномерности пластической деформации металла и взаимно уравниваются между объемами металла в соответствии с его целостностью [63]. М. Я. Дзугутовым в работе [64] отмечается, что на деформируемость тела оказывают влияние «основные элементарные переменные технологические факторы», к которым относится равномерность, скорость и дробность деформации тела. При неравномерном характере напряженного состояния в очаге деформации и наличии растягивающих напряжений пластичность (деформируемость) проволоки снижается [64-68].

После снятия нагрузки часть дополнительных напряжений сохраняется в проволоке в виде остаточных, которые также оказывают влияние на свойства проволоки в зависимости от их знака. Высокий уровень растягивающих остаточных напряжений приводит к изменению формы проволоки, снижению ее пластических, прочностных и эксплуатационных свойств или даже разрушению при незначительном нагружении [64-71]. Для обеспечения высокого уровня комплекса механических свойств проволоки процесс пластической деформации должен осуществляться при благоприятном напряженном состоянии. Наиболее благоприятна схема деформации металла – всестороннее сжатие.

Любая проволока должна обладать максимально возможной пластичностью при требуемом уровне прочности. Такое сочетание свойств обеспечивает высокие эксплуатационные характеристики, как для готовой проволоки, так и для проволоки-заготовки для других изделий. Прочностные свойства проволоки зависят от состава металла и его структуры. Состав полностью наследуется от исходной заготовки. Структура наследуется частично, но окончательное ее формирование идет в процессе пластической деформации и термической обработки. Измельчению микроструктуры и улучшению механических свойств металла способствует повышенная деформируемость проволоки. Затраты на производство проволоки формируются на всех переделах от выплавки и разливки до отделочных операций. Значительная их часть возникает при проведении операций термической обработки, которые нужны для получения необходимой структуры и свойств исходной заготовки, восстановления деформируемости передельной проволоки и получения требуемых свойств готовой проволоки.

Термическая обработка значительно увеличивает цикл производства и увеличивает расход энергоресурсов. Кроме того, операции термообработки в теории технологического наследования принято считать «технологическими барьерами» [72]. Для снижения затрат количество промежуточных термообработок при производстве проволоки должно быть минимально необходимым. Для этого проволока должна иметь высокий уровень технологической деформируемости за счет создания благоприятных с точки зрения напряженного состояния условий для деформации.

Ограничением в применении проволоки на основе системы Al–Mg является то, что сварной шов не должен при эксплуатации подвергаться действию температур, превышающих 80 °С. В этой связи актуальным является разработка и исследование технологии получения сварочной проволоки, легированной ПМ, с высоким уровнем пластических и механических свойств сварного шва.

1.3 Анализ свойств сплавов системы Al–Mg, легированных переходными металлами

Деформируемые термически неупрочняемые Al–Mg сплавы (сплавы 5XXX серии в международной классификации [73]) представляют интерес как конструкционный материал для самолетостроения, космической техники, судостроения и других отраслей промышленности благодаря сочетанию целого ряда ценных свойств. Их основными преимуществами являются высокие показатели коррозионной стойкости, хорошая свариваемость и отсутствие необходимости в упрочняющей термической обработке – закалке и старении. Известно, что значения прочности, ударной вязкости, удлинения до разрушения этих сплавов растут с понижением температуры, что дает возможность применять их в качестве конструкционных материалов в области низких температур [74, 75].

К группе деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов относятся сплавы системы Al – Mg (AMg1, AMg2, AMg3, AMg4, AMg5, AMg6, AMg61 и др). Основными путями повышения механических свойств являются: холодная деформация, твердорастворное упрочнение, дисперсионное упрочнение, термомеханическая обработка. Однако упрочнение неизбежно сопровождается снижением пластичности сплава, а сохранение определенного уровня пластичности определяется степенью легирования [30].

Согласно диаграмме состояния системы Al–Mg (рисунок 1.2), при температуре эвтектики в алюминии растворяется 17,4% Mg (в некоторых источниках 16,5%). При понижении температуры растворимость магния резко снижается и в области комнатных температур составляет около 1,4% [76].

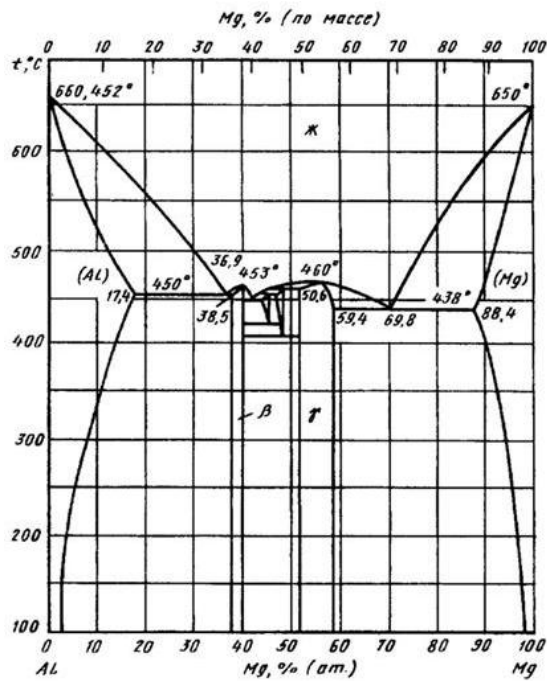


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния системы Al–Mg [76]

Каждый процент (по массе) магния повышает прочность алюминия примерно на 30 МПа при одновременном снижении удельного веса, в соответствии с рисунком 1.3. Однако область использования деформируемых сплавов ограничивается содержанием магния около 6% [77]. Формирование мелкозернистой равномерной структуры в слитках из алюминиевых сплавов является одним из наиболее важных условий получения высококачественных полуфабрикатов.

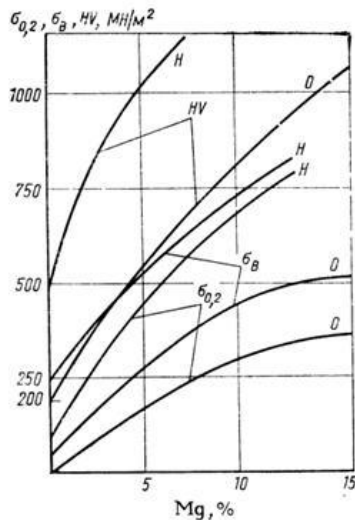


Рисунок 1.3 – Зависимость механических свойств сплавов системы Al–Mg от содержания Mg: Н–нагартованное состояние; О–отожненное состояние [76]

Многочисленные исследования сплавов системы Al–Mg с повышенным содержанием Mg (до 10–11%), показали, что хотя и наблюдается определенное повышение прочностных

свойств (на 50–70 МПа), коррозионная стойкость снижается. Сплавы системы Al–Mg обладают хорошей сопротивляемостью трещинообразованию при сварке. С повышением содержания магния коэффициент трещинообразования уменьшается, однако возрастает пористость сварных соединений из-за повышения концентрации водорода и увеличения температурного интервала плавления (таблица 1.8).

Таблица 1.8 – Свойства сварных соединений сплавов системы Al–Mg

Сплав	$\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$, МПа	Коэффициент ослабления сварного соединения $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}/\sigma_{\text{в}}$	Коэффициент трещинообразования $K_{\text{тр}}$, %	Угол загиба, град
AMg1	90	0,9	15	120
AMg2	170	0,9	10	120
AMg3	210	0,9	5	120
AMg5	240	0,9	10	90
AMg6	290	0,85	5	90
01570	400	0,85	0	100

Сварные соединения этих сплавов ослаблены, по сравнению с основным металлом. Это относится к характеристикам прочности, пластичности и в особенности к характеристикам коррозионной стойкости. Сварные соединения из низколегированных сплавов (до 3% Mg) обладают высокой коррозионной стойкостью.

Сплавы AMg2, AMg3 применяются, главным образом, в виде листов в слабонагруженных сварных конструкциях, способных работать длительное время в достаточно агрессивной коррозионной атмосфере. Сварные соединения с более высоким содержанием магния AMg5, и особенно сплавы AMg6, 01570, также обладают высокой коррозионной стойкостью и более высокими значениями прочности сварного соединения. Однако, при определенных условиях эксплуатации (агрессивная коррозионная атмосфера, длительные низкотемпературные нагревы сварных соединений) могут проявить склонность к коррозии под напряжением и к расслаивающей коррозии (сплав 01570). С целью повышения устойчивости сварных соединений к таким видам коррозии полуфабрикаты перед сваркой следует подвергать ступенчатому отжигу [57]. Полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с 5% Mg (и более) применяют в нагруженных сварных конструкциях в различных отраслях машиностроения, работающих, в том числе, при криогенных температурах. Изделия из сплавов AMg61 и 01570 применяются в авиакосмической технике и судостроении не только в качестве листов и плит, но и в виде сварочной проволоки.

Проведенный анализ патентной литературы [35, 36, 78-107] сплавов системы Al–Mg, легированных РЗМ и ПМ, что наиболее часто используемыми элементами являются Be, Sc, Zr, Ti, Mn, Cr, Fe, Cu, Zn, Si, Li, Ce и др. в соответствии с таблицей 1.9

Таблица 1.9 – Химический состав сплавов системы Al–Mg по патентам [11, 14, 57-86]

№	№ патента	Mg	Sc	Zr	Ti	Be	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn	Li	Ce	Si	It	Cr
[36]	2081933	1,8-2,6	0,1-0,19	0,05-0,015		0,0002-0,005	0,2-0,6									
[78]	1487469	1,2-2,5	0,1-0,3	0,03-0,25	0,10-0,15	0,0005-0,25			0,005-0,25	0,2-0,8		1,8-4,0			0, 005-0,2	
[79]	2081934	5,3-6,5	0,17-0,35	0,02-0,15	0,01-0,25	0,0001-0,005	0,2-0,7									0,01-0,25
[80]	2082808	5,5-6,5	0,36-0,55	0,05-0,25	0,01-0,05	0,0001-0,005	0,5-0,8									0,1-0,25
[81]	2171308	4,5 - 7,0	0,05-0,4	0,05 - 0,15	0,05- 0,2	0,005- 0,1	0,005- 0,3	0,01 - 0,15				1,5 - 3,0				0,005-0,2
[82]	2180929		0,1-0,4	0,08-0,25	0,05-0,2	0,0001-0,001	0,1-0,4			6,0-8,5			0,05-0,15		0,05-0,15	
[83]	2180930		0,06-0,12	0,05-0,12	0,005-0,05	0,0001-0,02		0,02-0,2		3,0-3,5		1,5-1,8	0,05-0,2	0,02-0,15	0,005-0,02	
[84]	2184165	4,8-7,0	0,1-0,30	0,08-0,20	0,01-0,07	0,0002-0,005	0,2-0,5,	0,05-0,30	0,01-0,25							
[85]	2184167	0,01-0,7	0,16-0,35	0,0001-0,04			0,05-0,5	0,01-0,5		3,0-3,8		1,4-1,7				
[86]	2208655	1,5-2,5	0,01-0,3	0,05-0,3		1,5-4,5		0,01-0,1	0,01-0,1	0,2-0,7		1,5-3,0				
[87]	2211872		0,3-5,0					≥0,05		≥0,01				≥0,05		
[88]	2212463	5,3-6,5		0,02-0,17	0,01-0,15	0,0001-0,005	0,6-1,2									0,01-0,25
[89]	2215055	0,7-1,4	0,005-0,4	0,005-0,2	0,01-0,3		0,01-0,5		0,005-0,5	0,6-1,4	0,01-0,8		0,005-0,2	0,6-1,2		0,01-0,3
[90]	2215805	0,01-6,0	0,05-0,6	0,005-0,2	0,005-0,2	0,0005-0,2	0,005-0,6	0,01-1,0	0,005-1,0	0,01-4,5	0,01-1,5	0,5-2,5	0,005-0,2	0,01-1,2		0,005-0,2
[91]	2218437		0,00001-0,35				0,3-1,5	0,05-0,9,	0,001-0,3							
[92]	2225560	0,001-0,2	0,25-0,6				0,3-0,7		0,3-0,8							
[34]	2233345	5,0-5,6	0,16-0,26	0,05-0,12	0,01-0,03	0,0002-0,005	0,15-0,5	0,05-0,12 Fe/Si≥1					0,0002-0,0009			
[93]	2233902	1,6-2,5	0,01-0,35	0,01-0,2	0,01-0,1	0,0001-0,05	0,01-0,1	0,01-0,2		0,8-2,2	6,5-8,0,			0,01-0,15		

По результатам многочисленных исследований [108] установлено, что одним из перспективных легирующих элементов для сплавов системы Al-Mg сплавов является Sc. Первоначально, идея использования скандия для упрочнения этих сплавов была разработана и запатентована в США в 1971 г. [109]. В нашей стране разработкой первых промышленных Al-Mg-Sc сплавов занимались в 70-х гг. под руководством М.Е. Дрица в ИМЕТе и под руководством В.И. Елагина, а также в ЦНИИ КМ «Прометей» [7, 8].

Скандий, используемый в качестве легирующего элемента в алюминиевых сплавах, оказался наиболее эффективным ПМ из всех ранее известных, применительно к данной группе сплавов — выделения фазы Al_3Sc более дисперсные (1–10 нм), чем выделения с другими металлами. Это объясняется тем, что высокая стабильность дисперсных выделений этой фазы в большой степени влияет на формирование ячеистой структуры деформированных полуфабрикатов. Дисперсные частицы интерметаллида в зависимости от температурных и скоростных условий пластической деформации сплава в большей или меньшей степени повышают температуру рекристаллизации и способствуют, в результате высокотемпературных нагревов, получению нерекристаллизованной структуры и дополнительному упрочнению сплава. По мере повышения дисперсности алюминиевых фаз увеличиваются как эффект непосредственного дисперсионного твердения, так и величина структурного упрочнения. Основные принципы легирования и механизмы упрочнения при добавке Sc в Al-Mg сплавы достаточно подробно освещены в литературе [9-13]. В последние годы большое внимание уделяется легированию алюминиевых сплавов ПМ, особенно цирконием и скандием, а также исследованию их влияния на структуру и свойства этих сплавов. В ряде работ установлено [17-22, 110-121], что ПМ оказывают эффективное легирующее и модифицирующее действие на структуру алюминиевых сплавов. Согласно этим данным, упрочняющий эффект от добавок скандия и циркония достигается, во-первых за счет того, что этот элемент является эффективным модификатором и стабилизатором литой структуры, позволяющий получать слитки с недентритной мелкозернистой структурой (рисунок 1.4).

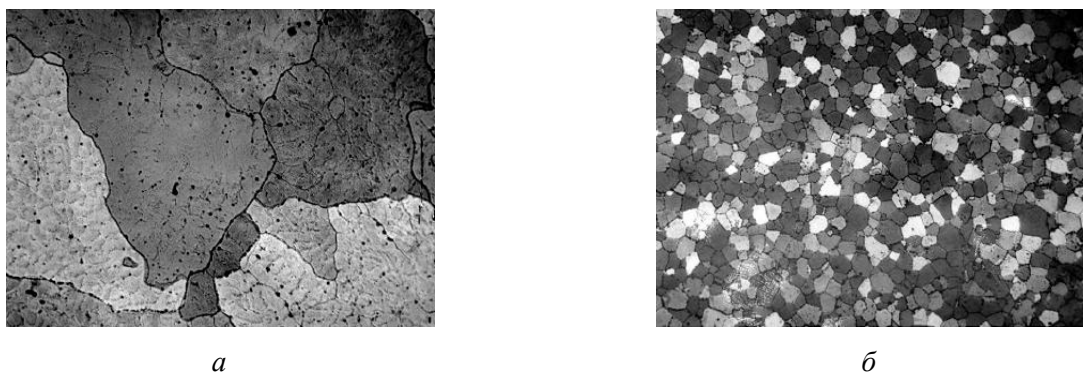


Рисунок 1.4 – Микроструктура слитка сплава Al-Zn-Mg типа 1970: *а* - без Sc;
б - с добавкой 0,2% Sc, $\times 100$ [23]

При наличии дополнительных легирующих элементов 0,1–0,2% (особенно Ti, Zr, Hf) массовая критическая концентрация скандия ($\approx 0,15\text{--}0,35\%$), при которой образуется мелкозернистая структура, существенно уменьшается. Такая структура значительно повышает технологическую пластичность материала при дальнейшей обработке, уменьшает склонность к трещинообразованию при литье.

При добавке скандия температура рекристаллизации холоднодеформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов резко повышается в соответствии с рисунком 1.5 [120], что способствует достижению высоких механических свойств. Причиной такого сильного подавления рекристаллизации заключается в образовании большого количества дисперсных Al_3Sc частиц в объеме материала.

Все полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с добавкой скандия после термической обработки сохраняют нерекристаллизованную структуру, будь то холоднодеформированные листы или проволока. Сохранение нерекристаллизованной структуры является весьма важным фактором для достижения высоких прочностных свойств деформированных полуфабрикатов. При этом технологические параметры производства полуфабрикатов выбираются таким образом, чтобы введенный в сплав скандий максимально вошел в пересыщенный твердый раствор при литье слитков и регламентировано распался при последующих технологических нагревах.

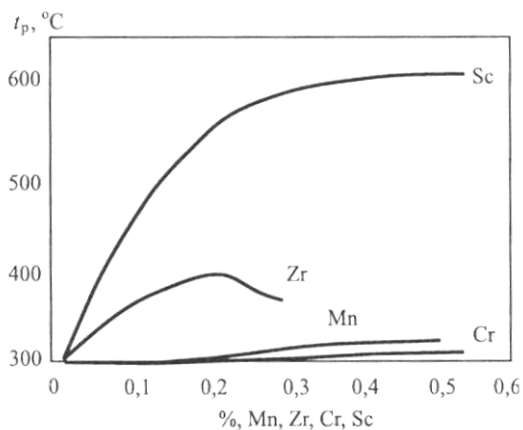


Рисунок 1.5 – Зависимость температуры рекристаллизации листов из алюминиевых сплавов от того или иного легирующего элемента [120]

Важной особенностью влияния добавок скандия в алюминиевые сплавы является то, что частицы Al_3Sc эффективно тормозят рекристаллизацию, не препятствуя прохождению полигонизации, что обуславливает сохранение в определенной степени прочностных характеристик и способствует достижению высокой пластичности, вязкости разрушения. Кроме повышения прочностных характеристик, добавка скандия существенно улучшает свариваемость алюминиевых сплавов и во многих случаях повышает сопротивляемость

коррозии. Сравнительный анализ влияния различных концентраций легирующих элементов на механические свойства алюминиевых сплавов приведен в работе [120]. Показано, что Sc является самым сильным упрочняющим элементом алюминиевых сплавов и его незначительная добавка в 0,2% способствует повышению предела прочности на 80 МПа, а предела текучести более, чем в два раза (рисунок 1.6).

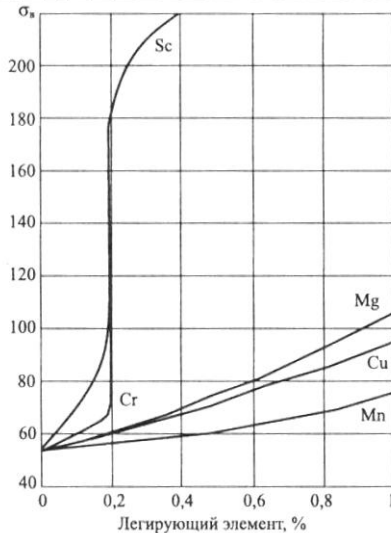


Рисунок 1.6 – Влияние содержания элементов на свойства сплава на основе алюминия

Результаты оценки механических свойств некоторых отечественных Al-Mg сплавов с добавками Sc, полученные авторами работы [120], приведены в таблице 1.10.

Таблица 1.10 – Механические свойства промышленных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg с добавками Sc [120]

Марка сплава	Химический состав	Механические свойства		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
01515	Al – 1% Mg – 0,22 Sc – 0,1 Zr	250	160	16
01523	Al – 2% Mg – 0,22 Sc – 0,1 Zr	275	200	16
01535	Al – 4% Mg – 0,22 Sc – 0,1 Zr	360	280	20
01545	Al – 5% Mg – 0,22 Sc – 0,1 Zr	380	290	16
01570	Al – 6% Mg – 0,4 Mn – 0,22 Sc – 0,1 Zr	400	300	15

Проведенный анализ свойств сплавов системы Al-Mg-Sc дал возможность предложить для использования в промышленности экспериментального сплава этой системы Р-1580 содержанием скандия 0,10-0,12 % и циркония 0,11-0,14 %. В ходе выполнения проекта 03.G25.31.0265 «Разработка экономнолегированных высокопрочных Al-Sc сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве» в рамках Программы реализации

комплексных проектов по созданию высокотехнологичного производства, утвержденных постановлением Правительства РФ от 9 апреля 2010 г. №218 коллективом ученых ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» были проведены исследования деформационного поведения данного алюминиевого сплава в условиях горячей деформации [121]. Это позволило оптимизировать технологические режимы обработки металла и обеспечить требуемый уровень его механических свойств, структурное и текстурное состояния. В результате исследований горячей деформации кручением образцов, вырезанных из литого гомогенизированного слитка, получали данные о реологических свойствах нового сплава Р-1580, экономно легированного скандием. Кручение образцов осуществлялось на симуляторе термомеханических процессов Gleeble 3800 (рисунок 1.7, *а*) с использованием модуля Torsion (рисунок 1.7, *б*).

*а**б*

Рисунок 1.7 – Общий вид комплекса Gleeble 3800 (*а*) и модуля для кручения Torsion (*б*)

Испытания на кручение проводились на цилиндрических образцах общей длиной 165 мм и радиусом 7 мм. Длина рабочей зоны составляла $L = 20$ мм, а ее радиус $R = 5$ мм (рисунок 1.8).



Рисунок 1.8 – Внешний вид образца для испытаний на кручение

Методика испытаний заключалась в следующем. Один конец образца неподвижно фиксировался в захватах, ко второму (подвижному) концу прикладывалось скручивающее усилие. Температуру образца фиксировали хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части рабочей зоны. Образцы нагревались до температуры деформации со скоростью 3 °С/с. После достижения заданной температуры следовала изотермическая

выдержка в течение 10 минут для выравнивания температуры по объему образца. Деформация осуществлялась при температурах 350, 375, 400, 425 и 450 °С до разрушения.

В процессе эксперимента фиксировался угол скручивания θ и скручивающий момент M . Эквивалентная деформация ε и эквивалентные напряжения σ рассчитывались по выражениям [122]:

$$\varepsilon = \frac{R\theta}{\sqrt{3}L}, \quad (1.2)$$

$$\sigma = \frac{\sqrt{3}M}{2\pi R^3}(3 + n + m), \quad (1.3)$$

где L и R – соответственно длина и радиус рабочей зоны образца; θ – угол скручивания; M – скручивающий момент; n – коэффициент деформационного упрочнения, $m = 0,1$ – показатель скоростной зависимости напряжений в интервале скоростей деформации, близких к 10 с^{-1} .

В качестве коэффициента деформационного упрочнения принято значение n . Во всех проведенных экспериментах деформация осуществлялась со скоростью 10 с^{-1} , характерной для скорости прокатки в реверсивном стане. Первичные диаграммы кручения в осях «угол скручивания – скручивающий момент» представлены на рисунке 1.9, *a, в, д*, а перестроенные в координатах «эквивалентная деформация – эквивалентное напряжение» по выражениям (1.2) и (1.3) – на рисунке 1.19, *б, з, е*.

Угол скручивания, при котором начинается интенсивное падение скручивающего момента, принят за начало разрушения образцов. В интервале температур деформации 425–450 °С разрушение начинается после скручивания на угол порядка 6 радиан. Понижение температуры деформации до 400 °С приводит к некоторому росту пластичности: угол скручивания до начала разрушения увеличивается до 7 радиан.

Последующее понижение температуры деформации ниже 400 °С привело к значительному падению пластичности. Так в интервале температур деформации 350–375 °С угол скручивания до начала разрушения находится в диапазоне 4,5–5,3 радиан с минимальным значением при температуре 375 °С.

По результатам проведенных исследований было установлено, что образец, деформированный при этой температуре, в отличие от других образцов, испытал разрушение не в центре рабочей зоны, а на расстоянии 1/3 от ее края, так что провал пластичности при 375 °С может быть случайным выбросом. Ограниченное количество образцов не позволило сделать повторное испытание при этой температуре. Однако падение пластичности в интервале 350–360 °С по сравнению с интервалом температур деформации 400–450 °С не вызывает сомнений. Наряду с вышеперечисленными достоинствами алюминиево-магниевых сплавов они

обладают высокой стойкостью к коррозии, что объясняется образованием на поверхности плохо растворимой оксидной пленки.

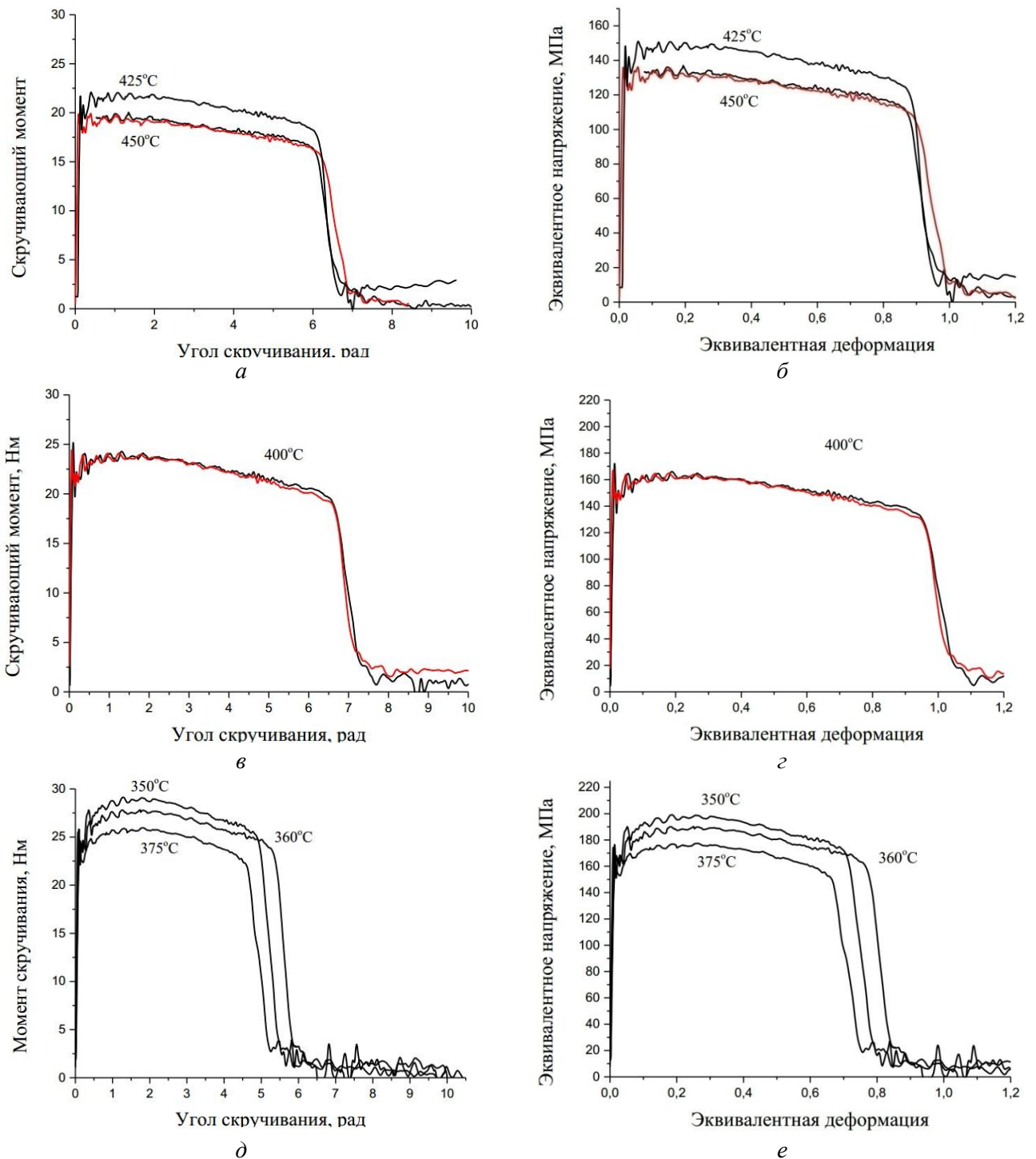


Рисунок 1.9 – Первичные кривые кручения со скоростью 10 с^{-1} (а, в, д) и диаграммы кручения со скоростью 10 с^{-1} в осях «эквивалентная деформация – эквивалентное напряжение» (б, з, е): красные линии – повторные испытания

Сплавы системы Al–Mg подвергаются только отжигу для уменьшения нагартовки, если для получения полуфабрикатов применяли холодную деформацию. Отжиг для горяче- и

холоднодеформированных полуфабрикатов, содержащих более 5% магния, повышает их сопротивление расслаивающей коррозии и коррозии под напряжением. Отжиг сплавов системы Al–Mg производится при температуре 310 – 335 °С в течение 1 – 2 часов с последующим охлаждением на воздухе. Высоколегированные сплавы АМг5, АМг6, АМг61, 01570 для повышения их сопротивления коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии при охлаждении с температуры отжига необходимо делать выдержку при 250 – 260 °С в течении 1 часа, а затем охлаждать с нерегламентированной скоростью. При отсутствии возможности проведения ступенчатого отжига температура охлаждения не должна превышать 30 °С/ч [57].

Однако применению алюминиевых сплавов способствует протекание коррозионных процессов, отрицательно влияющих на надежность и долговечность деталей и конструкций из этих сплавов. В результате воздействия агрессивных сред возможно возникновение наиболее опасного вида коррозии – коррозии под напряжением. Опасность такого вида коррозии заключается в неожиданном разрушении деталей из-за одновременного воздействия коррозионной среды и растягивающих напряжений.

И.Н. Ганиевым в работах [123-125] исследовано влияние содержания скандия на коррозионную стойкость алюминиевых сплавов и говорится, что скандий смещает электродный потенциал алюминия в положительную область. В таблице 1.11 приведены полученные в данной работе следующие электрохимические характеристики: $E_{св.кор}$ – потенциал свободной коррозии; $E_{пп}$ – потенциал полной пассивации; $E_{по}$ – потенциал питтингообразования; $I_{пп}$ – плотность тока полной пассивации; $I_{рпс}$ – плотность тока растворения из пассивного состояния.

Таблица 1.11 – Влияние магния и скандия на электрохимические характеристики алюминия в среде 3%NaCl [123]

Mg	Sc	Электрохимические характеристики					
		масс.%	$E_{св.кор.}, В$	$E_{пп}, В$	$E_{по}, В$	$I_{пп}, мА/см^2$	$I_{рпс}, мА/см^2$
0,01	0,01		0,72	1,27	0,65	0,32	0,16
0,01	0,05		0,73	1,26	0,65	0,25	0,13
0,05	0,05		0,74	1,28	0,67	0,29	0,13
0,10	0,05		0,85	1,34	0,67	0,25	0,10
0,20	0,05		0,85	1,35	0,67	0,25	0,10
0,5	0,05		0,87	1,30	0,69	0,28	0,12
Al-остальное			0,76	1,32	0,68	0,35	0,17

Так, у алюминия электродный потенциал за 1 ч выдержки составляет -1,04 В, а у алюминиевого сплава с 2,0% скандия потенциал составляет -0,810 В. В работе [123] объектами исследования были выбраны низколегированные сплавы с содержанием магния до 1%, т.к.

увеличение содержания магния до 6 % приводит к снижению коррозионной стойкости в связи с выделением фазы Al_8Mg_5 не только внутри зерен, но и по границам твердого раствора.

В работе [126] указывается, что коррозия металлов начинается с кристаллических и структурных несовершенств и что в основном коррозия протекает на специфических кристаллических участках, которые обладают повышенной энергией и таким образом более легко переходят в раствор.

Кристаллические несовершенства могут порождаться наличием инородных атомов с диаметром, отличающимся от диаметра атомов основы, которая их размещает при внедрении. Кроме того, границы зерен твердых растворов представляют собой область стыка двух кристаллических решеток различной ориентации, более того, это области скопления неметаллических включений, которые способны сделать границы зерен областью, благоприятствующей коррозии [127]. Именно на этих участках в основном происходит локальное активирование пассивных поверхностей, приводящее к развитию питтинговой коррозии. Питтинги могут возникать вблизи неметаллических включений различной природы, хотя последние могут сильно отличаться между собой по активности. В таблице 1.12 приведена скорость коррозии алюминия в зависимости от содержания легирующих элементов.

Таблица 1.12 – Скорость коррозии алюминия, легированного магнием и скандием в среде 3% NaCl + 0.1% H₂O₂

Mg, мас. %	Sc, мас. %	Скорость коррозии $K \cdot 10^{-2}$, г/м ² ·ч
0,05	0,05	1,50
0,10	0,05	0,96
0,15	0,05	1,10
0,20	0,05	1,09
0,50	0,05	1,32
Al-остальное		1,78

Одним из результатов является перспектива использования скандия в качестве микродобавки в алюминий и его сплавы, которая одновременно выступает в роли раскислителя и модификатора [2].

В связи с этим одной из актуальных задач, стоящих перед металлургической промышленностью, является разработка новых экономно легированных сплавов, которые бы сочетали высокие механические и эксплуатационные характеристики. Получение из таких сплавов деформированных полуфабрикатов методами обработки металлов давлением, а именно листов и проволоки, позволит снизить массу и себестоимость изделий без потери прочности и коррозионной стойкости [128-130].

1.4 Выводы по главе и постановка задач

Анализ научно-технической литературы позволил сделать следующие выводы.

1. Масштабное потребление полуфабрикатов из сплавов системы Al-Mg в таком сегменте промышленности, как машиностроение, делает актуальной задачу повышения весового совершенства крупногабаритных конструкций, которые находятся в сложнапряженном состоянии и подвергаются воздействию агрессивных сред, а также знакопеременным нагрузкам.

2. Высокие требования по надежности конструкций и экономическим показателям создают предпосылки для разработки новых сплавов, имеющих существенно более высокие прочностные характеристики, технологичность и надежность в сравнении с уже существующими сплавами. Одним из таких решений является создание сплавов, комплексно легированных ПМ и РЗМ, в частности скандием. Комплексное легирование сплавов ПМ позволит снизить содержание дорогостоящего скандия без потери свойств.

3. Оптимизация существующих технологий производства листового проката из известных и новых свариваемых деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов, обладающих высокими показателями прочности и коррозионной стойкости, приведет к повышению энергоэффективности процессов и увеличению объема выпуска. Это повлечет за собой рост потребления полуфабрикатов из алюминиевых сплавов со скандием, что в свою очередь будет непременно сопровождаться уменьшением их стоимости и расширением рынка сбыта.

4. Для моделирования процессов прокатки широко применяются программные комплексы, в основе которых лежит метод конечных элементов, и одним из таких комплексов является программный пакет объемного моделирования Deform 3D, опыт применения которого для анализа процесса горячей прокатки сплавов системы Al-Mg имеется в научно-технической литературе.

5. Сварочную проволоку для изготовления сварных конструкций также производят из сплавов системы Al-Mg, в связи с чем актуальным является разработка технологий ее производства из новых сплавов этой системы, легированных скандием.

На основании вышеизложенного, сформулированы цель и задачи исследований, представленные во введении.

ГЛАВА 2 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc

Исследования проводили для двух сплавов системы Al-Mg-Sc, химический состав которых приведен в таблице 2.1. Первый сплав 01570 был выбран на основании проведенного обзора научно-технической литературы, при этом было выявлено, что этот сплав является широко применяемым в различных отраслях промышленности, а полуфабрикаты из него обладают высокими показателями прочности и коррозионной стойкости. Однако широкое применение сдерживается его стоимостью, так как содержание дорогостоящего скандия в данном сплаве составляет 0,17-0,35 масс.%. Второй сплав P-1580 был предложен сотрудниками инженерно-технологического центра компании РУСАЛ, и содержание в нем скандия было снижено до 0,12 %, что почти в три раза меньше, чем в сплаве 01570. При этом проведенные ранее исследования [131-144] показали, что механические свойства этого сплава не уступают сплаву 01570.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сплавов, масс.%

Сплав	Содержание элемента, масс.%											
	Mg	Mn	Si	Sc	Zr	Ti	Cr	Fe	Cu	Zn	Ni	Al
01570	5,0-5,2	0,60	0,20	0,25	0,10	0,02	0,16	0,2	0,01	0,10	-	Основа
P-1580	5,27	0,49	0,13	0,12	0,13	0,02	0,15	0,16	0,011	0,01	0,006	Основа

Результаты исследований реологических свойств этого сплава (см. раздел 1.3) позволили создать базу данных, необходимую для моделирования процессов обработки в программном пакете DEFORM3D. Поэтому на первом этапе исследований было выполнено 3D моделирование процесса горячей прокатки для различных условий обработки и применения промышленных прокатных станов.

2.1 Выбор сплава для моделирования

Анализ научно-технической и патентной литературы (см. раздел 1) выявил недостатки известных сплавов системы Al-Mg-Sc, основными из которых являются либо низкие прочностные свойства, либо чрезмерно высокая себестоимость продукции из них из-за высокого содержания скандия в составе сплавов и других ПМ. Чтобы решить одну из наиболее важных задач, продиктованную современным уровнем развития алюминиевой промышленности и машиностроения, была проведена работа по отработке состава сплава и

предложены технические решения. Основные результаты исследований изложены в работах [131–144].

Анализ патентной литературы показал, что имеется сплав [95], в котором содержание скандия находится в интервале 0,1-0,2 мас.%. Недостатком изделий из данного сплава являются их низкие прочностные свойства в горячедеформированном состоянии.

Также известен конструкционный деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия [34] с содержанием скандия 0,16-0,26 мас. %. Сплав имеет недостаточно высокие прочностные свойства при хорошей деформируемости, высокой коррозионной стойкости и хорошей свариваемости.

Наиболее распространено применение термически неупрочняемого Al-Mg-Sc сплава 01570 [36]. Данный сплав содержит 0,17-0,35 мас.% дорогостоящего скандия. Недостатком этого сплава является его невысокая технологическая пластичность, что не позволяет применять сложные схемы напряженно-деформированного состояния при пластической деформации (например, при совмещенных методах обработки и т.д.), а также высокая стоимость.

В связи с этим предложен алюминиево-магниево-скандиевый сплав, который отличается от известных тем, что он содержит комплекс легирующих элементов, подобранных таким образом, что сплав обладает высокими прочностными и пластическими свойствами при условии снижения содержания скандия с учетом его отношения к цирконию. Это позволяет снизить вес и стоимость конструкций, а также повысить характеристики весовой отдачи. В предлагаемом сплаве за счет образования достаточно большого количества мелкодисперсных вторичных выделений интерметаллидов, содержащих Al, Sc, Zr и другие ПМ, обеспечивается высокий уровень прочностных и пластических свойств.

Достигается это тем, что сплав на основе алюминия, содержащий магний, марганец, скандий, цирконий, хром, титан и бериллий, дополнительно содержит кремний, железо, цинк, и, по крайней мере, один металл из группы, содержащей медь и никель, алюминий – остальное (таблица 2.2), при суммарном содержании марганца, хрома, скандия и циркония 0,87-1,20 и отношении скандия к цирконию 0,41-0,95.

Таблица 2.2 – Химический состав предлагаемого сплава, масс.%

Mg	Mn	Sc	Zr	Cr	Ti	Be	Si	Fe	Zn	Cu	Ni	Al
4,91- 5,53	0,30- 0,83	0,05- 0,22	0,08- 0,28	0,10- 0,22	0,001- 0,03	0,0001- 0,0004	0,011- 0,20	0,06- 0,20	0,008- 0,10	0,001- 0,01		Ост.

Марганец, скандий, цирконий и титан являются эффективными модификаторами, как по отдельности, так и в комплексе и приводят к повышению температуры рекристаллизации.

Наиболее значительного повышения пластичности за счет измельчения структуры литого металла удалось достичь при введении комплекса микролегирующих добавок ПМ. Это связано с тем, что растворимость каждого из элементов в присутствии другого уменьшается, что приводит к образованию значительно большего количества интерметаллидов – центров кристаллизации.

Введение ПМ при соотношении $0,41 \leq \text{Sc}/\text{Zr} \leq 0,95$ и при условии $0,87 \leq \text{Mn} + \text{Cr} + \text{Zr} + \text{Sc} \leq 1,20\%$ обеспечивает стабильность структуры, более высокий уровень прочностных и пластических свойств полуфабрикатов, как после горячей, так и после холодной деформации по сравнению со свойствами полуфабрикатов из сплава 01570. Регламентированное содержание неизбежных примесей кремния, железа, меди и цинка обеспечивает стабильность химического состава сплава.

Для проверки свойств предлагаемого сплава в производственных условиях алюминиевого завода ОК РУСАЛ были отлиты плоские слитки размерами $560 \times 1360 \times 4520$ мм. От слитков отрезали темплеты, из которых были получены заготовки с фрезерованными гранями для прокатки размерами $28 \times 150 \times 300$ мм. Заготовки подвергали гомогенизационному отжигу. Затем проводили горячую и холодную прокатку листов до толщины 3 мм. Полученные листы толщиной 3 мм отжигали при температуре 350 °С и времени выдержки 3 часа. По ходу горячей и холодной прокатки отбирали образцы для механических испытаний и определяли для них временное сопротивление разрыву (σ_b), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ). Было установлено (см. главу 3), что значения механических свойств предлагаемого сплава превосходят свойства сплава прототипа при условии более низкого отношения скандия к цирконию.

2.2 Разработка компьютерной модели и анализ процесса горячей прокатки слитков из сплавов системы Al-Mg-Sc

Моделирование процесса горячей прокатки алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc с помощью пакета DEFORM3D было необходимо для проектирования технологических процессов горячей прокатки в промышленных условиях и подготовки рекомендаций по режимам обработки. На основе результатов моделирования анализировали изменения геометрии раската, изучали температурные условия и напряженно-деформированное состояние металла, а также оценивали причины разрушения проката в прикромочной области.

В программном комплексе SolidWorks создавались трехмерные модели промышленных слитков для горячей прокатки и рабочий инструмент, которые загружали в препроцессор

программы DEFORM3D для последующего компьютерного моделирования. После этого вводились реологические свойства материалов и температурно-скоростные параметры деформации, показатель трения, обозначались границы соприкосновения заготовки с деформирующим инструментом, согласно параметрам технологического процесса. В таблицах 2.5 и 2.6 приведены технические характеристики стана СГП Кварто 2800 и данные для создания модели процесса горячей прокатки на промышленном реверсивном стане.

Таблица 2.5 – Технические характеристики стана СГП Кварто 2800

Параметр	Величина
Диаметр рабочих валков, мм	710-750
Диаметр опорных валков, мм	1300-1400
Длина бочки валков, мм	2800
Ширина прокатываемой полосы, мм	2560
Скорость прокатки номинальная, м/с	2,2
Скорость прокатки максимальная, м/с	4,7
Усилие прокатки допустимое, МН	30
Крутящий момент максимальный, МНм	2
Мощность двигателя, кВт	2×3200
Вертикальные валки	
Диаметр валков, мм	900-1000
Давление металла на валки, тс	430
Скорость прокатки номинальная, м/с	1,0-2,5
Крутящий момент, МНм	0,3

Таблица 2.6 – Данные для создания модели процесса горячей прокатки

Наименование параметра	Значение
Диаметр рабочих валков, мм	700
Длина бочки валка, мм	2800
Начальная температура слитка, °С	425
Скорость в первых проходах, м/с	1,5
Скорость в последующих проходах, м/с	5
Размеры слитка, мм	300×1400×1700
Размеры проката, мм	80×1500×L
Технологические паузы между проходами, с	10 – 30
Количество конечных элементов, на которые разбит слиток, тыс. шт.	100
Количество конечных элементов по мере уменьшения высоты раската и увеличения длины, тыс. шт.	180

Материал валка принят абсолютно жёстким, а моделирование процесса горячей прокатки велось для 1/4 заготовки без применения эджерной (вертикальной) клетки, поэтому для наглядности в DEFORM3D были добавлены симметричные виды.

Модель процесса прокатки, используемая для расчетов в пакете DEFORM3D, приведена на рисунке 2.1. Было учтено, что в первых проходах не рекомендуется применять скорость прокатки больше 1,0—1,2 м/с, особенно при больших обжатиях, так как вследствие интенсивного налипания значительная часть наружной поверхности полосы может покрыться трещинами.

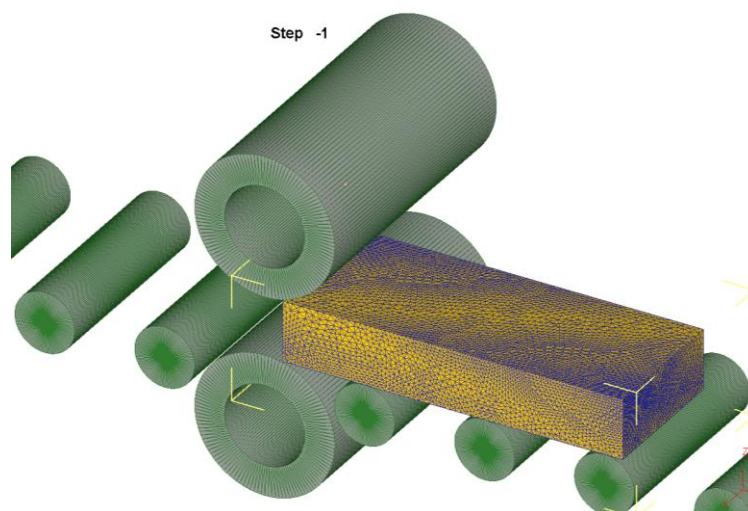


Рисунок 2.1 – Модель процесса прокатки слитка в программе DEFORM-3D

При дальнейшей прокатке величина обжатия лимитируется только углом захвата и величиной сил, возникающих при прокатке. Поэтому обжатия по пропускам обычно распределяются таким образом, что в начале прокатки они равны 8-10 %, а затем по мере дробления литой структуры и возрастания пластичности раската увеличиваются, достигая в последних пропусках 45 % и более.

Число проходов горячей прокатки и схема обжатий для получения готового размера плиты приведены в таблице 2.7. Расчет сопровождался анализом формоизменения обрабатываемых заготовок, оценкой напряженно-деформированного состояния, изменения температуры в объеме заготовки.

Результаты моделирования подтвердили, что в модели горячей прокатки крупногабаритных слитков наблюдается изменение геометрии раската, которое характерно для прокатки металла в промышленных и лабораторных условиях при тех же режимах обработки, т.е. более интенсивная деформация поверхностных слоев по сравнению с центральными приводит к различным скоростям истечения слоев металла и появлению растягивающих напряжений [139].

Опираясь на результаты моделирования, приведенные на рисунке 2.2, установлено, что распределение температуры по поверхности весьма неравномерно. Температура боковой поверхности и области кромки ниже, чем поверхности раската. Анализ распределения

температур по объему раската показал, что поверхностные слои за счет более интенсивной деформации разогреваются до более высоких температур. Кроме того, на крупногабаритных слитках центральные слои в процессе деформации в первых проходах практически не разогреваются (рисунок 2.2, в). По мере уменьшения толщины раската, температура по сечению выравнивается (рисунок 2.2, г). Температура центральной части раската имеет минимальный теплоотвод, а последующая деформация способствует постепенному увеличению температуры на 5-10 °С за проход, но с уменьшением толщины металла и увеличением времени пауз между проходами до 30 секунд отвод тепла от центральной части слитка возрастает.

Таблица 2.7 – Режим обжатий при горячей прокатке слитка размерами 300×1400×1700 мм

№ прохода	Толщина, мм	Абсолютное обжатие, мм	Единичное обжатие, %	Время паузы, сек.
	300	-	-	-
1	290	10	3	10
2	280	10	3	10
3	270	10	4	10
4	260	10	4	10
5	245	15	6	10
6	230	15	6	10
7	215	15	7	10
8	200	15	7	10
9	185	15	8	10
10	170	15	8	30
11	155	15	9	30
12	140	15	10	30
13	125	15	11	30
14	110	15	12	30
15	95	15	14	30
16	80	15	16	30

Таким образом, анализ распределения температурных полей полосы по ходу прокатки показал, что областями с минимальной температурой являются кромки раската. Деформация металла в различных слоях по толщине раската до 10 прохода, когда время паузы между проходами составляло 10 секунд, приводит к росту температуры, наиболее интенсивно на поверхности раската и в центре – с 425 °С до 460 °С, и менее интенсивно в кромке раската. После этого прохода время пауз было увеличено до 30 секунд во избежание перегрева раската, в результате чего его температура стабилизировалась, а температура кромочной области снизилась до 423 °С. Распределение температур в объеме раската коррелирует с распределением накопленной интенсивности деформации по продольному и поперечному сечению раската после проходов (рисунок 2.3, а, б).

Минимальная деформация накоплена в середине заготовки и растёт вплоть до максимального значения на поверхности заготовки. Видно, что после прохода №4 деформация локализована в приповерхностных слоях и не распространяется до центра раската (рисунок 2.3, *a*).

С уменьшением толщины заготовки до 80 мм к проходу №16 деформация распространяется на всю толщину раската (рисунок 2.3, *b*).

Указанный характер деформирования раската по проходам подтверждает и распределение интенсивности напряжений в очаге деформации по продольному сечению заготовки в проходах (рисунок 2.3, *в, г*). Если рассмотреть распределение напряжений по оси Y в очаге деформации по проходам, то можно обнаружить наличие растягивающих напряжений в металле на поверхности раската в зонах перед входом в очаг деформации и на выходе, а также в центре раската и на боковых гранях, особенно в первых проходах.

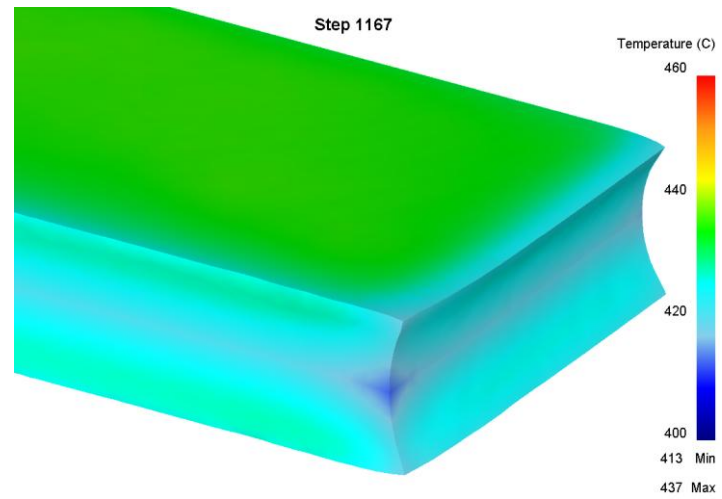
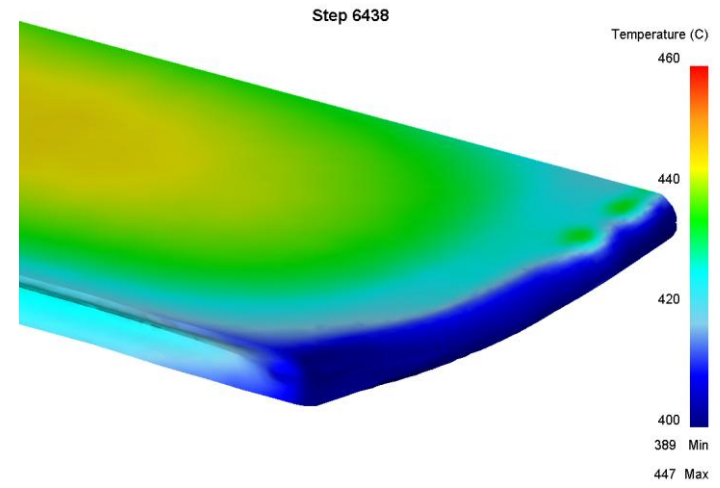
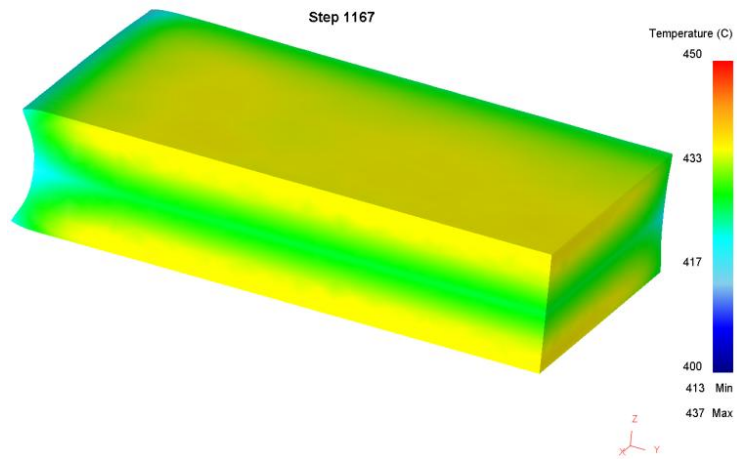
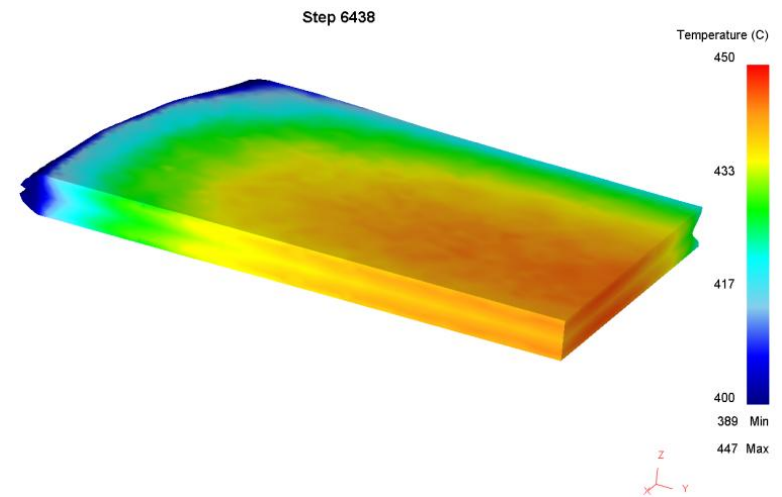
*a**б**в**г*

Рисунок 2.2 – Распределение температуры по поверхности раската (*a, б*) и по сечению раската (*в, г*) после проходов: *a, в* - №4; *б, г* - №16

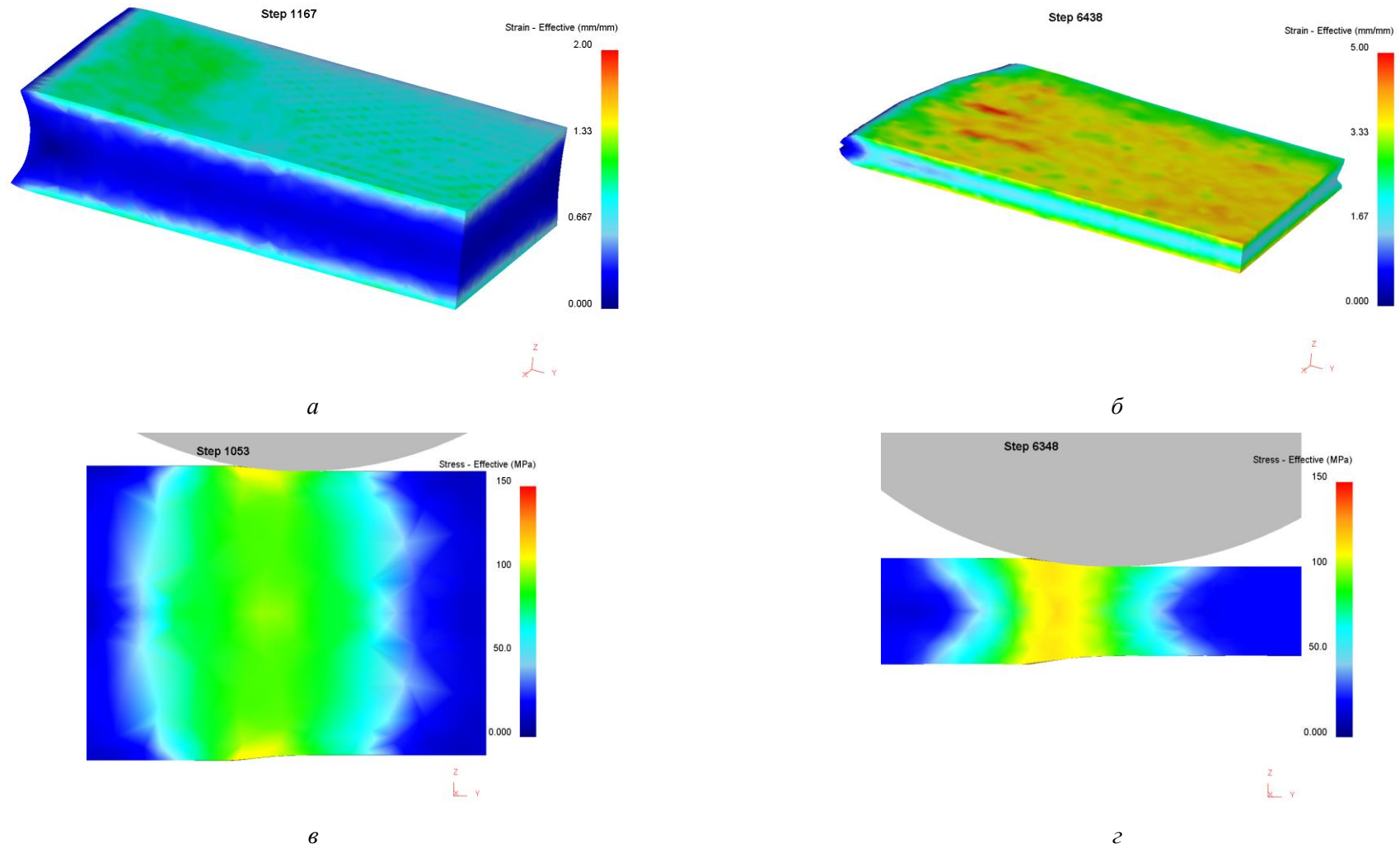


Рисунок 2.3 – Распределение накопленной интенсивности деформации по продольному и поперечному сечению раската (*a*, *б*) и интенсивности напряжений в очаге деформации по продольному сечению заготовки (*в*, *г*) после проходов: *a*, *в* - №4, *б*, *г* - №16

На рисунке 2.4 показано изменение значений критерия Кокрофта-Латама по проходам в трех точках центральной части длины раската: центр по толщине раската, поверхность по середине и кромка (угол перехода с поверхности на боковую грань).

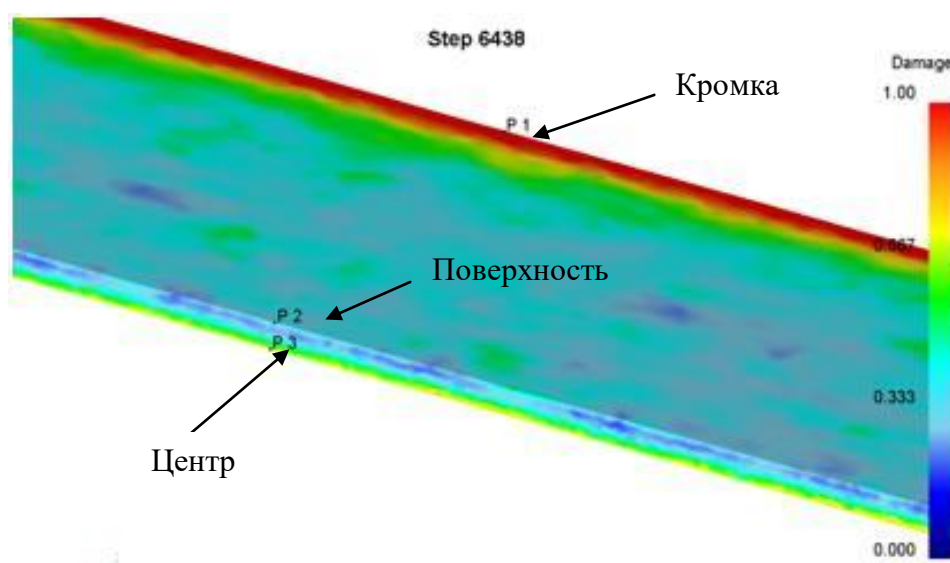


Рисунок 2.4 – Изменение критерия Кокрофта-Латама по проходам в трех точках центральной части раската: P3 - центр раската, P2 - поверхность по середине и P1 - кромка (показана 1/4 заготовки)

Как видно, быстрее всего к предельному значению ($C^{\text{пред}}$) критерия Кокрофта-Латама приближаются значения этого критерия на кромке раската, причем в проходе №15 они превышают 1. Из анализа распределения критерия Кокрофта-Латама по поверхности раската можно сделать вывод, что после прохода №8 на кромке раската он приближается к значению 0,5, что говорит о неблагоприятной схеме напряженного состояния в этой области и возможности возникновения и дальнейшего роста поперечных угловых трещин раската при дальнейшей прокатке. После прохода №14 значение критерия Кокрофта-Латама в центре раската приближается к значению 0,7, а на кромке раската стремится к критическому значению и в проходе №15 становится больше 1, что говорит о возможности формирования микротрещин, которые далее могут развиваться. После прохода №16 кромка раската способна покрываться трещинами, поскольку значение критерия Кокрофта-Латама превышает 1, что подтверждается и результатами как лабораторных, так и промышленных исследований.

2.2 Компьютерное моделирование процесса горячей прокатки крупногабаритных слитков из сплавов системы Al-Mg-Sc для промышленных условий обработки

Так как предусматривается возможность получения в промышленных условиях более крупных слитков из исследуемого сплава, было проведено моделирование процесса горячей прокатки применительно к оборудованию, технические характеристики которого представлены в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Технические характеристики промышленного стана СГП Кварто 2800

Параметр	Величина
Диаметр рабочих валков, мм	914-965
Диаметр опорных валков, мм	1300-1400
Длина бочки валков, мм	2845
Ширина прокатываемой полосы, мм	2500
Скорость прокатки максимальная, м/с	2
Усилие прокатки допустимое, МН	40
Крутящий момент максимальный, МН*м	2,8

В таблице 2.9 приведены данные, использованные для создания модели процесса горячей прокатки слябов большего поперечного сечения на промышленном стане.

Таблица 2.9 – Данные для создания модели процесса горячей прокатки

Наименование параметра	Значение
Диаметр рабочих валков, мм	965
Длина бочки валка, мм	2885
Начальная температура слитка, °С	410
Скорость прокатки, м/с	0,5 – 2
Размеры исходного слитка, мм	445×1400×4000
Конечная толщина горячего раската, мм	8
Технологические паузы между проходами, с	10 – 15
Максимальная сила прокатки, МН	до 40
Максимальный момент прокатки, МН*м	2,8

При моделировании был предусмотрен конвекционный теплообмен, а температура помещения составляет 20 °С. В период технологических пауз охлаждение валков смазывающе-охлаждающей жидкостью (СОЖ) не используется, температура СОЖ равна 55 °С. Результаты моделирования приведены в таблице 2.10 и на рисунках 2.5-2.7.

Таблица 2.10 – Результаты моделирования горячей прокатки сляба размерами 445×1400×4000

мм

№ прохода	Абсолютное обжатие, мм	Степень обжатия, %	Толщина, мм	Расчетная длина, м	Скорость прокатки, м/с	Время прокатки, с	Время паузы, с	Температура, °С	Усилие прокатки, МН	Момент прокатки, МН*м
			445	4,0						
1	15	3,4	430	4,1	0,50	9,8	10,0	430	22,0	2,43
2	15	3,5	415	4,3	0,50	9,4	10,0	431	21,8	2,40
3	15	3,6	400	4,5	0,50	9,9	10,0	433	21,4	2,36
4	15	3,8	385	4,7	0,50	10,4	10,0	434	21,1	2,33
5	15	3,9	370	4,9	0,50	11,1	10,0	435	20,8	2,29
6	15	4,1	355	5,2	0,50	11,6	10,0	437	20,5	2,26
7	18	5,1	337	5,5	1,00	6,1	10,0	438	21,5	2,60
8	18	5,3	319	5,7	1,00	6,5	15,0	439	20,7	2,50
9	18	5,6	301	6,0	1,00	7,0	15,0	441	19,9	2,40
10	18	6,0	283	6,3	1,00	6,9	15,0	442	19,0	2,30
11	18	6,4	265	6,7	1,00	8,0	15,0	443	18,7	2,27
12	18	6,8	247	7,1	1,00	7,3	15,0	445	18,2	2,20
13	15	6,1	232	7,5	1,00	8,2	60,0	446	15,7	1,74
14	15	6,5	217	8,0	1,00	8,4	28,0	448	15,4	1,70
15	15	6,9	202	8,6	1,00	9,0	10,0	450	15,4	1,70
16	12	5,9	190	9,1	1,00	9,3	15,0	450	14,3	1,41
17	12	6,3	178	9,7	1,00	10,1	15,0	450	14,3	1,41
18	12	6,7	166	10,4	1,00	10,7	15,0	450	13,2	1,30
19	12	7,2	154	11,2	1,00	11,6	15,0	450	13,2	1,30
20	12	7,8	142	12,2	1,00	12,4	15,0	450	13,3	1,31
21	12	8,5	130	13,3	1,00	13,5	15,0	450	13,2	1,30
22	12	9,2	118	14,6	1,00	14,9	15,0	450	13,1	1,29
23	12	10,2	106	16,2	1,50	10,9	15,0	450	13,0	1,28
24	12	11,3	94	18,3	1,50	12,3	15,0	447	12,9	1,27
25	12	12,8	82	20,9	1,50	13,7	15,0	444	12,9	1,27
26	12	14,6	70	24,5	1,50	16,3	15,0	441	13,1	1,29
27	11	15,7	59	29,0	1,50	19,3	15,0	438	13,1	1,24
28	11	18,6	48	35,6	1,50	23,7	15,0	435	12,7	1,20
29	11	22,9	37	46,1	1,50	30,7	15,0	432	13,0	1,23
30	8	21,6	29	58,7	2,00	32,4	15,0	429	13,2	1,06
31	6	20,7	23	73,9	2,00	37,0	15,0	426	17,6	1,23
32	5	21,7	18	94,3	2,00	47,2	15,0	423	16,6	1,06
33	4	22,2	14	121,1	2,00	60,5	15,0	420	16,5	0,94
34	3	21,4	11	153,9	2,00	76,9	15,0	417	17,1	0,84
35	3	27,3	8	211,3	2,00	105,6		380	19,8	0,98

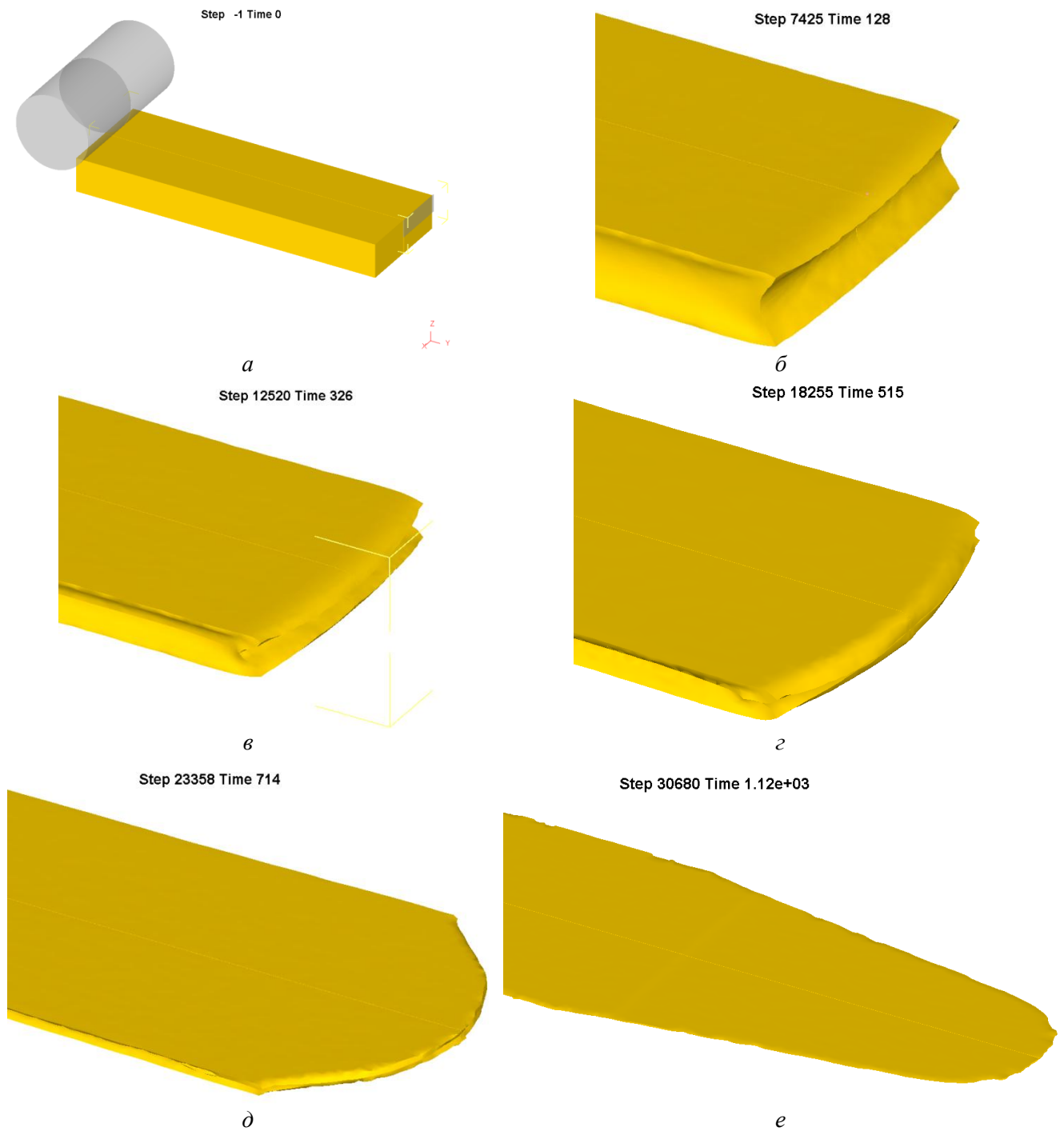


Рисунок 2.5– Форма проката после горячей прокатки по проходам: *a* – №1; *б* – №7; *в* – №14;
г – №21; *д* – №28; *е* – №35

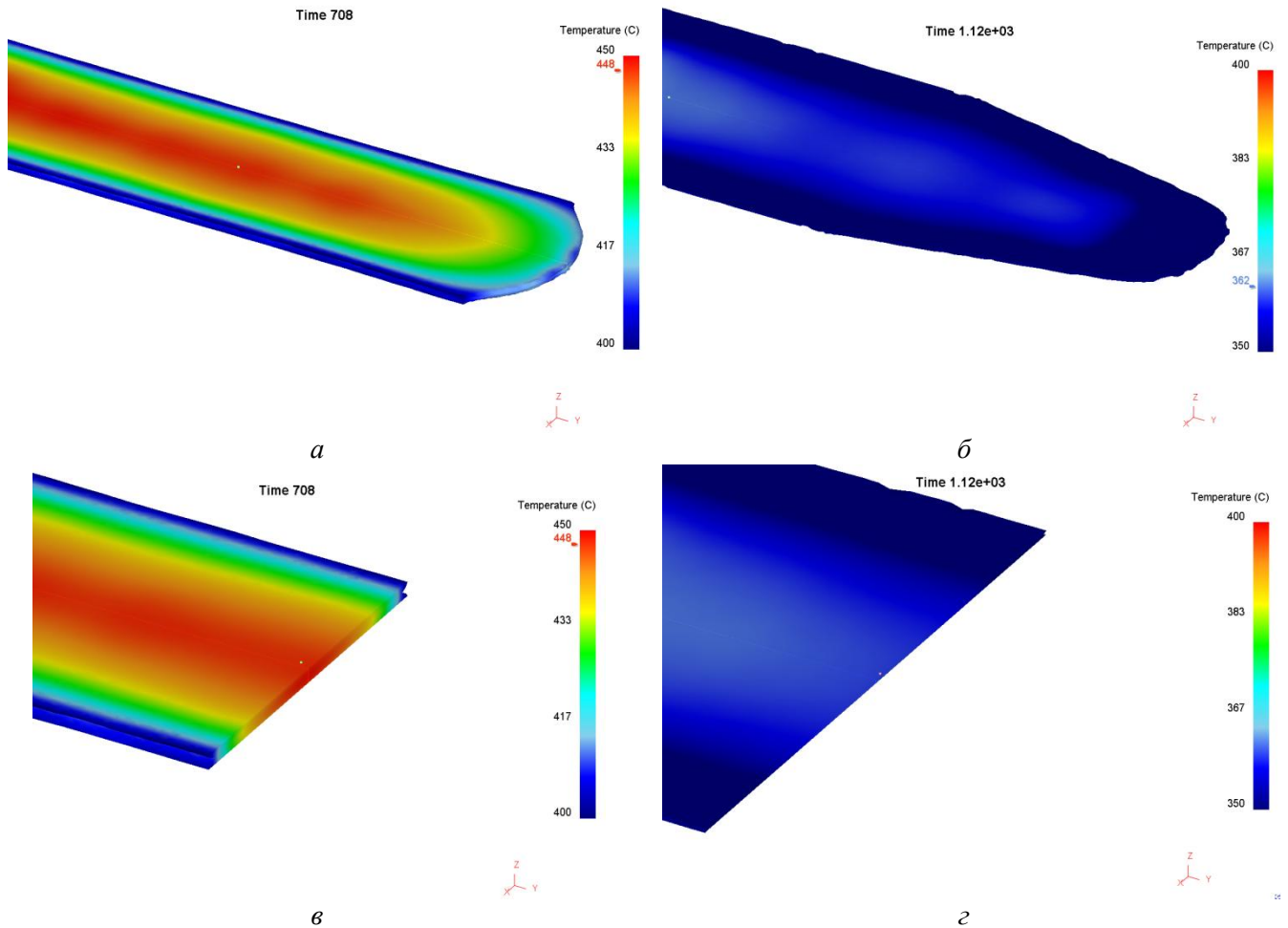


Рисунок 2.6 – Температура металла в проходах №28 (а, в) и № 35 (б, г): а, б – продольное сечение; в, г – поперечное сечение раската

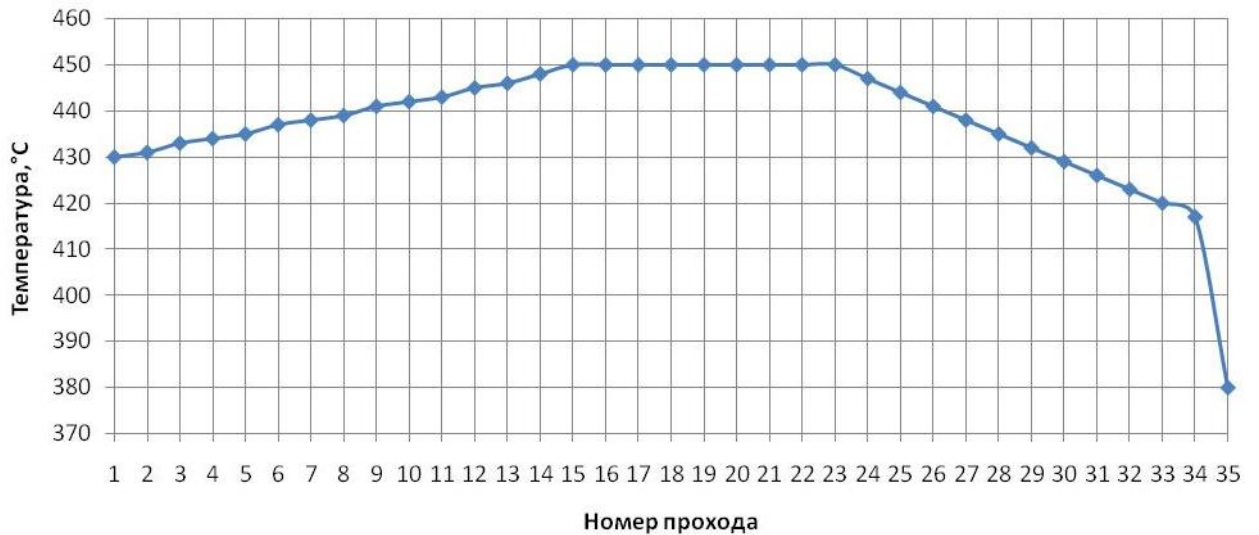


Рисунок 2.7– Изменение температуры металла по проходам прокатки

Анализ режима обжатий показывает, что для прокатки крупногабаритного слитка с суммарной степенью деформации 98,2% необходимо 35 проходов (см. табл. 2.10). При этом степень обжатия в первых проходах составляет 3-5%, а в последних достигает 20-27%.

Энергосиловые параметры прокатки (усилие и момент прокатки) не превышают допустимых значений. Максимальные значения этих параметров приходятся на первый проход, в котором температура исходной заготовки задана, исходя из условий промышленного производства и требований к механическим свойствам получаемых деформированных полуфабрикатов.

Анализируя течение металла (см. рис. 2.5), отметим, что при прокатке с заданными обжатиями его формоизменение протекает аналогично данным проведенных ранее экспериментальных исследований. Температура раската в соответствии с рисунками 2.6 и 2.7 с уменьшением толщины снижается, преимущественно более сильному разогреву подвержены центральные части слитка, как в продольном, так и в поперечном сечении.

Значения критерия Кокрофта-Латама в результате моделирования горячей прокатки не превышают 0,04 в центре раската с 1-го по 17-ый проход, а на кромке не превышают 0,06 (рисунок 2.8). Таким образом, полученные значения критерия Кокрофта-Латама в проходах с 1 по 17 не превышают допустимые значения равные 0,28.

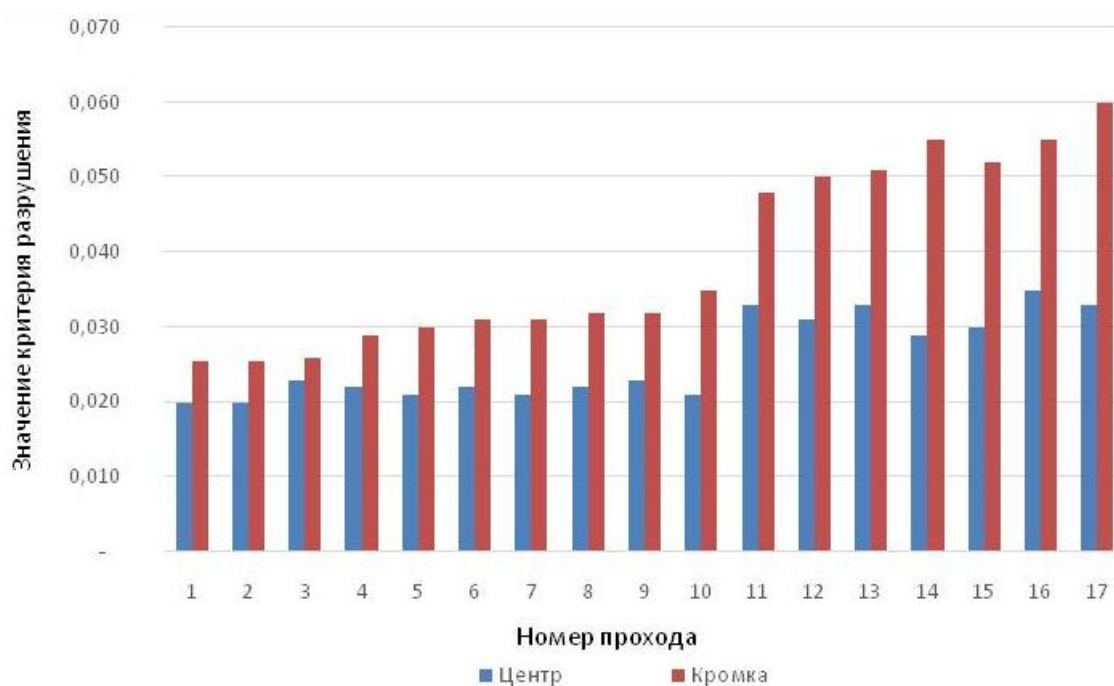


Рисунок 2.8 - Значение критерия Кокрофта-Латама по проходам

Результаты моделирования использовались для проектирования промышленных технологий производства листов и плит из сплава Р-1580 в условиях одного из металлургических заводов России.

2.3 Выводы по главе

1. Предложен новый сплав P-1580, экономно легированный скандием, и имеющий повышенный уровень механических свойств.
2. Создана компьютерная модель и проведено моделирование процесса горячей листовой прокатки в программном пакете DEFORM-3D для промышленных условий прокатки крупногабаритных слитков из сплава P-1580, экономно легированного скандием.
3. Анализ формоизменения металла и оценка критерия разрушения Кокрофта-Латама с помощью компьютерной модели показали, что интенсивная деформация поверхностных слоев по сравнению с центральными приводит к различным скоростям истечения слоев металла и появлению растягивающих напряжений. Распределение температурных полей полосы по ходу указывает на то, что областями с минимальной температурой являются кромки раската, которые более всего подвержены образованию горячих трещин.
4. С помощью моделирования определены энергосиловые и температурно-скоростные параметры горячей прокатки листовых полуфабрикатов из нового сплава P-1580, что позволяет оценить возможность реализации процесса на промышленном оборудовании.

ГЛАВА 3 РАСЧЕТ РЕЖИМОВ ОБЖАТИЙ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc

3.1 Материалы и методика проведения эксперимента

Для проверки адекватности компьютерных моделей и получения опытных данных проводили экспериментальные исследования процесса листовой прокатки для сплавов 01570 и P-1580. Химический состав исследуемых сплавов представлен выше в таблице 3.1.

При разработке режимов прокатки исследуемых алюминиевых сплавов для расчета деформационных и силовых параметров использовали методики и программные средства, приведенные в работах [145, 146], и применяли зависимости, характеризующие изменение их прочностных параметров от степени деформации, полученные в ходе исследования механических свойств.

Заготовки толщиной 28 мм, предварительно подогретые до температуры 450 °С, подвергали горячей прокатке до толщин 10 и 5 мм. В качестве оборудования для горячей прокатки использовался стан ДУО 330 с диаметром валков 330 мм (таблица 3.1).

Таблица 3.1 – Технические характеристики листопркатного стана ДУО 330

Наименование параметра	Величина параметра стана
Мощность электродвигателя, кВт	90
Напряжение питания сети трехфазное, В	380
Частота тока, Гц	50
Длина бочки валков, мм	520
Диаметр валков, мм	330
Максимальный развод валков, мм	70
Частота вращения валков, об/мин	10
Максимальное усилие прокатки, МН	1,55
Максимальный момент прокатки, МН·м	0,82
Габаритные размеры, мм	7000×2000×2000

Далее холодной прокаткой получали плоские полуфабрикаты толщиной 3 и 1 мм. Холодную прокатку проводили по маршруту с учетом ограничений, обусловленных техническими характеристиками листопркатного стана MDM ARIETE LS 400×240 (таблица 3.2), а также пластичности металла.

Таблица 3.2 – Технические характеристики листопркатного стана MDM ARIETE LS 400×240

Наименование параметра	Величина параметра стана
Мощность электродвигателя, кВт	18,5+2,2
Напряжение питания сети трехфазное, В	380
Частота тока, Гц	50
Длина бочки валков, мм	400
Диаметр валков, мм	240
Максимальный развод валков, мм	70
Максимальная угловая скорость валков, рад/с	1,83
Максимальное усилие прокатки, МН	1,12
Максимальный момент прокатки, МН·м	0,008
Габаритные размеры, мм	1900×750×2150

По ходу эксперимента отбирали образцы для исследования структуры и механических свойств листов. Пробоподготовку образцов для микроскопического исследования осуществляли по общепринятой методике.

Перед шлифованием образцы запрессовывали в фенольную смолу на автоматическом гидравлическом прессе АТМОрал 400, в соответствии с рисунком 3.1, а. Запрессованные образцы помещали в обойму автоматизированной шлифовально-полировальной установки АТМ Saphir 520 в соответствии с рисунком 3.1, б.



а



б

Рисунок 3.1 – Установки для подготовки шлифов: а – автоматический гидравлический пресс АТМОрал 400; б – автоматизированная шлифовально-полировальная установка АТМ Saphir 520

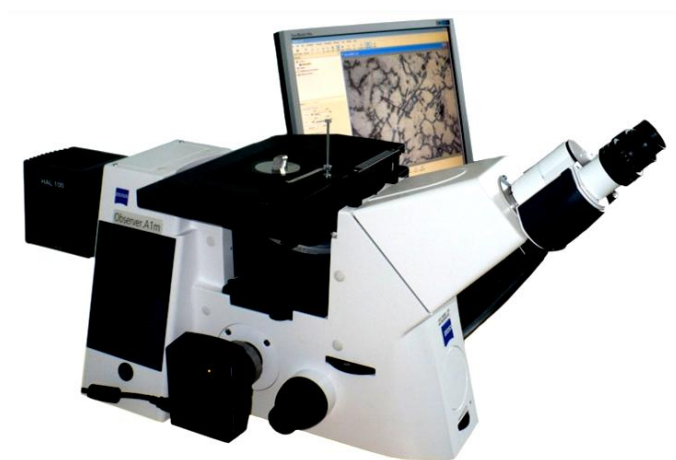
Шлифование и полировку образцов проводили на шлифовальных кругах с применением суспензий: Lam Plan, Bio Diamant с размерами частиц 9, 6, 3 мкм и для финального полирования – Lam Plan, Superfinish с размерами частиц Al_2O_3 равными 0,05 мкм. Выявление микроструктуры проводили методом химического травления в 1 % водном растворе HF.

Чтобы исследовать зёрненную структуру проводили оксидирование с использованием установки для электролитической полировки и травления «АТМ KRISTALL 620» (рисунок 3.2). Оксидирование проводили в растворе следующего состава: 1000 г H_2O , 15 мл HF , 5,5 г борной кислоты. При напряжении $V = 30$ В и силой тока $A = 0,2-0,3$ А.



Рисунок 3.2 – Установка для электролитической полировки и травления «АТМ KRISTALL 620»

Микроструктурный анализ проводили на световом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m с использованием программного пакета AxioVision (рисунок 3.3, а).



а



б

Рисунок 3.3 –Общий вид инвертированного металлографического микроскопа отраженного света Axio Observer.A1m (а)и электронный микроскоп EVO 50XVP с энергодисперсионным анализатором INCAEnergy 350 (б), CarlZeiss

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) состава фаз осуществляли на сканирующем электронном микроскопе EVO 50 с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA ENERGY (рисунок 3.3, б).

Механические свойства катанки определяли методом статических испытаний на растяжение образцов при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Walter+Bai AGLFM 400 kN («Walter + Bai AG», Швейцария) в соответствии с ГОСТ 1497-84. Общий вид разрывной машины приведен на рисунке 3.4, а технические характеристики в таблице 3.3.



Рисунок 3.4 – Общий вид универсальной разрывной машины LFM 400 kN

Таблица 3.3 – Характеристики универсальной разрывной машины LFM 400 kN

Характеристика	Значение
Максимальное стат. усилие, кН	400
Максимальная скорость, мм/мин	500
Ход траверсы, мм	1000
Мах расстояние между захватами, мм	800
Расстояние между колоннами, мм	700
Рабочая высота, мм	720
Высота, мм	2900
Вес, кг	400

На каждом из технологических переделов отбирали темплеты и изготавливали из них образцы для механических испытаний. Для исследуемых сплавов определяли временное сопротивление разрыву σ_B , предел текучести $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение δ . Длину рабочего участка выбирали 25 и 50 мм в зависимости от размеров образца. На одну точку изготавливали 3 образца, а полученные значения усредняли.

3.2 Расчет режима обжатий для горячей и холодной прокатки слитков в лабораторных условиях

Исследования выполнялись для сплавов 01570 (0,25 %Sc) и P-1580 (0,12 %Sc).

Рассчитанный маршрут горячей прокатки заготовки толщиной 28 мм до полос толщиной 10 и 5 мм из сплава P-1580 приведен в таблице 3.4.

Таблица 3.4– Рассчитанный маршрут горячей прокатки

Номер прохода	Толщина начальная, мм	Толщина конечная, мм	Обжатие, мм	$\lambda_{ед}$	λ_{Σ}	$\epsilon_{ед}, \%$	$\epsilon_{\Sigma}, \%$
1	28,00	27,45	0,55	1,02	1,02	1,96	2,0
2	27,45	26,77	0,68	1,03	1,05	2,48	4,4
3	26,77	25,87	0,90	1,03	1,08	3,36	7,6
4	25,87	24,97	0,90	1,04	1,12	3,48	10,8
5	24,97	24,07	0,90	1,04	1,16	3,60	14,0
6	24,07	23,17	0,90	1,04	1,21	3,74	17,3
7	23,17	22,27	0,90	1,04	1,26	3,88	20,5
8	22,27	21,37	0,90	1,04	1,31	4,04	23,7
9	21,37	20,47	0,90	1,04	1,37	4,21	26,9
10	20,47	19,57	0,90	1,05	1,43	4,40	30,1
11	19,57	18,67	0,90	1,05	1,50	4,60	33,3
12	18,67	17,72	0,95	1,05	1,58	5,09	36,7
13	17,72	16,77	0,95	1,06	1,67	5,36	40,1
14	16,77	15,82	0,95	1,06	1,77	5,66	43,5
15	15,82	14,87	0,95	1,06	1,88	6,01	46,9
16	14,87	13,92	0,95	1,07	2,01	6,39	50,3
17	13,92	12,97	0,95	1,07	2,16	6,82	53,7
18	12,97	12,02	0,95	1,08	2,33	7,32	57,1
19	12,02	11,05	0,97	1,09	2,53	8,07	60,5
20	11,05	10,07	0,98	1,10	2,78	8,87	64,0
21	10,07	9,07	1,00	1,11	3,09	9,93	67,6
22	9,07	8,07	1,00	1,12	3,47	11,03	71,2
23	8,07	7,07	1,00	1,14	3,96	12,39	74,8
24	7,07	6,07	1,00	1,16	4,61	14,14	78,3
25	6,07	5,00	1,07	1,21	5,60	16,50	82,1

В таблице 3.5 приведены деформационные и энергосиловые параметры прокатки этого сплава с применением разработанного маршрута прокатки полосы толщиной 5 мм из заготовки размерами 28×150×300 мм. Температура нагрева слитка перед горячей прокаткой составляла 450 °С. Анализ изменения момента прокатки по проходам показывает, что снижение температуры заготовки может привести к нарушению ограничений по моменту, особенно, если сплав будет обладать повышенными прочностными характеристиками.

Таблица 3.5 – Параметры горячей прокатки опытного сплава

Номер прохода	Толщина конечная, мм	Обжатие, мм	$\lambda_{ед}$	ε_{Σ} , %	T, °C	Сопротивление деформации, МПа	Усилие P, МН	Момент, МН·м
1	27,45	0,6	1,02	2,0	450,0	276,8	0,45	0,0042
2	26,77	0,7	1,03	4,4	426,3	282,9	0,47	0,0050
3	25,87	0,9	1,03	7,6	402,3	290,1	0,50	0,0063
4	24,97	0,9	1,04	10,8	377,5	295,4	0,51	0,0063
5	24,07	0,9	1,04	14,0	354,2	300,5	0,51	0,0064
6	23,17	0,9	1,04	17,3	332,3	305,3	0,50	0,0064
7	22,27	0,9	1,04	20,5	311,7	309,9	0,50	0,0064
8	21,37	0,9	1,04	23,7	292,4	314,3	0,50	0,0063
9	20,47	0,9	1,04	26,9	274,2	318,4	0,50	0,0063
10	19,57	0,9	1,05	30,1	257,1	322,4	0,50	0,0062
11	18,67	0,9	1,05	33,3	241,1	326,1	0,50	0,0062
12	17,72	0,9	1,05	36,7	226,1	330,4	0,50	0,0065
13	16,77	0,9	1,06	40,1	212,1	333,9	0,50	0,0064
14	15,82	0,9	1,06	43,5	199,1	337,3	0,50	0,0064
15	14,87	0,9	1,06	46,9	187,1	340,6	0,50	0,0063
16	13,92	0,9	1,07	50,3	176,0	343,7	0,50	0,0063
17	12,97	0,9	1,07	53,7	165,8	346,8	0,50	0,0062
18	12,02	0,9	1,08	57,1	156,5	349,9	0,50	0,0061
19	11,05	1,0	1,09	60,5	148,1	353,3	0,51	0,0063
20	10,07	1,0	1,10	64,0	140,2	356,7	0,52	0,0063
21	9,07	1,0	1,11	67,6	134,1	360,3	0,54	0,0059
22	8,07	1,0	1,12	71,2	128,7	363,8	0,56	0,0058
23	7,07	1,0	1,14	74,8	124,1	367,6	0,59	0,0058
24	6,07	1,0	1,16	78,3	120,2	371,9	0,63	0,0056
25	5,00	1,07	1,21	82,1	117,1	377,1	0,68	0,0057

На рисунке 3.5 представлены графики изменения единичного, суммарного коэффициента вытяжки, усилия и момента прокатки по предложенному маршруту. В результате расчетов было установлено, что при заданном маршруте горячей прокатки потребуется 25 проходов, при этом расчетные значения усилия и момента прокатки сплавов не превышают допустимые.

Таким образом, для экспериментальных исследований можно рекомендовать рассчитанный маршрут горячей прокатки.

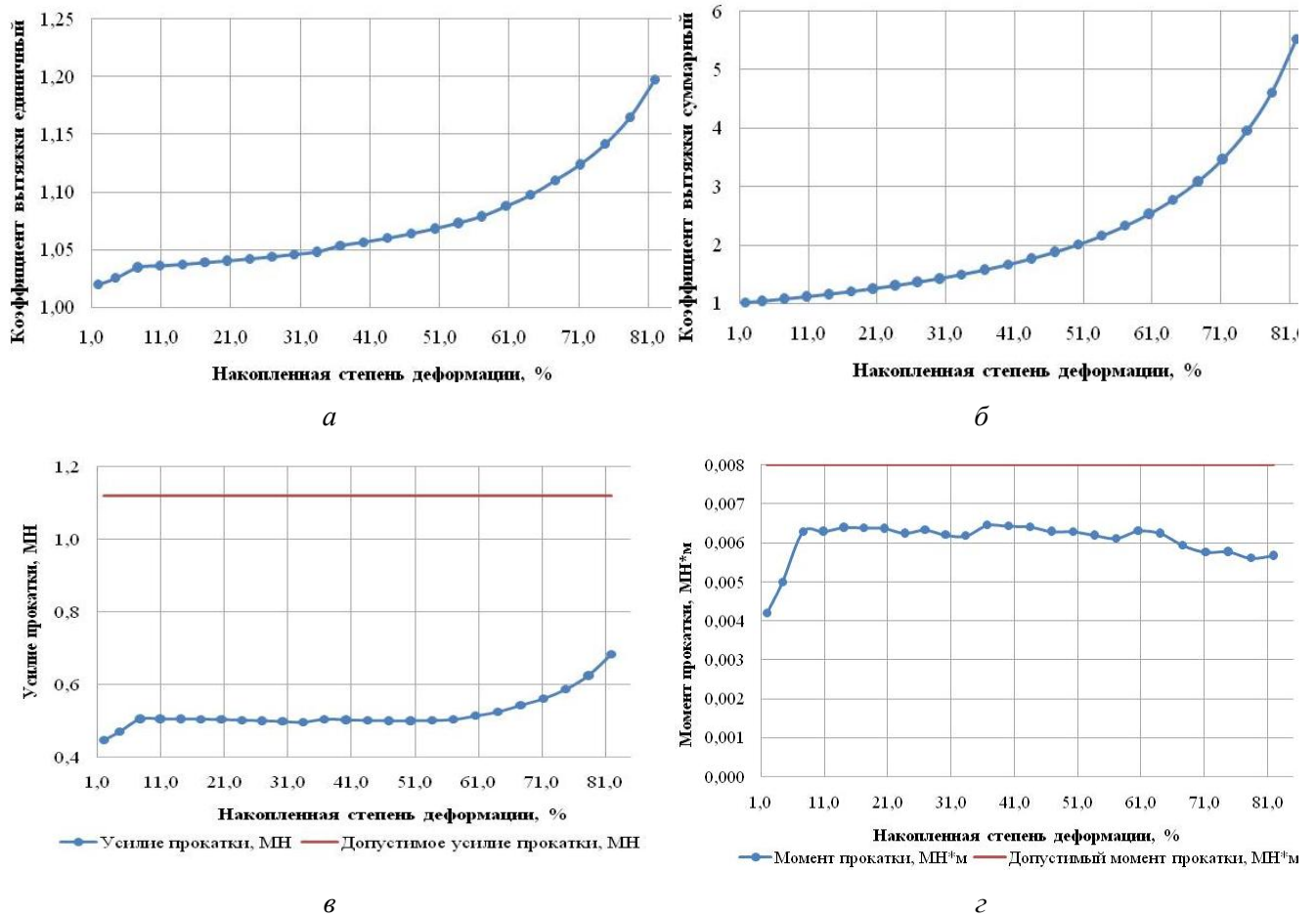


Рисунок 3.5 – Изменение единичного (а) и суммарного (б) коэффициентов вытяжки, усилия (в) и момента (г) горячей прокатки для рассчитанного маршрута от степени деформации

Расчет маршрута ХП проводили с учетом ограничений, обусловленных техническими характеристиками листопрокатного стана (таблица 3.2). Данные расчетов применительно к прокатке заготовки различной толщины приведены в таблицах 3.6, 3.7.

Таблица 3.6 – Маршрут холодной прокатки заготовки толщиной 10 мм

Номер прохода	Толщина начальная, мм	Толщина конечная, мм	Обжатие, мм	$\lambda_{ед}$	λ_{Σ}	$\varepsilon_{ед}, \%$	$\varepsilon_{\Sigma}, \%$
1	10,00	9,45	0,55	1,06	1,06	5,5	5,5
2	9,45	8,87	0,58	1,07	1,13	6,1	11,3
3	8,87	8,29	0,58	1,07	1,21	6,5	17,1
4	8,29	7,73	0,56	1,07	1,29	6,8	22,7
5	7,73	7,17	0,56	1,08	1,39	7,2	28,3
6	7,17	6,63	0,54	1,08	1,51	7,5	33,7
7	6,63	6,15	0,48	1,08	1,63	7,2	38,5
8	6,15	5,68	0,47	1,08	1,76	7,6	43,2
9	5,68	5,25	0,43	1,08	1,90	7,6	47,5
10	5,25	4,85	0,40	1,08	2,06	7,6	51,5
11	4,85	4,49	0,36	1,08	2,23	7,4	55,1

12	4,49	4,15	0,34	1,08	2,41	7,6	58,5
13	4,15	3,83	0,32	1,08	2,61	7,7	61,7
14	3,83	3,53	0,30	1,08	2,83	7,8	64,7
15	3,53	3,25	0,28	1,09	3,08	7,9	67,5
16	3,25	3,00	0,25	1,08	3,33	7,7	70,0
17	3,00	2,75	0,25	1,09	3,64	8,3	72,5
18	2,75	2,51	0,24	1,10	3,98	8,7	74,9
19	2,51	2,29	0,22	1,10	4,37	8,8	77,1
20	2,29	2,08	0,21	1,10	4,81	9,2	79,2
21	2,08	1,89	0,19	1,10	5,29	9,1	81,1
22	1,89	1,73	0,16	1,09	5,78	8,5	82,7
23	1,73	1,58	0,15	1,09	6,33	8,7	84,2
24	1,58	1,45	0,13	1,09	6,90	8,2	85,5
25	1,45	1,34	0,11	1,08	7,46	7,6	86,6
26	1,34	1,24	0,10	1,08	8,06	7,5	87,6
27	1,24	1,16	0,08	1,07	8,62	6,5	88,4
28	1,16	1,10	0,06	1,05	9,09	5,2	89,0
29	1,10	1,06	0,04	1,04	9,43	3,6	89,4
30	1,06	1,03	0,03	1,03	9,71	2,8	89,7
31	1,03	1,01	0,02	1,02	9,90	1,9	89,9
32	1,01	1,00	0,01	1,01	10,00	1,0	90,0

Таблица 3.7– Маршрут холодной прокатки заготовки толщиной 5 мм

Номер прохода	Толщина начальная, мм	Толщина конечная, мм	Обжатие, мм	$\lambda_{ед}$	$\lambda_{сум}$	$\varepsilon_{ед}$, %	ε_{Σ} , %
1	5	4,45	0,55	1,12	1,12	11,0	11,0
2	4,45	3,92	0,53	1,14	1,28	11,9	21,6
3	3,92	3,44	0,48	1,14	1,45	12,2	31,2
4	3,44	3,00	0,43	1,14	1,66	12,5	39,8
5	3,00	2,64	0,36	1,14	1,89	12,3	47,2
6	2,64	2,32	0,32	1,14	2,16	12,1	53,6
7	2,32	2,04	0,28	1,14	2,45	12,1	59,2
8	2,04	1,79	0,25	1,14	2,79	12,3	64,2
9	1,79	1,58	0,21	1,13	3,16	11,7	68,4
10	1,58	1,41	0,17	1,12	3,55	10,8	71,8
11	1,41	1,28	0,13	1,10	3,91	9,2	74,4
12	1,28	1,18	0,1	1,08	4,24	7,8	76,4
13	1,18	1,1	0,08	1,07	4,55	6,8	78,0
14	1,1	1,04	0,06	1,06	4,81	5,5	79,2
15	1,04	1,0	0,04	1,04	5,00	3,8	80,0

Для расчета энергосиловых параметров прокатки использовали данные по механическим свойствам, полученные при проведении экспериментальных исследований в соответствии с таблицей 3.8.

Таблица 3.8 – Средние значения прочностных свойств холоднокатанных полос при степени деформации 90%

Маркировка сплава	Предел текучести σ_T , МПа	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа
01570	310	440
P-1580	300	470

Результаты расчета энергосиловых параметров опытного сплава приведены в соответствии с таблицей 3.9 и на рисунке 3.6.

Таблица 3.9 – Параметры холодной прокатки опытного сплава P-1580

Номер прохода	Толщина конечная, мм	Обжатие, мм	$\lambda_{сд}$	ε_{Σ} , %	Сопротивление деформации металла, МПа	Усилие, МН	Момент, МН·м
1	4,45	0,55	1,12	11,0	282,3	136,8	1,22
2	3,92	0,53	1,14	21,6	296,3	144,2	1,26
3	3,44	0,48	1,14	31,2	309,9	147,9	1,23
4	3,01	0,43	1,14	39,8	322,9	151,1	1,19
5	2,64	0,37	1,14	47,2	334,7	151,7	1,11
6	2,32	0,32	1,14	53,6	345,3	152,8	1,04
7	2,04	0,28	1,14	59,2	354,9	154,8	0,99
8	1,79	0,25	1,14	64,2	363,7	158,2	0,95
9	1,58	0,21	1,13	68,4	371,3	158,9	0,88
10	1,41	0,17	1,12	71,8	377,6	158,3	0,79
11	1,28	0,13	1,10	74,4	382,5	155,6	0,68
12	1,18	0,10	1,08	76,4	386,3	153,7	0,59
13	1,10	0,08	1,07	78,0	389,4	153,1	0,52
14	1,04	0,06	1,06	79,2	391,7	151,1	0,45
15	1,00	0,04	1,04	80,0	393,3	147,1	0,35

Как видно, расчетные значения усилия и момента прокатки не превышают допустимых, а коэффициент вытяжки по проходам изменяется плавно, без резких скачков. При холодной прокатке учитывается упрочнение металла в процессе обработки, и единичные коэффициенты вытяжки снижаются к последним проходам. Так как в процессе прокатки происходит интенсивное упрочнение металла, это приводит к увеличению усилия холодной прокатки, которое необходимо учитывать при проведении экспериментальных исследований.

Количество проходов разработанных маршрутов горячей и холодной прокатки опытных сплавов может быть сокращено без риска разрушения металла в процессе обработки за счет проведения операций промежуточного отжига.

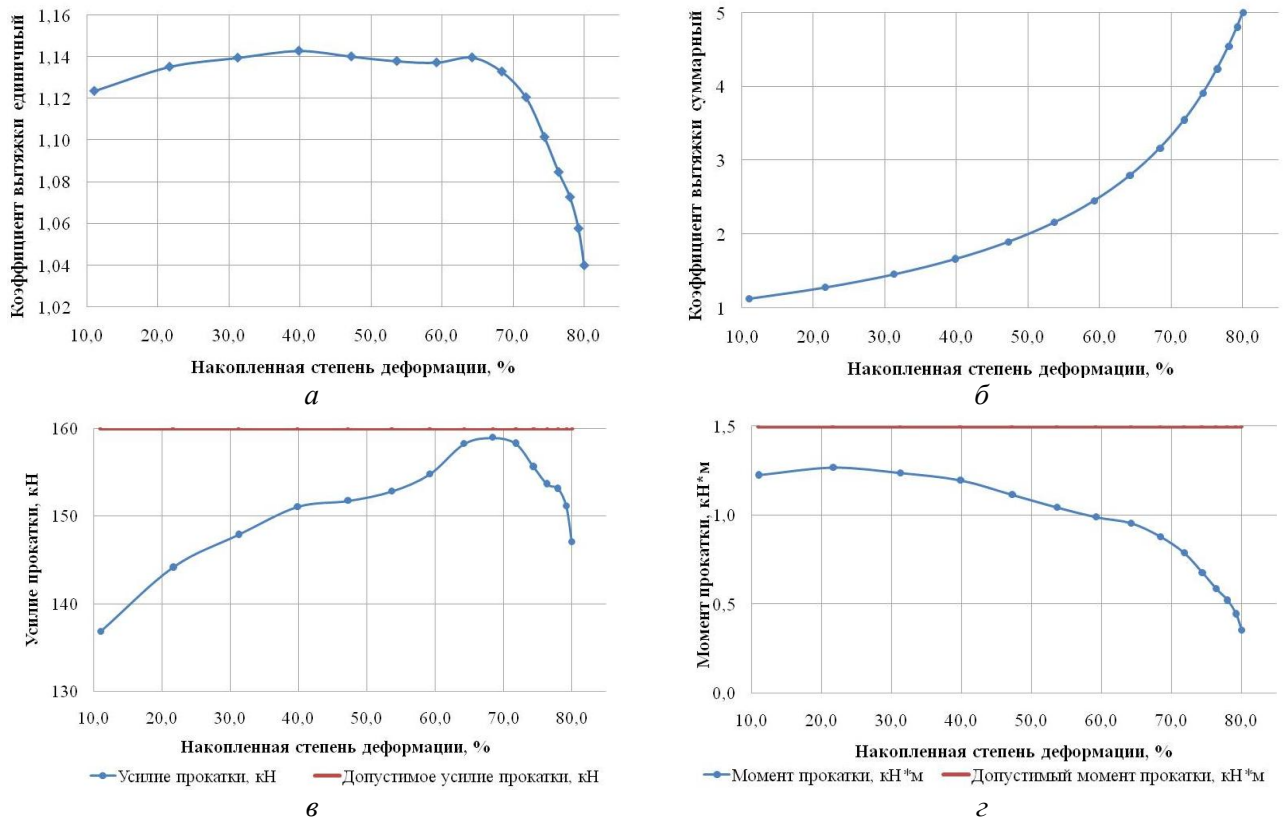


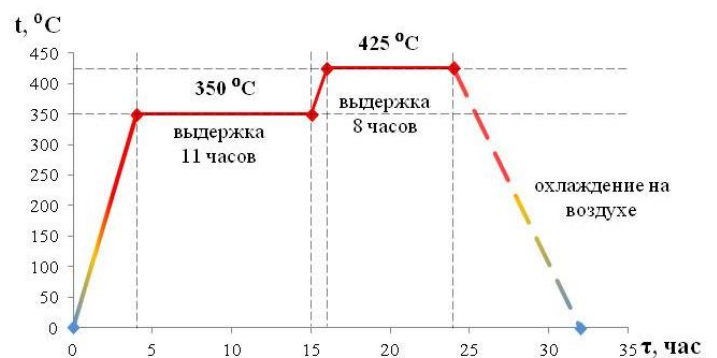
Рисунок 3.6 – Изменение единичного (а) и суммарного (б) коэффициентов вытяжки, усилия (в) и момента (г) холодной прокатки для рассчитанного маршрута от степени деформации

3.3 Экспериментальные исследования технологии получения листовых полуфабрикатов в лабораторных условиях, и изучение их структуры и свойств

В условиях алюминиевого завода ОК РУСАЛ были отлиты плоские слитки размерами 560×1360×4520 мм из исследуемых алюминиевых сплавов системы Al–Mg, полученных в условиях опытно-промышленного литья. От слитков были отрезаны темплеты, из которых изготавливали заготовки прямоугольной формы с размерами 28×150×300 мм (рисунок 3.7, а).



а



б

Рисунок 3.7 – Плоские слитки под прокатку после фрезерования (а) и режим термической обработки плоских слитков из опытных сплавов (б)

Слитки подвергались гомогенизационному отжигу по режиму, представленному на рисунке 3.7, б. Поверхности гомогенизированных заготовок, подвергаемые прокатке, фрезеровали на глубину 1 мм с каждой стороны. На первой ступени заготовки нагревали с печью до температуры 350 °С со скоростью 1,16 °С/мин и выдерживали в течение 11 часов. Далее осуществляли нагрев до температуры 425 °С со скоростью 1,25 °С/мин и выдерживали при этой температуре 8 часов. Окончательно слитки охлаждали на воздухе.

Для проектирования маршрутов обработки опытных сплавов системы Al–Mg, легированных скандием, была принята схема деформации, включающая горячую прокатку (ГП) заготовки толщиной 28 мм, нагретой до температуры 450 °С, до толщины 10 и 5 мм, а затем холодную прокатку (ХП) полос до толщины 3 и 1 мм. Листы после ХП подвергали отжигу при температуре 350 °С в течение 3 часов.

Первоначально исследовали структуру гомогенизированных слитков под прокатку из сплавов 01570 и P-1580. Основным элементом, определяющим фазовый состав, структуру и, соответственно, свойства сплавов системы Al–Mg, является магний, который имеет значительную растворимость в алюминии и образует с ним твердый раствор замещения. При литье в неравновесных условиях в структуре деформируемых магналиев образуется фаза $\beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5)$, являющаяся вырожденной эвтектикой. Примесь железа в магналиях при содержании в сплаве $\text{Si} < 0,3 \%$, $\text{Mg} > 2\%$, $\text{Mn} > \text{Fe}$ образует фазу $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Al}_6$, компактной формы, или фазу $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ скелетообразной формы. Примесь кремния (при содержании $> 0,05\%$) в магналиях образует фазу Mg_2Si из неравновесной тройной эвтектики $(\alpha + \beta(\text{Al}_8\text{Mg}_5) + \text{Mg}_2\text{Si})$ [19]. Хром в сплавах системы Al–Mg образует фазу сложного состава $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{SiAl}_4$ [76] или фазу $(\text{CrFe})\text{Al}_7$ [14]. По данным работы [19] при содержании Mn 0,8% и содержании Mg 4,5–5,5 % в магналиях образуется фаза $\text{Al}_{10}(\text{Mg}, \text{Mn})_3$. Также отмечено [19], что основной избыточной фазой кристаллизационного происхождения, в которой растворено $\sim 2 \%$ Cr, является $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Легирование сплавов системы Al–Mg малыми добавками скандия обеспечивает повышение прочности этих сплавов в результате дисперсионного твердения и структурного упрочнения. Упрочнение магналиев определяется фазовыми и структурными составляющими, которые образует скандий с основным легирующим элементом. По данным работы [76] при неравновесной кристаллизации магналиев скандий в пределах 0,4–0,5% в основном растворяется в алюминии, образуя пересыщенный твердый раствор. Дополнительный эффект упрочнения связан с введением в сплав малых добавок Zr, входящего в состав упрочняющей фазы и замедляющего процесс коагуляции продуктов распада твердого раствора. Как отмечает автор работы [17], независимо от формы слитка на формирование упрочняющей фазы $\text{Al}_3(\text{Sc},$

Zr), расходуется 50% вводимых в сплав скандия и циркония. Остальное количество указанных элементов входит в состав первичных интерметаллидов.

Микроструктура литых сплавов представлена кристаллами α -твердого раствора и включениями интерметаллидных фаз, расположенных по границам дендритных ячеек и зерен (рисунок 3.8).

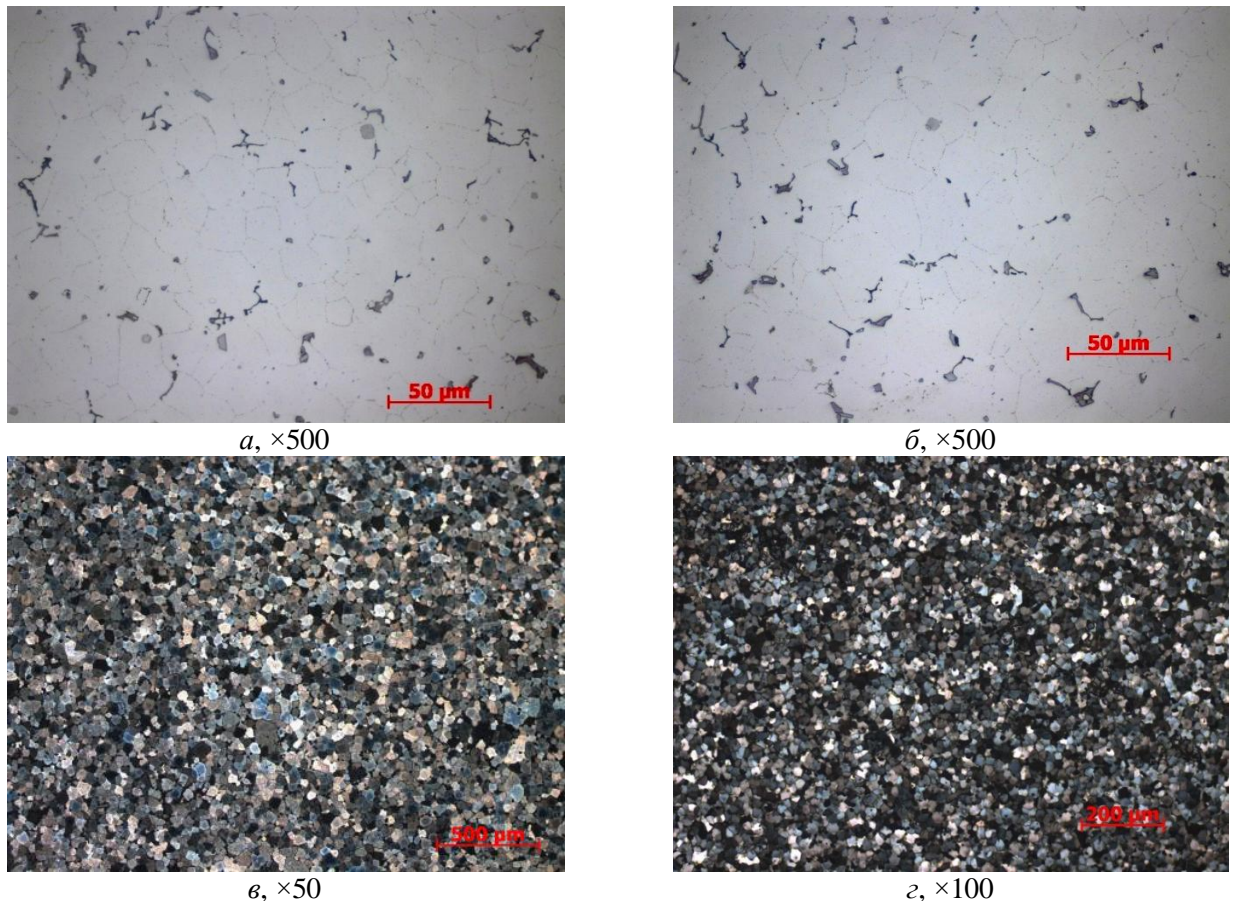


Рисунок 3.8 –Микроструктура гомогенизированных слитков: *а, в* – сплав 01570;
б, г – сплав P-1580

Данные фазы имеют характерный вид скелетов, прожилок и частиц неправильной формы. Внутри зерен твердого раствора формируется субзеренная структура, что характерно для сплавов системы Al-Mg. При ступенчатом отжиге слитков, включающем высокотемпературный нагрев до 425 °С, происходит распад пересыщенного переходными металлами твердого раствора и образуются вторичные выделения интерметаллидов, которые располагаются как по границам субзерен, так и по объему зерен. Размер зерна для данных сплавов определяли методом секущих в программе AxioVision на изображениях структуры оксидированных образцов при увеличениях 50, 100 крат. Микроструктура сплавов 01570 и P-1580 мелкокристаллическая и однородная в соответствии с рисунком 3.8, *в, г*. Средний размер зерна для сплава 01570 составляет 65 ± 11 мкм, а для сплава P-1580 соответствует $19 \pm 0,84$ мкм, что почти в 3,5 раза меньше, чем для сплава 01570.

С целью уточнения формы и расположения избыточных фаз, исследовали структуру образцов в литом состоянии на растровом электронном микроскопе с использованием энергодисперсионного спектрометра. Определение поэлементного состава фаз проводили методом МРСА (рисунок 3.9).

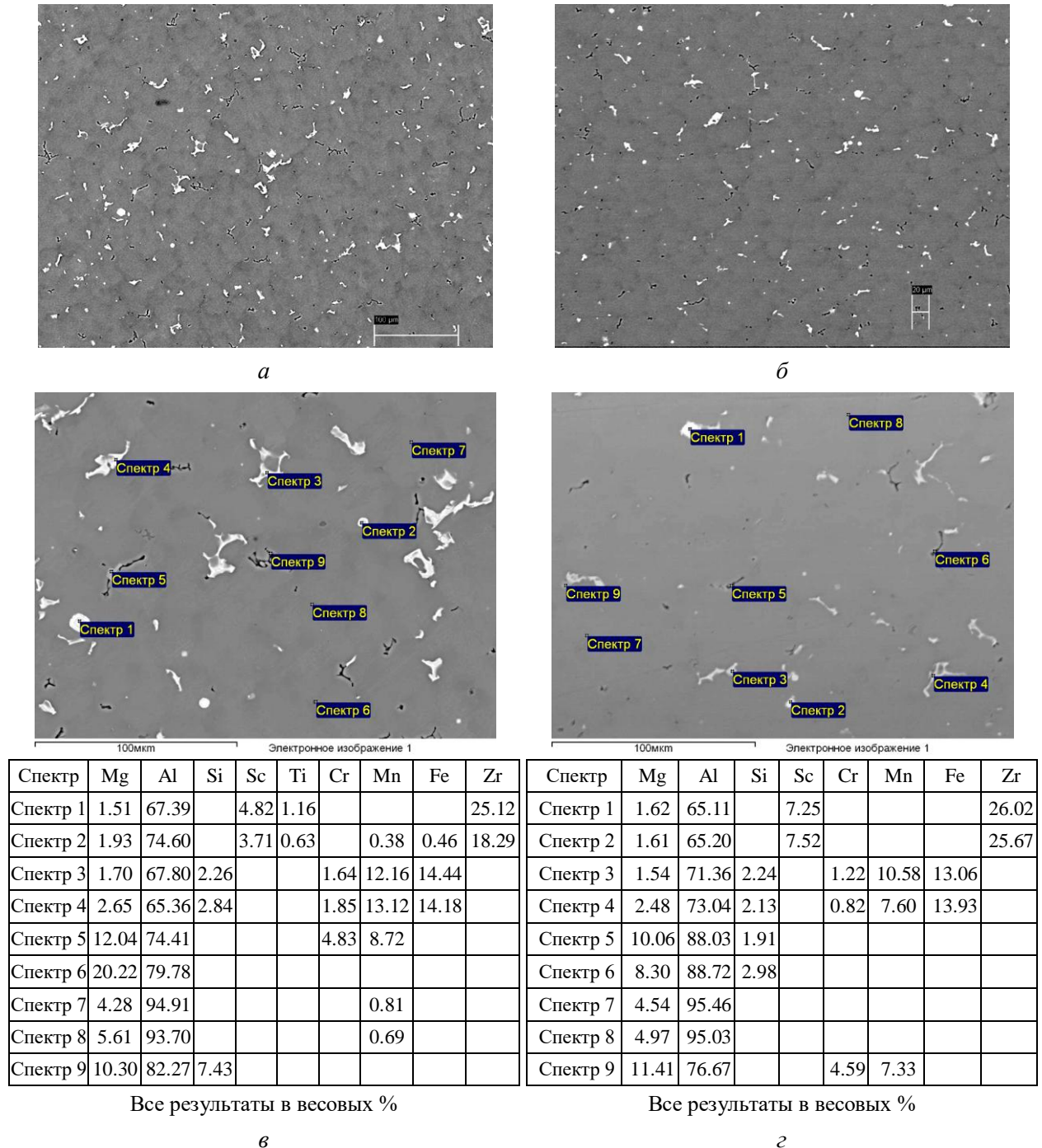


Рисунок 3.9 – Электронное изображение и результаты МРСА: *а, в* - сплав 01570;

б, г - сплав Р-1580

Контраст в отраженных электронах позволяет качественно оценить присутствие тех или иных элементов в составе фаз, имеющих в сплавах. Наиболее светлыми выглядят фазы в которых присутствуют ПМ с высокими значениями Z (атомный номер элемента), в соответствии с рисунком 3.9, *а, б*. Методом сканирующей электронной микроскопии при

увеличении 500 крат было установлено, что частицы интерметаллидов различных форм расположены, в основном, по границам зерен и дендритных ячеек. МРСА структуры образцов показал, что выявленные включения кристаллов округлой формы, в образце сплава P-1580, содержат Al, Zr, Sc (рисунок 3.9, з, спектры 1, 2). В образце сплава 01570 включения содержат Al, Zr, Sc, Ti (рисунок 3.9, в, спектры 1, 2). Содержание циркония в данных включениях изменяется от 18 до 26 вес.%, скандия от 3,7 до 7,5 вес. %. В исследуемых образцах также присутствует эвтектическая фаза Mg_2Si , в виде включений скелетной формы (рисунок 3.9, в, спектр 9; рисунок 3.9, з, спектры 5, 6).

Анализ электронных изображений структуры исследуемых образцов опытных сплавов показал, что размеры включений и скоплений, содержащих в своем составе скандий и цирконий, составляют: 2-10 мкм в образце сплава P-1580; 6-15 мкм в образце сплава 01570. Таким образом, состав и форма кристаллов алюминидов (Al, Zr, Sc) или (Al, Zr, Sc, Ti) подтверждают, что такие фазы образованы при кристаллизации, относятся к первичным кристаллам и состав примерно соответствует составу $Al_3(Sc, Zr)$. Совместное присутствие железа и марганца образует в структуре исследуемых образцов фазы неправильной формы, расположенные по границам дендритных ячеек. В состав фаз входят Al, Mn, Fe, Si, Cr (рисунок 3.9, в, з, спектры 3, 4).

Литые образцы подвергали испытаниям на разрыв при различных температурах нагрева с помощью универсальной испытательной машины LFM-400. Изменение прочностных и пластических свойств металла приведены в таблице 3.10.

Таблица 3.10 – Механические свойства литых образцов в зависимости от температуры

Т, °С	Сплав 01570			Сплав P-1580		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
20	181	301	7,6	183	312	9,1
250	191	253	9,8	178	235	10,1
280	172	205	10,2	174	211	10,6
310	168	192	12,8	172	202	11,3
340	158	172	14,6	167	190	15,6
370	151	160	15,8	148	156	18,1
400	125	126	16,5	126	131	19,2
430	104	105	17,4	98	99	20,0
460	76	76,5	19,8	76	76,5	20,1
480	73	73,5	20,1	74	74,5	21,0

Закономерности изменения значений прочностных свойств металла приведены на рисунке 3.10.

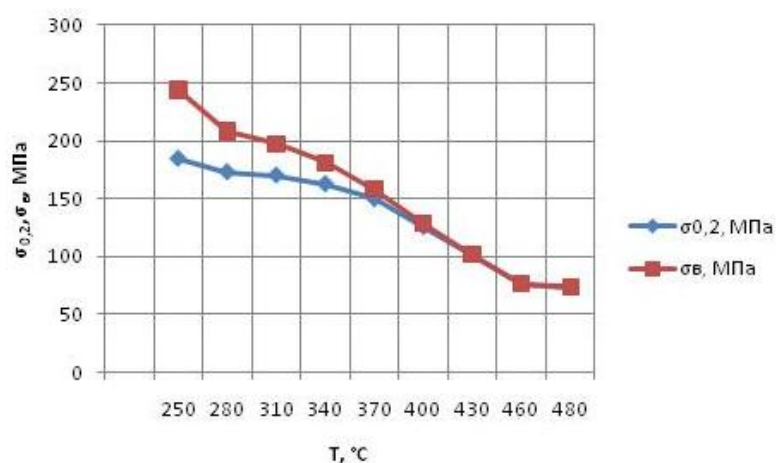


Рисунок 3.10– Изменение прочностных свойств литых образцов из сплава Р-1580 в зависимости от температуры нагрева металла

Видно, что с увеличением температуры нагрева образцов временное сопротивление разрыву и предел текучести металла снижаются, выравниваются при температурах порядка 460-480 °С и составляют 73-76 МПа. Значения относительного удлинения увеличиваются и достигают при этих температурах значений 20-21%. В связи с этим температуру нагрева заготовок перед деформацией рекомендуется выбирать в диапазоне 450-480 °С.

Затем, в результате ГП при температуре 450 °С, получали полосы толщиной 10 и 5 мм, которые впоследствии прокатывали до заданных толщин в соответствии с рисунком 3.11.

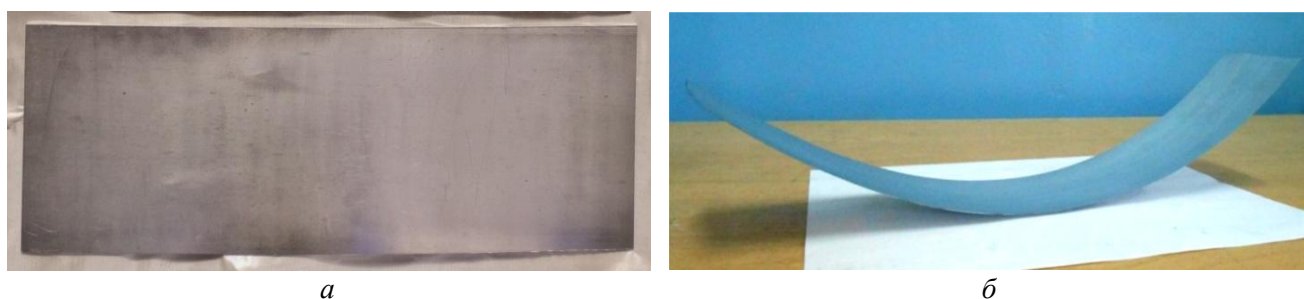


Рисунок 3.11 – Вид прокатанных полос: *а* – после горячей прокатки толщиной 10 мм; *б* – после холодной прокатки толщиной 3 мм

Степень суммарной деформации при горячей обработке литых заготовок до толщины 10 мм составила 75% и была равной 80% при прокатке до толщины 5 мм. Средняя вытяжка за проход составила 1,04. Анализ процесса ГП показал, что снижение температуры заготовки приводит к нарушению ограничений по моменту прокатки. В связи с этим заготовку подогревали в процессе прокатки.

При получении полос толщиной 3 мм степень суммарной деформации составила 70% при ХП полосы толщиной 10 мм и была равной 40% при ХП полосы толщиной 5 мм. Средняя вытяжка за проход составила 1,05.

Анализ деформационных параметров ХП показал, что при заданной суммарной вытяжке значения усилия и момента прокатки не достигают допустимых величин, поэтому прокатка при таких режимах обжатий осуществима без получения брака по трещинам. При ХП учитывалось упрочнение металла в процессе обработки, поэтому единичные коэффициенты вытяжки снижали к последним проходам.

Для получения полуфабрикатов заданной толщины необходимы высокие степени пластической деформации. Деформация приводит к искажению кристаллической структуры металлов и сплавов, происходит рост плотности дислокаций и вакансий. При ГП изменяется тонкая структура, формируются субзерна, что обеспечивает разупрочнение сплавов по сравнению с холодной деформацией. При ХП изменяется структурное состояние металла, в результате чего, зерна вытягиваются в направлении деформации, образуя волокнистое строение. Увеличение степени деформации при получении полуфабрикатов приводит к их упрочнению и снижению пластичности. Для получения оптимального комплекса свойств деформированных изделий применяют рекристаллизационный отжиг. В зависимости от химического состава сплава рекристаллизационные процессы могут начинаться при разных температурах. Большинство легирующих элементов, особенно ПМ, повышают температуру начала рекристаллизации сплава и тормозят развитие рекристаллизационных процессов. При нагреве сплавов Al–Mg, легированных Sc, происходит распад твердого раствора с образованием дисперсных когерентных выделений фазы Al_3Sc , оказывающих значительное упрочняющее действие и повышающих температуру рекристаллизации деформированного полуфабриката. Максимальное упрочнение достигается при нагреве до 300–400 °С, более высокие температуры приводят к коагуляции фазы Al_3Sc и разупрочнению. Добавка Sc совместно с Zr позволяет сохранить в полуфабрикатах после термообработки нерекристаллизованную структуру и получить за счет этого значительный эффект структурного упрочнения.

Для изучения возможности получения требуемого комплекса механических свойств проводили металлографический анализ образцов из сплавов 01570 и P-1580, толщиной 3 мм, полученных из заготовок толщиной 10 и 5 мм. Также исследовали микроструктуру образцов после рекристаллизационного отжига при 300 °С в течение 3 ч.

В соответствие с таблицами 3.11– 3.12, микроструктура деформированных образцов состоит из вытянутых зерен α -твердого раствора и включений интерметаллидов, расположенных в виде строчек по границам зерен.

В микроструктуре листов после ГП выявлены достаточно крупные частицы светло-серого цвета в форме пластин и кристаллов, имеющих разветвленную форму, размером 12-45 мкм при толщине 10 мм и размером 7-38 мкм при толщине 5 мм.

Таблица 3.11 – Микроструктура деформированных и отожженных листовых полуфабрикатов из сплава 01570

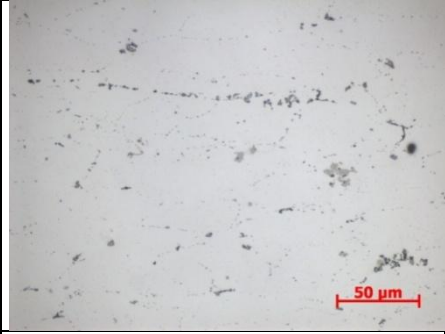
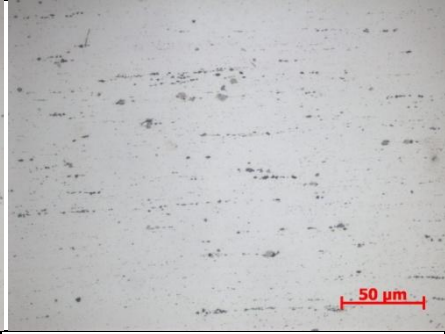


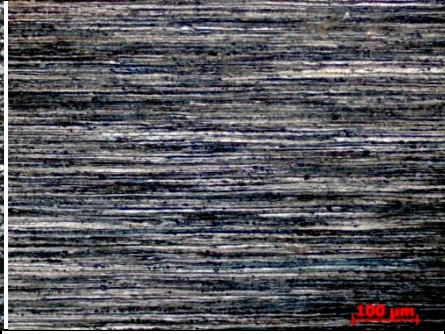
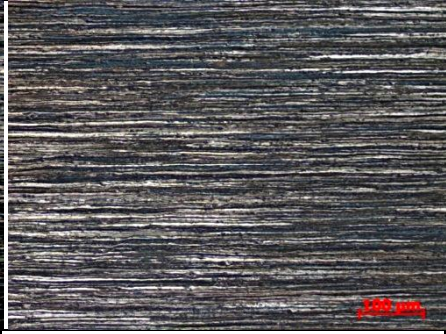
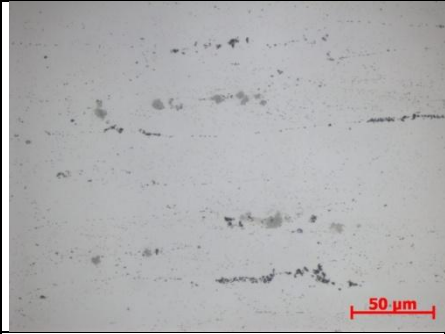
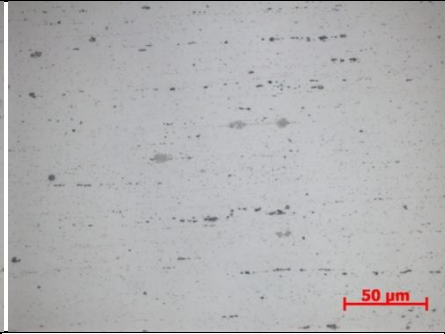
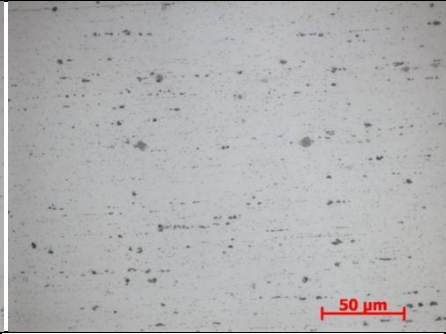

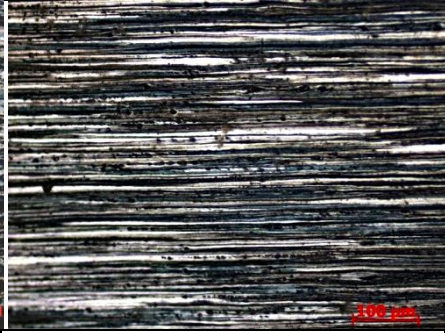

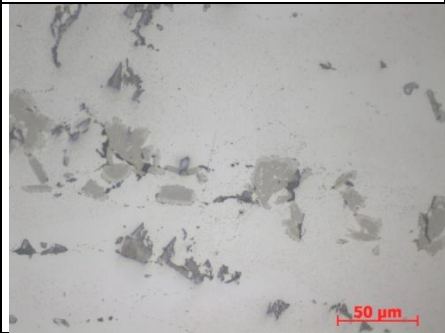
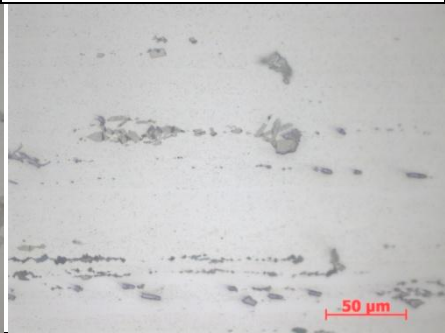
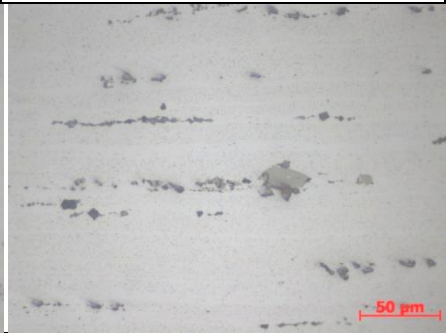
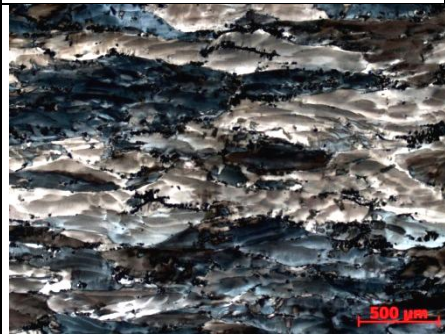
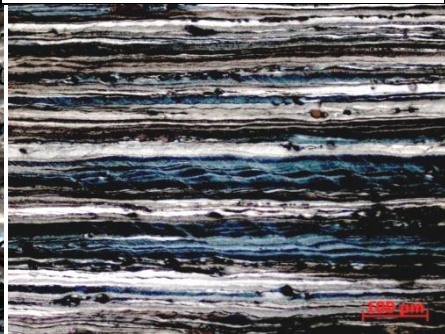
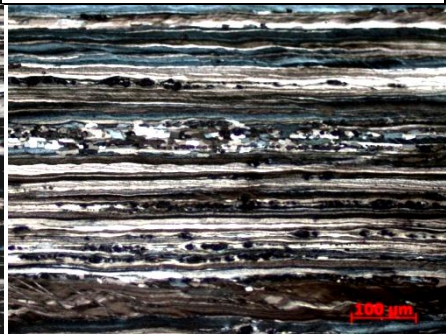
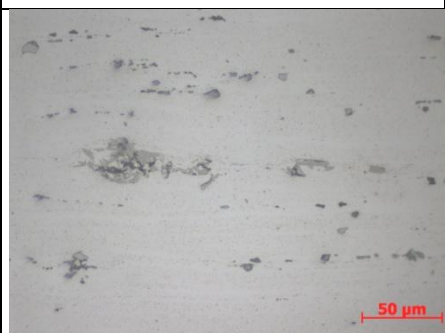
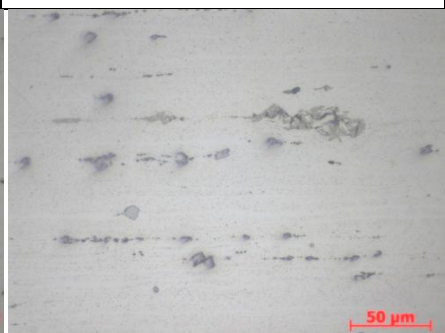
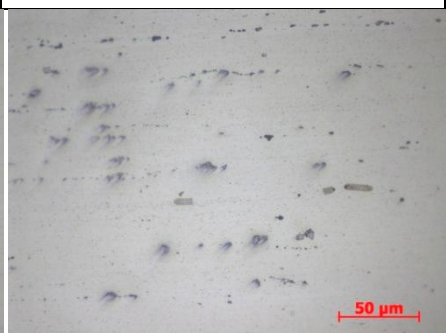


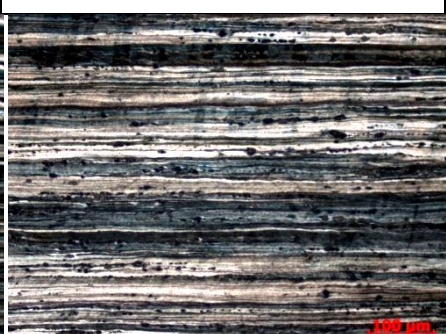
Горячедеформированное состояние, толщина 10 мм	Холоднодеформированное состояние, толщина 3 мм	Отожженное состояние, толщина 3 мм
		
×500	×500	×500
		
×50	×200	×200
Горячедеформированное состояние, толщина 5 мм	Холоднодеформированное состояние, толщина 3 мм	Отожженное состояние, толщина 3 мм
		
×500	×500	×500
		
×50	×200	×200

Таблица 3.12 – Микроструктура деформированных и отожженных листовых полуфабрикатов из сплава Р-1580

Горячедеформированное состояние, толщина 10 мм	Холоднодеформированное состояние, толщина 3 мм	Отожженное состояние, толщина 3 мм
		
×500	×500	×500
		
×50	×200	×200
Горячедеформированное состояние, толщина 5 мм	Холоднодеформированное состояние, толщина 3 мм	Отожженное состояние, толщина 3 мм
		
×500	×500	×500
		
×200	×200	×200

Микроструктура металла полос, полученных холодной прокаткой, также включает кристаллы серого цвета в форме многогранников и кристаллы темного цвета в виде протяженных раздробленных пластин, расположенных вдоль направления деформации и кристаллы неправильной формы темного цвета. Исследование зеренной структуры с помощью метода оксидирования показало, что структура деформированных и отожженных полуфабрикатов имеет преимущественно волокнистое строение. Некристаллизованная структура, независимо от степени деформации, наблюдается в листах из сплава 01570 с более высоким содержанием скандия (таблица 3.11). Температурный и временной режим отжига образцов не обеспечивает протекания рекристаллизационных процессов и в структуре сохраняется волокнистое строение.

Однако, после термической обработки листа толщиной 3 мм, полученного из горячедеформированного полуфабриката толщиной 10 мм сплава Р-1580 с более низким содержанием скандия, наблюдается частичная рекристаллизация α -твердого раствора на фоне волокнистого строения, что связано с повышением степени деформации, в отличие от образца из горячекатаного листа толщиной 5 мм (таблица 3.12). В листах из того же сплава, полученных из горячекатаного полуфабриката толщиной 5 мм, признаков рекристаллизации не обнаружено (таблица 3.1)1. Так как в структуре после отжига при температуре 300 °С в течение 3 часов не наблюдается значительных изменений, то оптимального уровня механических свойств достигнуть невозможно. Применяя более высокие температуры отжига для исследуемых сплавов, можно обеспечить повышение характеристик пластичности и некоторое снижение прочности.

Результаты исследований свойств литых, деформированных и отожженных полуфабрикатов приведены в таблице 3.13.

Таблица 3.13 – Механические характеристики образцов сплавов 01570 и Р-1580 в деформированном и отожженном состояниях

Состояние	Толщина, мм	Сплав 01570			Сплав Р-1580		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Литое	28	301	181	7,6	312	183	9,8
Горячедеформированное	10	326	204	7,1	369	266	16
	8	354	271	6,9	372	280	13
	5	376	297	6,7	389	312	12
Холоднодеформированное	3	470	429	5	453	429	5
	1	535	478	3	554	467	4
Отожженное	3	383	312	14	390	277	14
	1	445	276	13	460	282	14

Анализ механических свойств полуфабрикатов, полученных из сплава Р-1580, показывает, что уровень прочностных и пластических свойств достаточно высок, при этом

временное сопротивление разрыву для холоднодеформированных образцов достигает 453-554 МПа, предел текучести металла 429-467 МПа, а относительное удлинение 4-5%.

В качестве общих закономерностей изменения механических свойств можно отметить, что с увеличением суммарной степени деформации временное сопротивление разрыву и предел текучести металла растут, а относительное удлинение снижается, что соответствует общим представлениям теории обработки металлов давлением.

Применение отжига полуфабрикатов из сплава Р-1580 после холодной прокатки при температуре 350 °С, 3 часа дает возможность получить хорошие пластические свойства металла (значения относительного удлинения увеличиваются и достигают 14-16 %) при достаточно высоких значениях предела текучести 277-282 МПа.

Такой уровень механических свойств позволяет изготавливать деформированные полуфабрикаты в виде листового проката из слитков экспериментального сплава с достаточно низким содержанием скандия, замещенного цирконием.

Сравнивая данные по механическим свойствам полуфабрикатов из опытного сплава Р-1580 и базового сплава 01570, можно говорить о том, что листы из экономно легированного сплава Р-1580 (скандия 0,12 %) по прочностным и пластическим свойствам превосходят значения тех же полуфабрикатов из сплава 01570 с большим содержанием дорогостоящего скандия (0,25%).

3.4 Экспериментальные исследования технологии получения листовых полуфабрикатов в промышленных условиях, и изучение структуры и свойств

Основываясь на результатах лабораторных исследований отработку технологии получения листовых полуфабрикатов в условиях производства проводили только для нового сплава Р-1580.

Литье слитков сечением 300×1460 мм производилось в литейную оснастку на 1 слиток в кристаллизатор с отдельной подачей воды на узкие и широкие грани с модифицированием лигатурным прутом Al-Ti-B, с рафинированием металла в установке электро-флюсового рафинирования (ЭФР), фильтрацией через фильтр из стеклосетки ССФ 4,0 в разливочной коробке, ССФ 4,0 в кристаллизаторе. При отливке плоских слитков использовались режимы литья указанные в таблице 3.14.

В промышленных условиях приготовление и отливка слитков производилась на плавно-литейном агрегате (ПЛА), рисунок 3.12.

Таблица 3.14 – Режимы литья плоских слитков из сплава Р-1580

Наименование параметра		Значение
Сечение слитка, мм		300×1460
Максимальная температура металла в печи, °С		775
Температура металла в перед сливом, °С		770
Температура металла в процессе литья, °С	1-2	719
	2-2	727
	3-2	738
Скорость литья, мм/мин		42
Скорость подачи прутка, мм/мин		300
Температура воды, °С		18



а



б

Рисунок 3.12 – Плавильно-литейный агрегат ПЛА № 14: а – газовая печь; б – электрический миксер

Для приготовления расплава использовался следующий состав шихтовых материалов:

- алюминий первичный А85;
- отходы заказчика сплава Р-1580;
- чистые металлы Mn, Mg;
- легирующие материалы: Al-Ti5, Al-Cr80, Al-Zr2,5, Al-Sc2, Al-Be5.

По результатам проведенного литья получены слитки для изготовления плоского проката 300×1460×4000 мм (2 слитка) и 300×1460×4600 мм (1 слиток), рисунок 3.13.

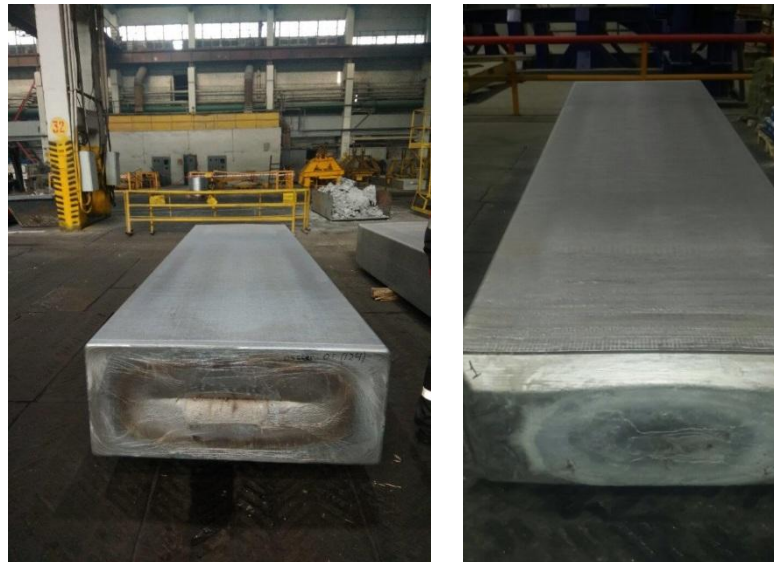


Рисунок 3.13 – Промышленные плоские слитки

Для контроля состава сплава проводился спектральный анализ, результаты которого говорят о высокой точности приготовления расплава (таблица 3.15).

Таблица 3.15 – Фактический химический состав сплава марки Р-1580

Содержание элементов, мас. %							Примеси, %						
Mg	Mn	Sc	Zr	Cr	Si	Al	Fe	Cu	Zn	Ti	Na	Ca	Сумма прочих
4,97	0,56	0,1	0,11	0,15	0,11	Основа	0,2	0,01	0,1	0,022	0,0002	0,0003	0,02

Для слитков сечением 300×1460 мм так же проводилась гомогенизация по режиму, указанному на рисунке 3.7, б. После гомогенизации производилась резка плоских слитков на заготовки размерами 300×1460×1700 мм и 300×1460×2200 мм.

Фрезерование заготовок от плоских слитков производилось на станке «ВИРТ»:

- для литых заготовок сечением 300×1460×1700/2200 мм сьем металла на сторону широких граней задан в диапазоне 10-20 мм, малые грани (под углом 110° фрезеровались в ПЛЦ);

- для литой заготовки сечением 560×1310×1580 мм широкие грани фрезеровались до заданной толщины 405 мм, а узкие грани выполнены фрезеровкой в виде трапеции с симметричными скосами под углом 15° при минимальном съеме слоя металла 18 мм.

Было проведено исследование качества плоских слитков сечением 300×1460 мм из сплава марки Р-1580. Исследование проводилось на темплетах, отрезанных от слитков (литниковая и донная часть), полученных при трех температурах литья в соответствие с таблицей 3.14. Макроструктуру исследовали по толщине слитка после предварительного травления темплета в 15 % растворе NaOH в течении 30 мин и последующего осветления в азотной кислоте. Анализ макроструктуры показал наличие неоднородности структуры в

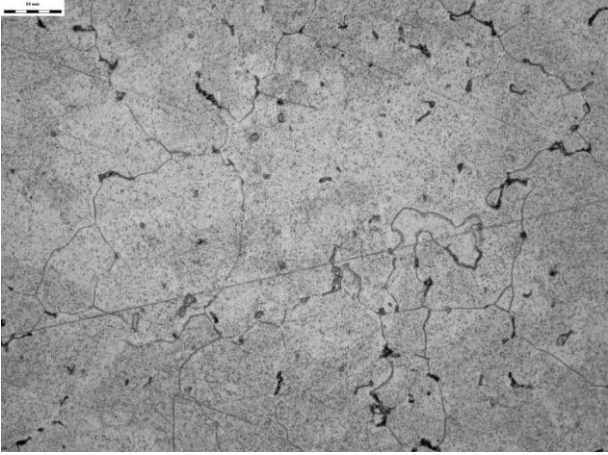
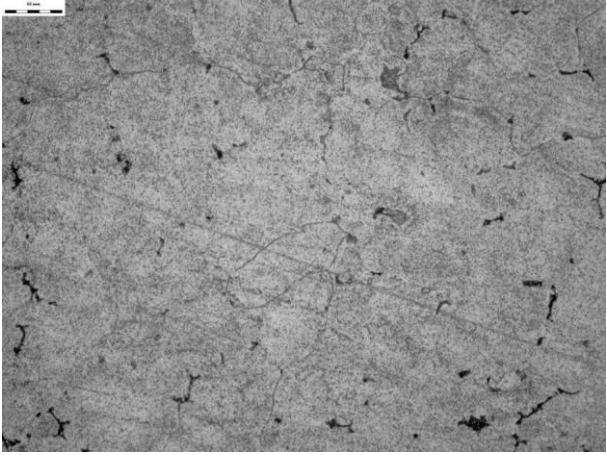
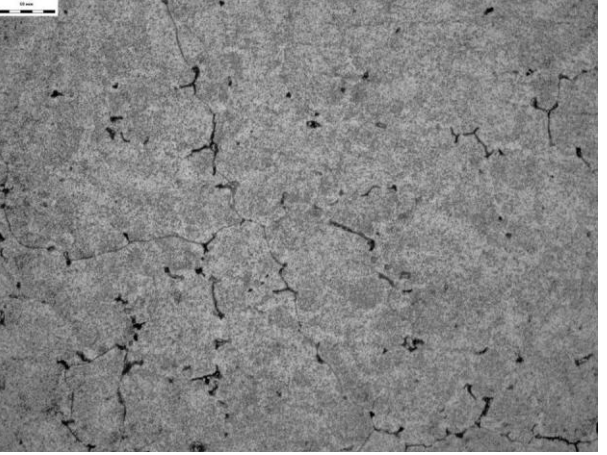
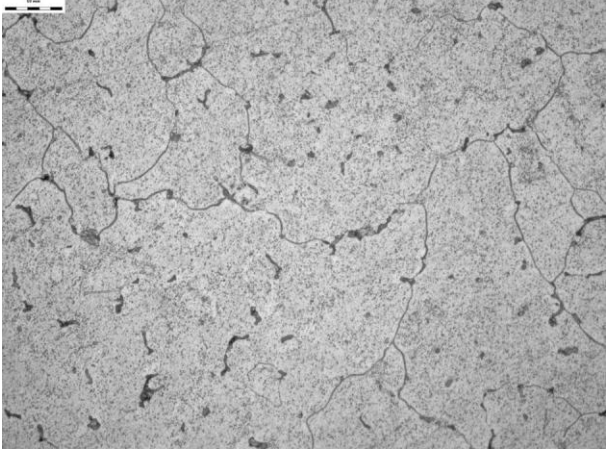
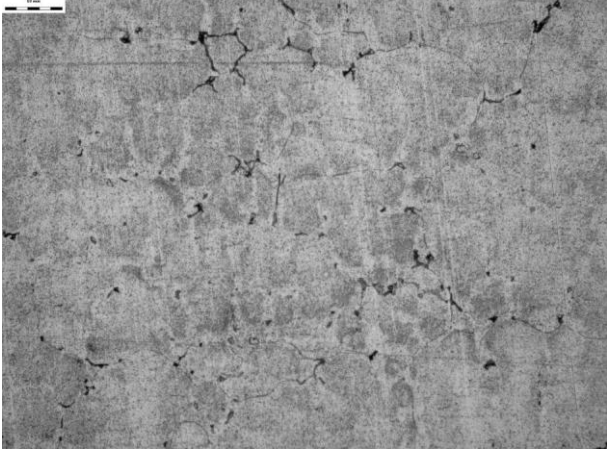
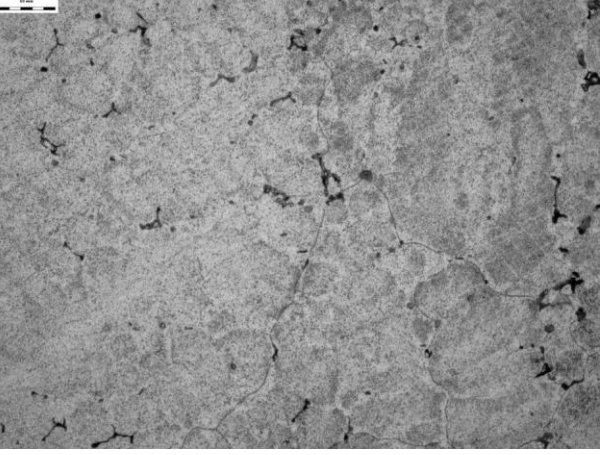
темплетах 2-2 и 3-2 с температурой литья 727 и 738 °С. На глубину 40-50 мм распространяется веерная структура, в остальном сечении темплета наблюдается размер зерна до 3,5 мм (рисунок 3.14, *а*). В структуре темплетов 1-1, отрезанных от слитка, отлитого при температуре 719 °С, наблюдается однородная структура с величиной зерна до 2 мм (рисунок 3.14, *б*).

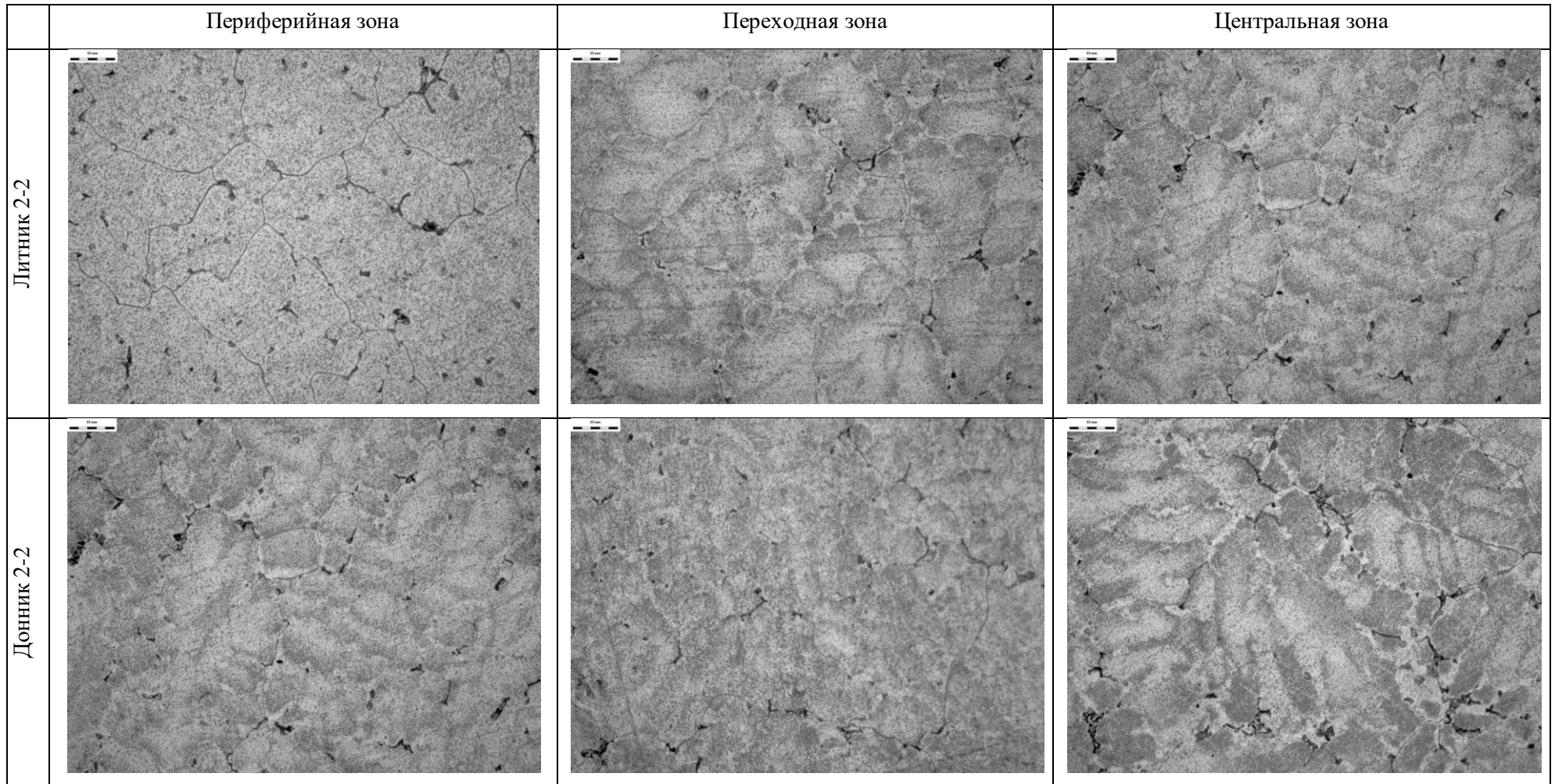
*а**б*

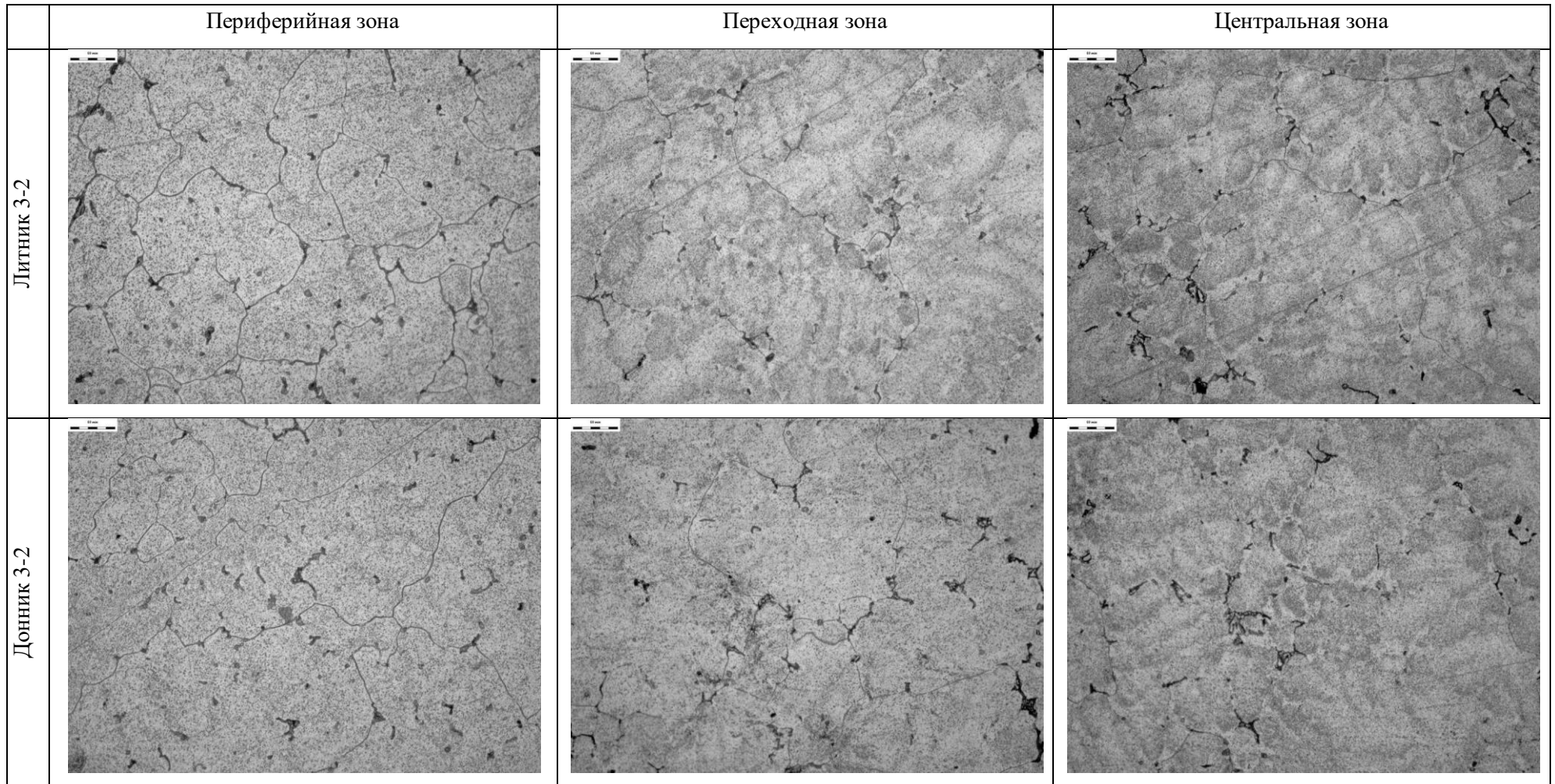
Рисунок 3.14 – Макроструктура темплетов из сплава Р-1580: *а* – температура литья слитка 727 °С; *б* – температура литья слитка 719 °С

Микроструктуру исследовали на образцах, вырезанных из периферийной, переходной (1/4) и центральной (1/2) зонах по толщине слитка. Исследования проводили при помощи микроскопа Axiovert 40 MAT при увеличениях 200 крат. На микроструктуре наблюдается слабая пористость с раскрытием пор до 0,01 мм, равномерно расположенные интерметаллидные фазы размером до 0,02 мм (таблица 3.16). В процессе гомогенизации произошло растворение фазовых составляющих по границам дендритных ячеек (наиболее полное в центральной зоне слитков) и распад твердого раствора с выделением дисперсных частиц интерметаллидов по объему дендритных ячеек. В центральной зоне по толщине слитков наблюдаются отдельные ячейки с менее плотным выделением частиц в их центре или с неравномерной плотностью выделений частиц по сечению ячеек.

Таблица 3.16 – Микроструктура слитков из сплава Р-1580 при различной температуре литья, $\times 200$

	Периферийная зона	Переходная зона	Центральная зона
Литник 1-2	 Micrograph showing the microstructure of the peripheral zone of casting ingot 1-2. The structure consists of a network of dark, irregular, interconnected lines on a lighter gray matrix. A scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing the microstructure of the transition zone of casting ingot 1-2. The structure is similar to the peripheral zone but with a slightly different distribution of dark lines. A scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing the microstructure of the central zone of casting ingot 1-2. The structure is similar to the other zones, showing a network of dark lines. A scale bar is visible in the top left corner.
Донник 1-2	 Micrograph showing the microstructure of the peripheral zone of casting ingot 1-2. The structure is similar to the other zones, showing a network of dark lines. A scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing the microstructure of the transition zone of casting ingot 1-2. The structure is similar to the other zones, showing a network of dark lines. A scale bar is visible in the top left corner.	 Micrograph showing the microstructure of the central zone of casting ingot 1-2. The structure is similar to the other zones, showing a network of dark lines. A scale bar is visible in the top left corner.





Для уточнения оптимальной температуры нагрева литых заготовок для дальнейшей прокатки, а также для расчетов схем обжатий, профилей рабочих валков и назначения режимов горячей прокатки на стане СГП Кварто 2800, проводилась оценка технологической пластичности сплава Р-1580 в диапазоне температур 300-500 °С. Из центральной зоны донных темплетов гомогенизированных слитков отбирали образцы для определения механических свойств методом растяжения при температурах 20°С, 300°С, 320°С, 340°С, 360°С, 380°С, 400°С, 420°С, 440°С, 460°С, 480°С, 500°С по ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 9651-84. Результаты жаропрочных испытаний приведены в таблице 3.17.

Таблица 3.17 – Результаты жаропрочных испытаний образцов из слитка сплава Р-1580 сечением 300×1460 мм

Механические свойства	Температура испытания, °С											
	20	300	320	340	360	380	400	420	440	460	480	500
σ_B , МПа	310	145	143	113	101	92	85	74	63	58	52	41
δ , %	6	6	12	10	16	17	17	21	19	17	18	18
ψ , %	7	13	17	18	19	24	24	28	25	28	24	23

Во время испытаний также оценивалась технологическая пластичность литого металла (таблица 3.10). На рисунке 3.15 приведено изменение прочностных свойств образцов, отлитых из сплава Р-1580 в промышленных условиях, в зависимости от температуры испытания в сравнении с результатами испытаний, полученными в лаборатории кафедры ОМД ИЦМиМ «СФУ».

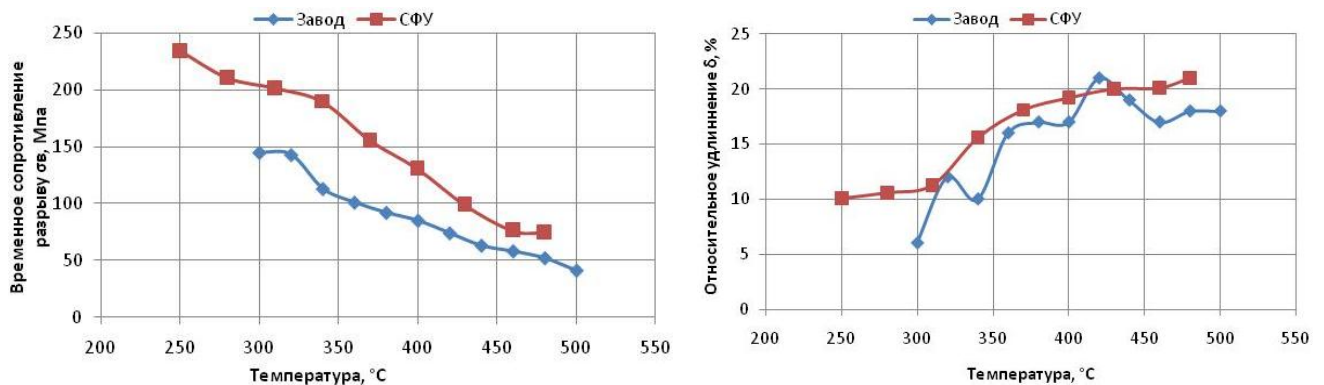


Рисунок 3.15 – Изменение прочностных и пластических свойств литых образцов из сплава Р-1580 в зависимости от температуры нагрева металла

В связи с тем, что жаропрочные испытания литого материала сплава Р-1580 показали повышенную механическую неоднородность, принято решение нагрев литых заготовок производить до температуры не более 420 °С, а горячую прокатку начинать с температуры

близкой к 390 °С. Нагрев литых заготовок выполнили в газовой печи проходного типа «Отто Юнкер». Наилучшей технологической пластичностью ($\delta = 21\%$) по результатам промышленных испытаний обладают слитки при температуре до 420°С. Показатели прочности и пластичности образцов, испытанных в лаборатории «СФУ», выше в связи с тем, что температуры испытаний несколько отличались.

На основании механических свойств, полученных при жаропрочных испытаниях литого материала для горячей прокатки литых заготовок заданного сортамента рассчитаны схемы обжатий по предельно-допустимым энергосиловым возможностям действующего стана СГП Кварто 2800, включающие вариации частных обжатий в случае изменения температурного режима раскатов и поведения раскатов при прокатке в отдельных проходах, ожидаемые усилия прокатки в каждом проходе и прогибы валковой системы стана, а по значениям прогиба и ожидаемого теплового расширения катающих валков – профили валковой системы. По полученным расчетным данным выбран профиль рабочих валков и шлифовкой подготовлены рабочие валки с заданным профилем.

В результате горячей прокатки исследуемого сплава Р-1580, как в лабораторных, так и в промышленных условиях наблюдалось разрушения заготовок (рисунок 3.16).

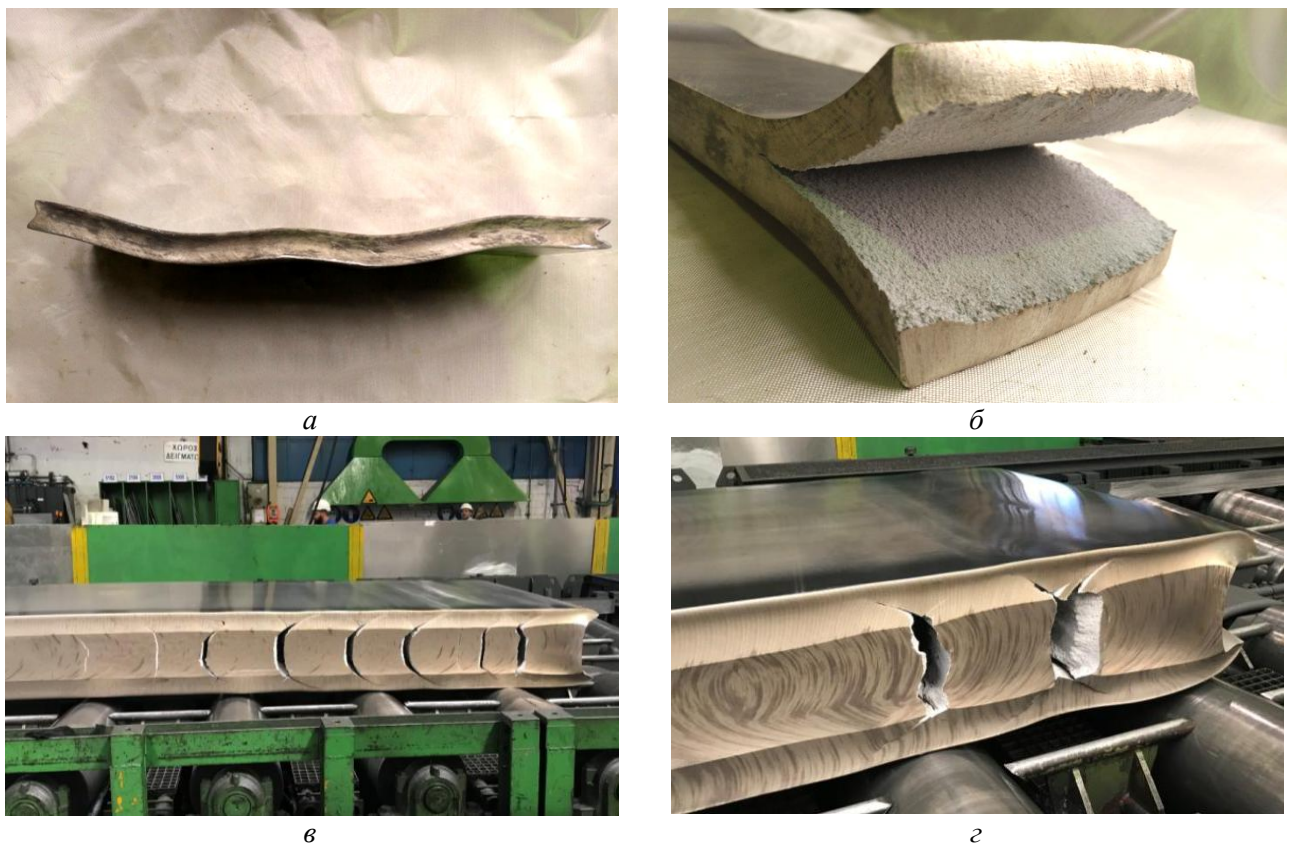


Рисунок 3.16 – Внешний вид слитка после горячей прокатки с трещинами:

а, б – прокатка в лабораторных условиях; *в, г* – прокатка в промышленных условиях

Значительная часть потерь металла связана с возникновением на промежуточных стадиях прокатки поверхностных трещин, образующихся преимущественно в областях, прилегающих к боковой кромке заготовки и распространяющихся по направлению к ее центральной оси. Наличие таких дефектов приводит к увеличению брака, связанного с необходимостью обрезки кромок металла и, следовательно, к снижению выхода годного, повышению себестоимости продукции и снижению ее конкурентоспособности.

В настоящее время не сложилось единого мнения о причинах образования прикромочных трещин. Некоторые исследователи считают, что подобные дефекты образуются в процессе кристаллизации слитка при непрерывной разливке и наследуются при прокатном переделе. Существует также мнение [147], что образование прикромочных трещин происходит непосредственно при горячей прокатке, очевидно, по причине неравномерного течения металла, обусловленного неравномерностью распределения температуры, степеней и скоростей деформации по сечению раската.

При разработке режимов опытной технологии были учтены результаты компьютерного моделирования процесса горячей прокатки и принят во внимание производственный опыт горячей прокатки данного предприятия для аналогичных сплавов. В связи с этим было проведено дополнительное компьютерное моделирование горячей прокатки, в котором была изменена исходная форма крупногабаритных слитков (слябов), а прокатка осуществлялась с эджерной клетью (рисунок 3.17). Передняя и задняя части сляба имели форму замка Петрова, поэтому их прокатку производили поперек направления литья.

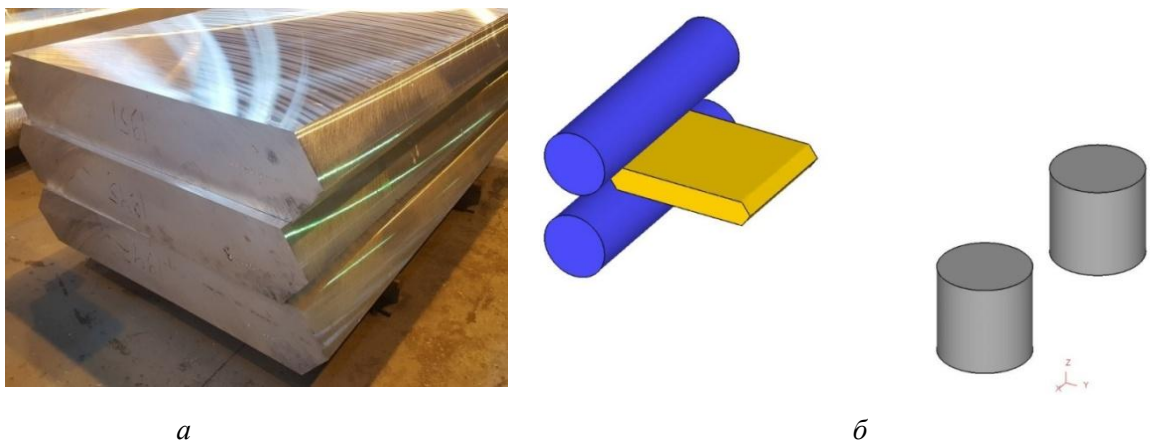


Рисунок 3.17 – Вид слябов из сплава Р-1580, полученных в промышленных условиях (а) и модель прокатки с эджерной клетью (б)

Для уточнения режимов опытной прокатки на промышленном реверсивном стане СГП Кварто 2800 использовали данные, приведенные в таблице 3.18. Температура нагрева слитков составляла 402 – 410 °С. В качестве смазочно-охлаждающей жидкости применяли смазку СП-3.

Таблица 3.18 – Данные для создания модели процесса горячей прокатки с эджерной клетью

Наименование параметра	Значение
Диаметр рабочих валков, мм	725
Длина бочки валка, мм	2800
Диаметр валков эджерной клетки, мм	1000
Начальная температура слитка, °С	406
Скорость в первых проходах, м/с	0,2
Скорость в последующих проходах, м/с	3
Размеры исходного слитка, мм	280×1460×1700
Угол фрезеровки малых граней слитка, °	110
Горячая прокатка до высоты, мм	5,49
Технологические паузы между проходами, с	10 – 30
Количество конечных элементов на которые разбит исходный слиток, тыс. шт.	100
Количество конечных элементов по мере уменьшения высоты раската и увеличения длины, тыс. шт.	180

Параметры опытной прокатки слябов из сплава Р-1580 на производстве представлены в таблице 3.19.

Таблица 3.19 – Параметры опытной прокатки слябов из сплава Р-1580

№ прохода	Обжатие, мм	Степень обжатия, %	Толщина, мм	Время, с		Т, °С	Скорость, м/с	Р, МН
				паузы	прокатки			
			280,0					
1	18,5	7	261,5	4	9		0,20	9,8
2	16,0	6	245,5	4	9		0,22	13,0
3	17,0	7	228,50	5	10		0,21	13,3
4	18,0	8	210,5	8	3		0,75	21,0
5	9,0	4	201,5	4	3		0,78	20,6
6	9,0	4	192,5	4	3		0,82	20,7
7	10,0	5	182,5	19	3		0,86	20,3
8	10,0	5	172,5	5	3	404	0,91	20,4
9	10,0	6	162,5	21	3		0,97	19,7
10	10,0	6	152,5	5	4	411	0,77	19,2
11	11,0	7	141,5	21	3		1,11	19,1
12	11,0	8	130,5	5	4	411	0,90	18,9
13	11,0	8	119,5	5	4		0,98	18,5
14	11,0	9	108,0	5	4		1,08	17,8
15	11,0	10	97,5	19	4		1,20	17,5
16	11,0	11	86,5	6	4	413	1,36	18,2
17	11,0	13	75,5	6	4		1,55	17,7
18	10,0	13	65,5	5	5		1,43	17,3
19	10,0	15	55,5	7	5		1,69	17,1
20	10,0	18	45,5	6	6		1,71	18,0
21	9,0	20	36,5	6	7		1,83	17,9
22	7,5	21	29,0	6	8	368	2,01	17,8
23	6,5	22	22,5	6	9		2,30	17,9
24	5,0	22	17,5	9	10	419	2,66	17,7
25	3,8	22	13,7	58	12		2,83	17,8
26	3,1	23	10,6	10	19	462	2,31	19,1

27	2,7	25	7,9	28	20		2,94	18,8
28	2,4	31	5,49	38	35	352	2,42	20,5

Сравнение результатов горячей прокатки в промышленных условиях и моделирования показало, что при заданных температурно-скоростных условиях характер формоизменения металла, форма проката и появление микротрещин на его кромках соответствуют реальным условиям прокатки. Погрешность при определении энергосиловых параметров не превышает в среднем 5–7%, что подтверждает адекватность разработанной модели. При этом следует отметить, что значения усилий прокатки не превышают допустимых, как при математическом, так и физическом моделировании процесса горячей прокатки. Таким образом, разработанную модель можно применять для анализа формоизменения и энергосиловых характеристик исследуемого сплава для других типоразмеров слитков.

На рисунке 3.18 показан вид листовых полуфабрикатов, полученных в промышленных условиях.

*a**б*

Рисунок 3.18 – Вид листовых полуфабрикатов: *a* - листы; *б* - рулоны

Для оценки микроструктуры образцы после горячей и холодной прокатки отбирали в продольном направлении. Анализ микроструктуры показал, что листы после горячей прокатки толщиной 10,5 и 8 мм имеют волокнистое строение. Микроструктура листов толщиной 8 мм включает частицы интерметаллидов более меньшего размера (рисунок 3.19) по сравнению с листами той же толщины, полученными лабораторной прокаткой. Это объясняется более высокой степенью деформации и проработкой литой структуры.

Микроструктура холоднодеформированных листов толщиной 4,5-1,5 мм в соответствии с рисунком 3.20 подобна структуре образцов после лабораторной прокатки (см. пункт 3.3) и также включает кристаллы серого цвета в форме многогранников и кристаллы темного цвета в

виде вытянутых раздробленных пластин, расположенных вдоль направления деформации и кристаллы неправильной формы темного цвета. Структура деформированных образцов состоит из вытянутых зерен α -твердого раствора и включений интерметаллидов, расположенных в виде строчек по границам зерен. Исследование зеренной структуры с помощью метода оксидирования показало, что структура деформированных полуфабрикатов имеет волокнистую текстуру.

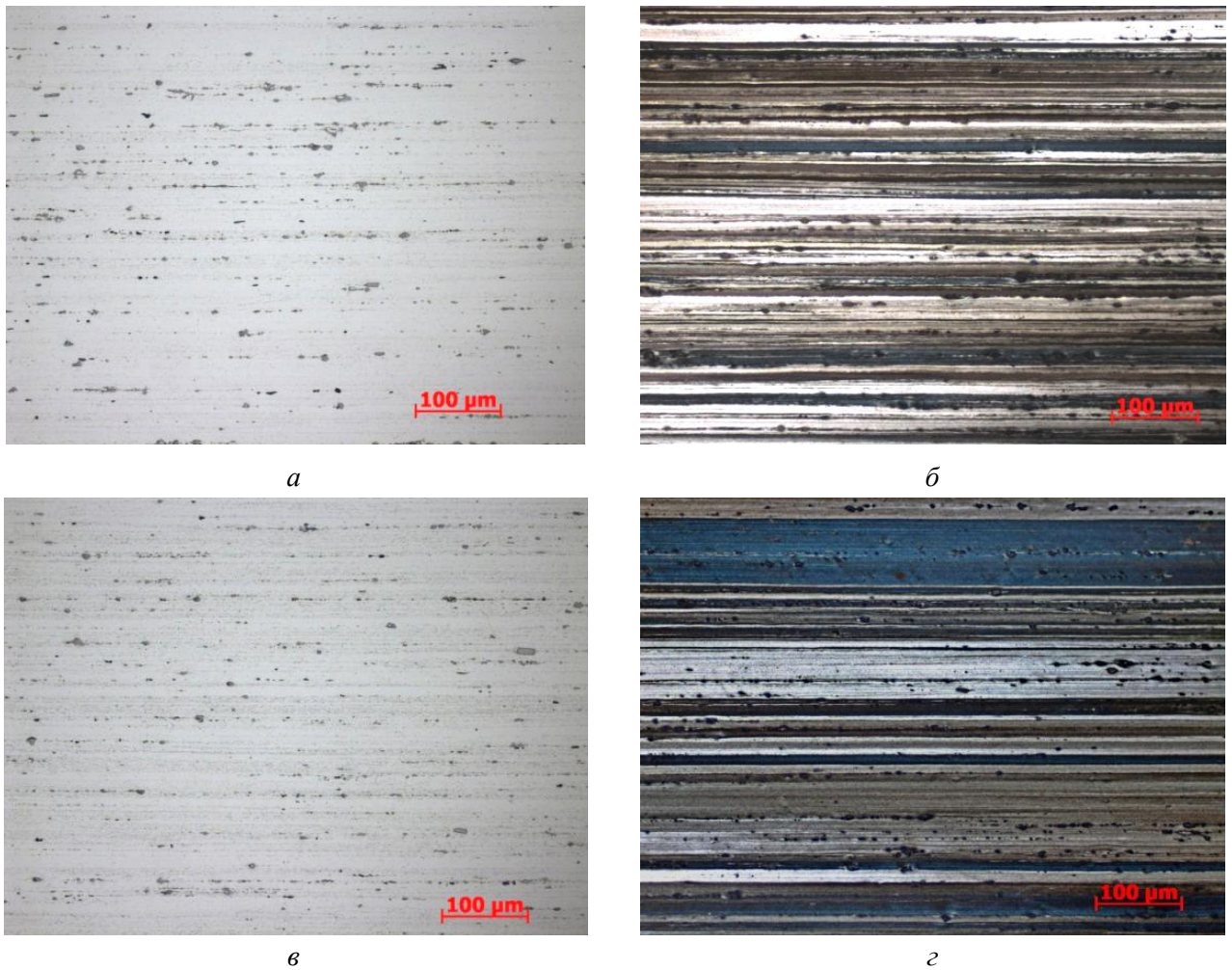


Рисунок 3.19 – Микроструктура листовых полуфабрикатов после горячей прокатки на производстве, $\times 200$: а, б – толщина 10,5 мм; в, г – толщина 8 мм

Из полученных полос вырезали плоские образцы, которые подвергались испытаниям на растяжение при комнатной температуре и заданной скорости деформирования на установке LFM400 и ZwickZ 250. При определении прочностных и пластических свойств образцов каждый раз фиксировали изменение длины рабочей части образца, а также соответствующее этому изменению значение растягивающей силы.

Для оценки влияния термической обработки на показатели механических свойств полуфабрикатов, применяли 5 режимов отжига (таблица 3.20).

Таблица 3.20 – Режимы термической обработки полуфабрикатов из сплава Р-1580

Режим отжига	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
Температура, °С	300	300	350	350	380
Время выдержки, ч	1	3	1	3	1

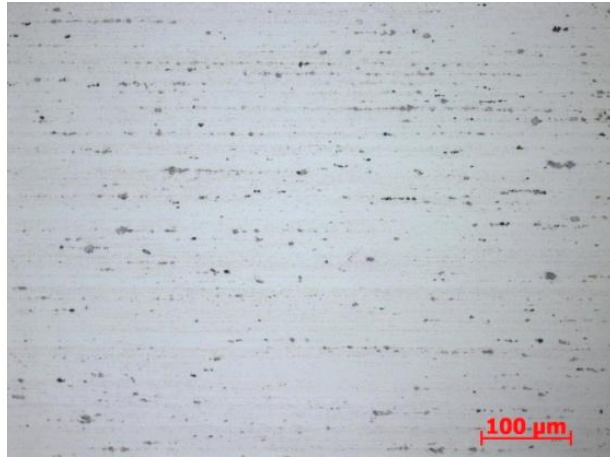
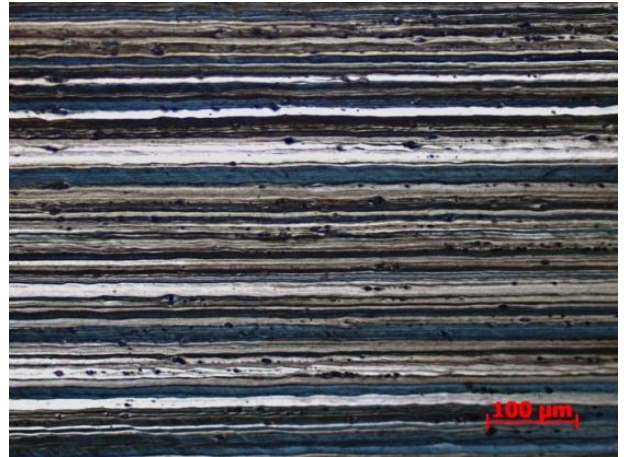
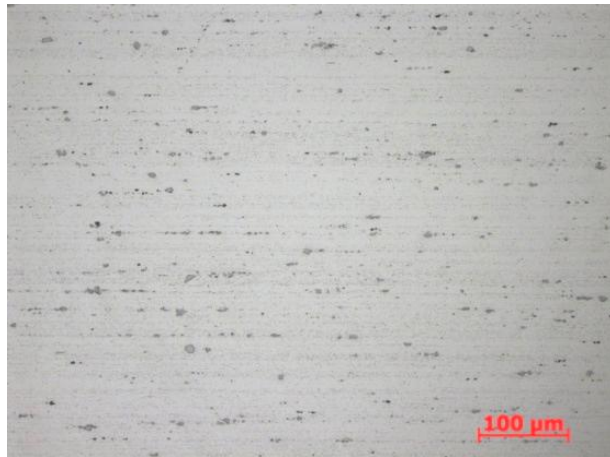
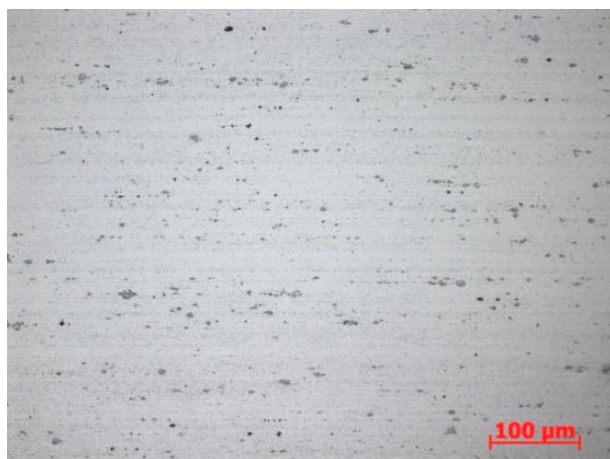
*a**б**в**г**д**е*

Рисунок 3.20 – Микроструктура листовых полуфабрикатов после холодной прокатки на производстве, $\times 200$: *a, б* – толщина 4,5 мм; *в, г* – толщина 2,5 мм; *д, е* – 1,5 мм

В таблице 3.21 приведены механические свойства образцов сплава Р-1580 из листов толщиной 10,5-1,0 мм, полученных в производственных условиях и вырезанных поперек направления прокатки.

Таблица 3.21 – Механические свойства полуфабрикатов различной толщины из сплава Р-1580

Толщина	Состояние, режим ТО	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Расчетная длина, мм
10,5	горячекатанное	396	287	18,9	50
	1	395	281	19,9	50
	2	392	279	20,1	50
	3	390	274	20,6	50
	4	388	270	21,3	50
	5	385	264	22,0	50
8,0	горячекатанное	379	232	15,4	40
	1	378	231	14,5	40
	2	-	-	-	-
	3	374	231	17,4	40
	4	385	270	17,9	90
	5	381	269	18,4	90
6,0	холоднокатанное	453	386	6,1	130
	1	396	299	13,4	130
	2	394	297	14,6	130
	3	390	292	12,3	130
	4	390	290	13,6	130
	5	389	288	17,2	130
4,5	холоднокатанное	458	402	5,4	110
	1	401	314	15,4	110
	2	404	314	15,7	110
	3	398	307	14,6	110
	4	397	305	14,4	110
	5	399	311	13,7	110
2,5	холоднокатанное	397	310	11,7	40
	1	393	240	13,4	40
	2	-	-	-	-
	3	390	238	14,5	40
	4	390	237	15,3	40
	5	390	235	15,8	40
1,5	холоднокатанное	432	371	8,4	60
	1	386	280	21,1	60
	2	389	279	18,3	60
	3	378	273	21,8	60
	4	381	270	20,0	60
	5	380	270	21,8	60

Анализ механических свойств показывает, что по сравнению с исходным состоянием прочностные характеристики (σ_b) образцов после термообработки снижаются на 12-20%, а

пластические (δ) увеличиваются на 50-65%. При этом режимы термообработки 1 и 2 дают достаточно хорошее соотношение прочностных и пластических свойств, сопоставимых со свойствами высоколегированных скандием алюминиевых сплавов типа 01570 (рисунок 3.21).

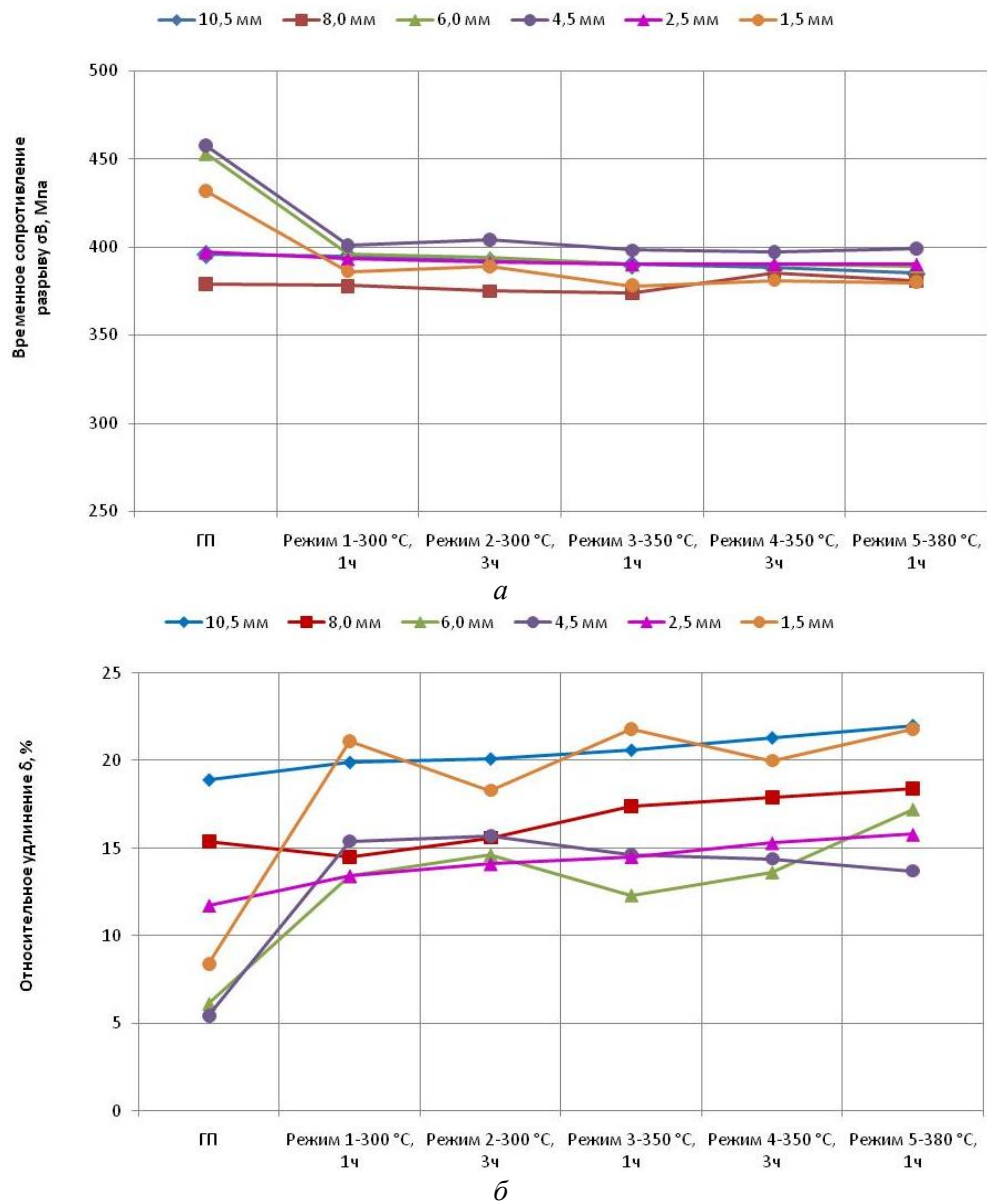


Рисунок 3.21 – Изменение прочностных (а) и пластических (б) свойств листовых полуфабрикатов из сплава Р-1580 в зависимости от режима термической обработки

По результатам испытаний видно, что указанные выше закономерности изменения механических свойств характерны и для листов меньших размеров. При этом с уменьшением толщины горячекатаного листа прочностные характеристики растут, а пластические падают, что связано с увеличением степени суммарной деформации при прокатке. По данным результатов исследований также можно сделать заключение о том, что режимы термообработки 1-3 дают оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств. Применение режимов 4

и 5 дает сравнительно низкие значения предела текучести металла, поэтому их использование не рекомендуется.

Полуфабрикаты, полученные по уточненной технологии прокатки в условиях завода, имеют несколько повышенные прочностные и пластические свойства, чем листы, изготовленные в лаборатории «СФУ» (таблица 3.22).

Таблица 3.22 – Механические характеристики образцов сплава Р-1580 после прокатки и отжига 350 °С, 3 часа

Состояние	Толщина, мм	СФУ			Завод		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Литое	280	312	183	9	310	178	6
Горячедеформированное	10	369	266	16	388	270	17
	8	372	280	13	391	296	13
	5	389	312	12	392	300	15
Холоднодеформированное	3	453	409	5	458	386	6
	1	459	417	4	432	411	8
Отожженное	3	390	277	14	397	305	15
	1	460	282	14	389	279	20

Сравнивая данные по механическим свойствам полуфабрикатов из опытного сплава Р-1580, полученных в лабораторных и заводских условиях можно говорить о том, что свойства полуфабрикатов, полученных в условиях производства по прочностным и пластическим свойствам близки к значениям тех же полуфабрикатов, полученных в лабораторных условиях, что говорит о сопоставимости технологий прокатки.

3.5 Выводы по главе

1. Предложены маршруты горячей и холодной прокатки, опробованные в лабораторных условиях. Погрешность между расчетными и экспериментальными значениями энергосиловых параметров прокатки не превышает 7%, что свидетельствует об адекватности разработанной модели.

2. Проведены комплексные экспериментальные исследования процесса прокатки листовых деформированных полуфабрикатов в лабораторных и промышленных условиях, изучены их структура и свойства.

3. На основании результатов жаропрочных испытаний для достижения заданного уровня механических свойств рекомендован нагрев литых заготовок производить до температуры не более 420 °С, а горячую прокатку начинать с температуры 410-420 °С.

4. Размер зерна слитков из сплава Р-1580 почти в три раза меньше, чем в слитках из сплава 01570. Это сопровождается повышением пластичности материала, что улучшает его технологичность при обработке.

5. Установлено, что деформированные полуфабрикаты из сплава Р-1580 обладают комплексом механических свойств, превышающим уровень свойств полуфабрикатов из сплава 01570.

6. Выявлено, что отжиг деформированных полуфабрикатов при температуре 300-350 °С и выдержке 3-6 часов дает оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств.

7. Уровень свойств полуфабрикатов, полученных в лабораторных и заводских условиях, сопоставим между собой, что подтверждают результаты проведенных исследований.

8. Разработана технология прокатки длинномерных полуфабрикатов и технические условия на листовой прокат из алюминиевого сплава марки Р-1580 (Приложение А). Получены опытные партии листов и рулонов из нового сплава Р-1580 в условиях производства.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ

4.1. Методика изготовления сварных образцов из плоского проката и испытания на коррозионную стойкость

Ранее в главе 3 была описана технология получения листового проката из сплавов 01570 и P-1580. Полуфабрикаты из данных сплавов предназначены для использования в судостроении для обшивки корпусов в виде сварных конструкций, поэтому необходимо иметь представление о качестве сварного шва и коррозионной стойкости.

Термически неупрочняемые сплавы алюминия являются свариваемыми и получили наибольшее распространение для сварки. Однако сам процесс сварки является технологически сложным этапом ввиду возникающих трудностей, таких как образование тугоплавкого оксида алюминия Al_2O_3 с большей плотностью, чем у алюминия, снижение прочности основного металла при высоких температурах, высокая жидкотекучесть алюминия, коробление металла в связи с высоким коэффициентом линейного расширения и низким модулем упругости. Сварка затрудняется не только появлением оксидной пленки, но и обусловленной водородом пористостью, уменьшающей пластичность и прочность металла. При сварке в металле шва могут образовываться горячие трещины, что вызвано процессами внутренней деформации и напряжения при кристаллизации металла сварочной ванны.

Метод аргонодуговой сварки был выбран так как аргон практически не вступает в химические взаимодействия с расплавленным металлом и другими газами в зоне горения дуги. Будучи на 38% тяжелее воздуха, аргон вытесняет его из зоны сварки и надежно изолирует сварочную ванну от контакта с атмосферой. Основная область применения аргонодуговой сварки неплавящимся электродом – соединения из легированных сталей и цветных металлов. Способ сварки обеспечивает хорошее качество и формирование сварных швов, позволяет точно поддерживать глубину проплавления металла, что очень важно при сварке тонкого металла при одностороннем доступе к поверхности изделия. Сварка неплавящимся электродом – один из основных способов соединения титановых и алюминиевых сплавов.

При сварке опытных образцов придерживались следующей последовательности проведения операций. Для начала заготовки из плоского проката толщиной 3 мм обезжировали ацетоном, чтобы удалить с поверхности остатки жиров и масел. Затем подготавливали кромки свариваемых заготовок и удаляли оксидную пленку с торцов пластин ручным гравером, а из зоны воздействия сварочной дуги шабрением. Для более интенсивного и равномерного

теплоотовода от образцов во время сварки в качестве подложки использовали медную пластину, которую так же обезжировали ацетоном для формирования хорошего контакта. Подготовка проволоки заключалась в обработке проволоки ручной фрезой и шабрением. На сварку одного образца шириной 5 мм использовали 15 - 20 см проволоки диаметром 3 мм. Подготовка образцов и проволоки к сварке проводилась таким образом, чтобы время с начала зачистки до начала сварки составляло не более 20 мин. Сборку образцов на медной подложке проводили таким образом, чтобы торцы свариваемых деталей находились на одной оси с центром канавки, предназначенной для формирования обратного валика. Заготовки для сварки собирались без зазора (впритык). Для обеспечения хорошего равномерного контакта заготовок с подложкой и надежного позиционирования заготовок относительно подложки необходимо использовать прижимы либо другие подручные средства.

Сварка производилась по технологии TIG-AC с использованием сварочного аппарата TIG200P в защитной среде с использованием лантанированного вольфрамового электрода WL-15 диаметром 2,4 мм. Режим сварки приведен в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Режим сварки опытных образцов плоского проката из сплавов 01570 и P-1580

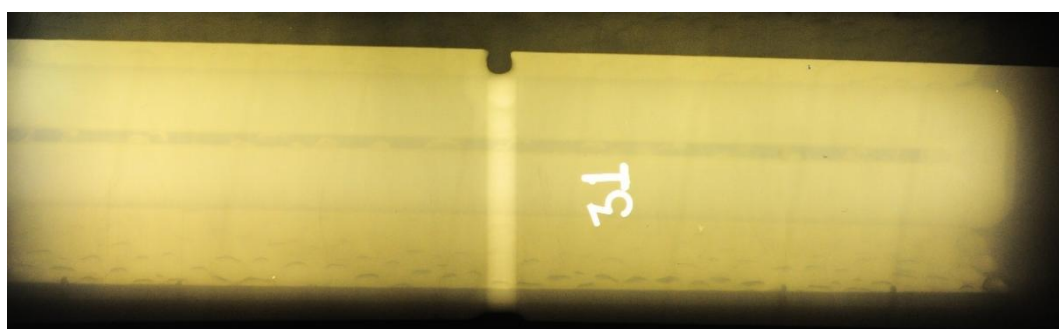
Характеристика	Значение
Ток сварки $I_{св}$, А	80-90
Время сварки образца шириной 5 см, сек	20 - 30
Расход аргона, л/мин	8-10
Продувка аргона до сварки, сек	1-2
Продувка аргона после сварки, сек	5-6
Время от начала подготовки образцов до сварки, мин	не более 20

Далее отбирали образцы для оценки качества сварного шва при помощи радиографического контроля в соответствии с ГОСТ 7512-82. Радиографический контроль сварных соединений алюминиевых пластин проводился в лаборатории неразрушающего контроля ООО "СТМ-СЕРВИС" (Приложение Б).

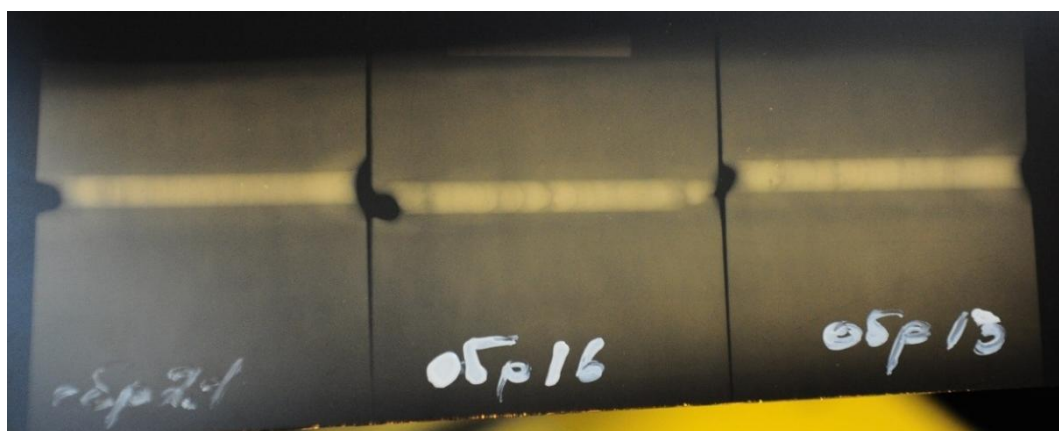
Применялся источник излучения РАП 200-5, пленка AGFAStructurixD7, чувствительность (минимальный размер выявляемого дефекта) – 0,1 мм, размер пленки – 200×100 мм. Результаты радиографического контроля партии образцов приведены в таблице 4.2. Примеры вида рентгеновских пленок сварных швов представлены на рисунке 4.1.

Таблица 4.2 – Результаты радиографического контроля сварных образцов из сплавов 01570 и Р-1580

Сплав	Ориентация образцов к направлению прокатки	№ образца на рентген пленке	Выявленные дефекты
01570	вдоль	3	
	вдоль	4	
	поперек	9	
	поперек		
Р-1580	вдоль	11	
	вдоль	18	
	поперек	6	2 поры Ø 0,3 (в конце шва)
	поперек	20	1 пора Ø 0,3



а



б

Рисунок 4.1 – Рентгеновские пленки сварных швов для одного (*а*) и трех (*б*) образцов

Оценку качества сварного соединения проводят согласно научно-технической документации (НТД) на объект, однако в данном случае НТД отсутствует и нет норм оценки образцов (годен / не годен), соответственно, объективно оценить качество сварного шва данных образцов не представляется возможным.

Микроструктуру образцов изучали согласно ГОСТ Р ИСО 15614-2-2009 при увеличениях $\times 50$, $\times 100$, $\times 500$ на микроскопе Axio Observer A1.m, Carl Zeiss. Листы со сварными соединениями подвергали отжигу при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 часов. Структуру сварных образцов

исследовали в зонах основного шва, сплавления и околшовной зоны, а также зоне термического влияния. Микроструктура сварных образцов исследуемых сплавов в направлении и перпендикулярно прокатке подобна и представлена в соответствии с таблицами 4.3 и 4.4.

Таблица 4.3 – Микроструктура сварных образцов из сплава 01570 в зоне сварки


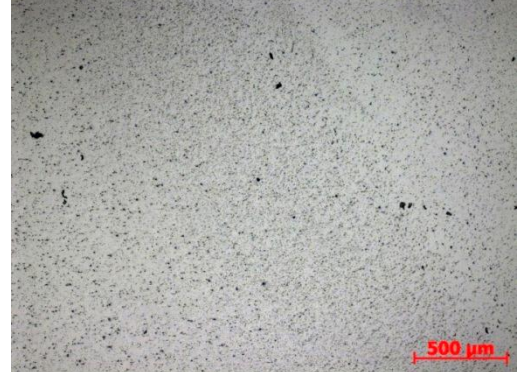


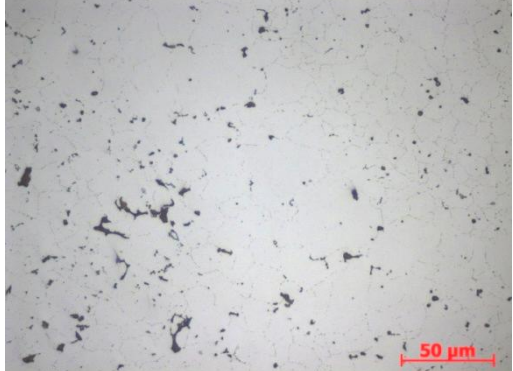
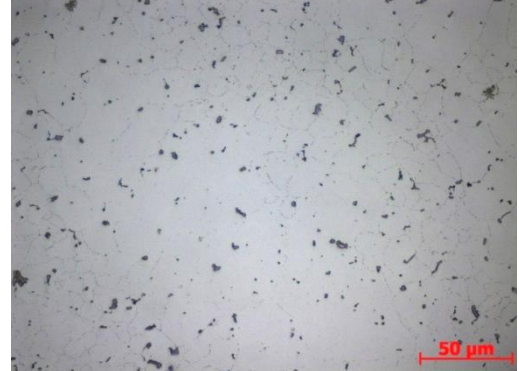
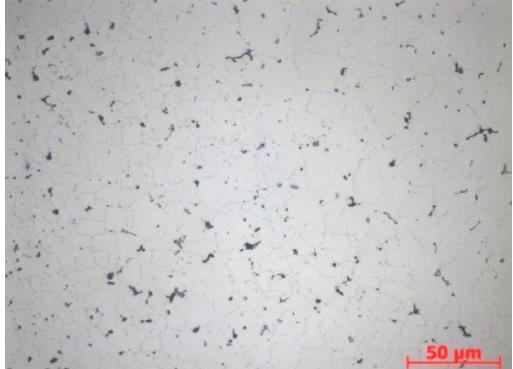

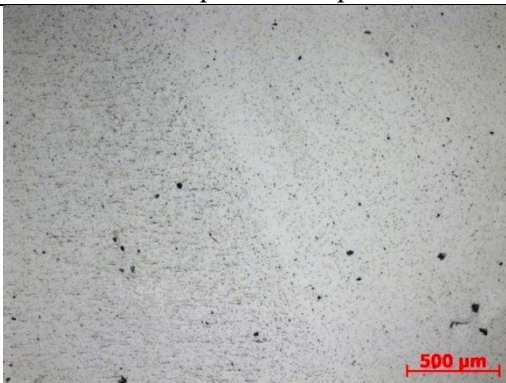
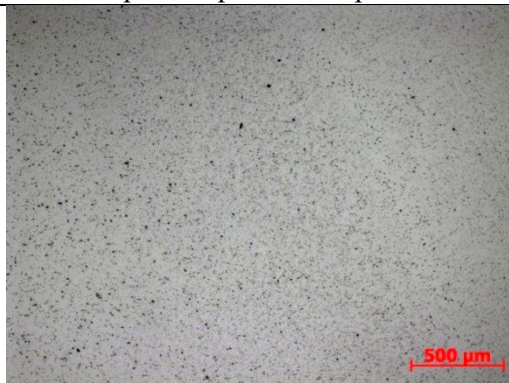
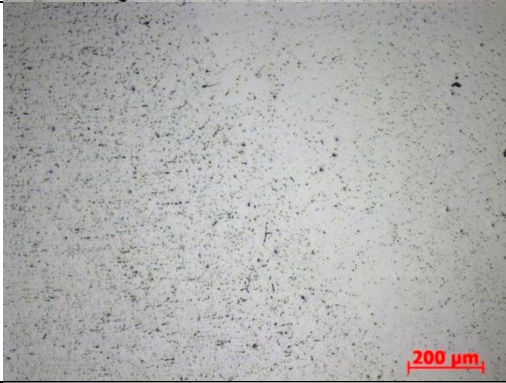

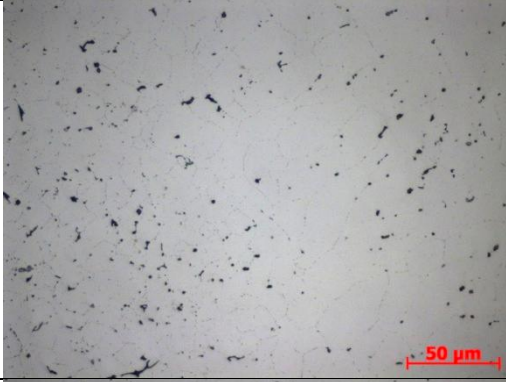
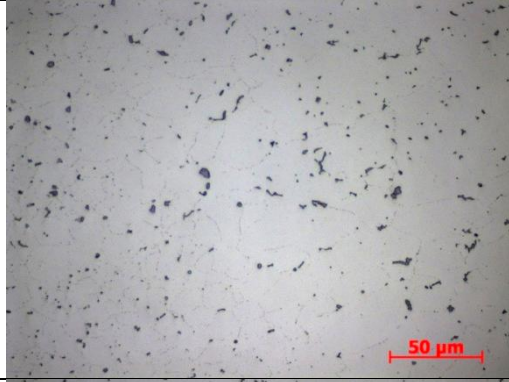
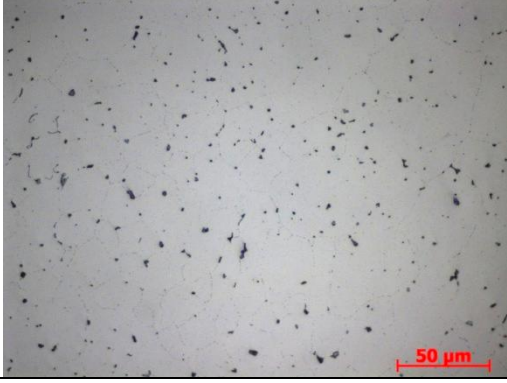
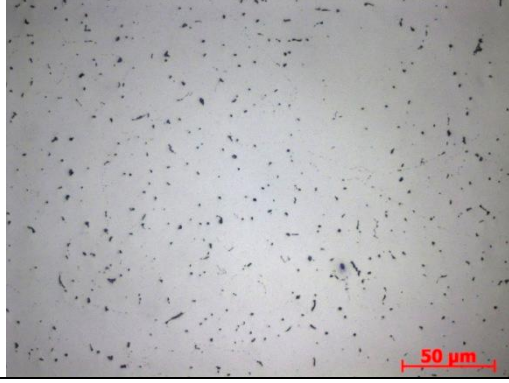
Зона	Увеличение	Вдоль направления прокатки	Поперек направления прокатки
Переход основного металла в сварной шов	×50		
	×100		
Переходная зона	×500		
Сварной шов	×500		

Таблица 4.4 – Микроструктура сварных образцов из сплава Р-1580 в зоне сварки

Зона	Увеличение	Вдоль направления прокатки	Поперек направления прокатки
Переход основного металла в сварной шов	×50		
	×100		
Переходная зона	×500		
Сварной шов	×500		

Микроструктура основного металла и зоны термического влияния характеризуется, по сравнению с металлом сварного шва, более крупными частицами избыточных фаз, расположенными преимущественно по границам зерен. Микроструктура сварного шва представлена зонами ликвационной неоднородности в распределении фаз по движению шва

при кристаллизации, выявляются области, как обедненные, так и обогащенные по количеству фаз. Быстрая кристаллизация сварного шва обеспечивает формирование дисперсной структуры и малые размеры избыточных фаз. В исследуемых сплавах в зонах перехода от основного металла и в зоне шва наблюдаются дефекты в виде микропор. Округлая форма пор предполагает их газо-усадочное происхождение.

Структуру зон сварного соединения листов исследовали на образцах после нанесения анизотропной оксидной пленки в режиме поляризованного света. Сварное соединение образцов содержит зоны в соответствии с рисунком 4.2, которые отличаются формой и размером зерна.



Рисунок 4.2 – Характерные зоны сварных соединений на микроструктуре образцов, $\times 50$

В околошовной зоне сварных соединений исследуемых сплавов в направлении и перпендикулярно прокатке содержится область крупных столбчатых кристаллов, растущих от поверхности сплавления к центру шва. Во всех сварных образцах отсутствует осевая зона столбчатых кристаллов.

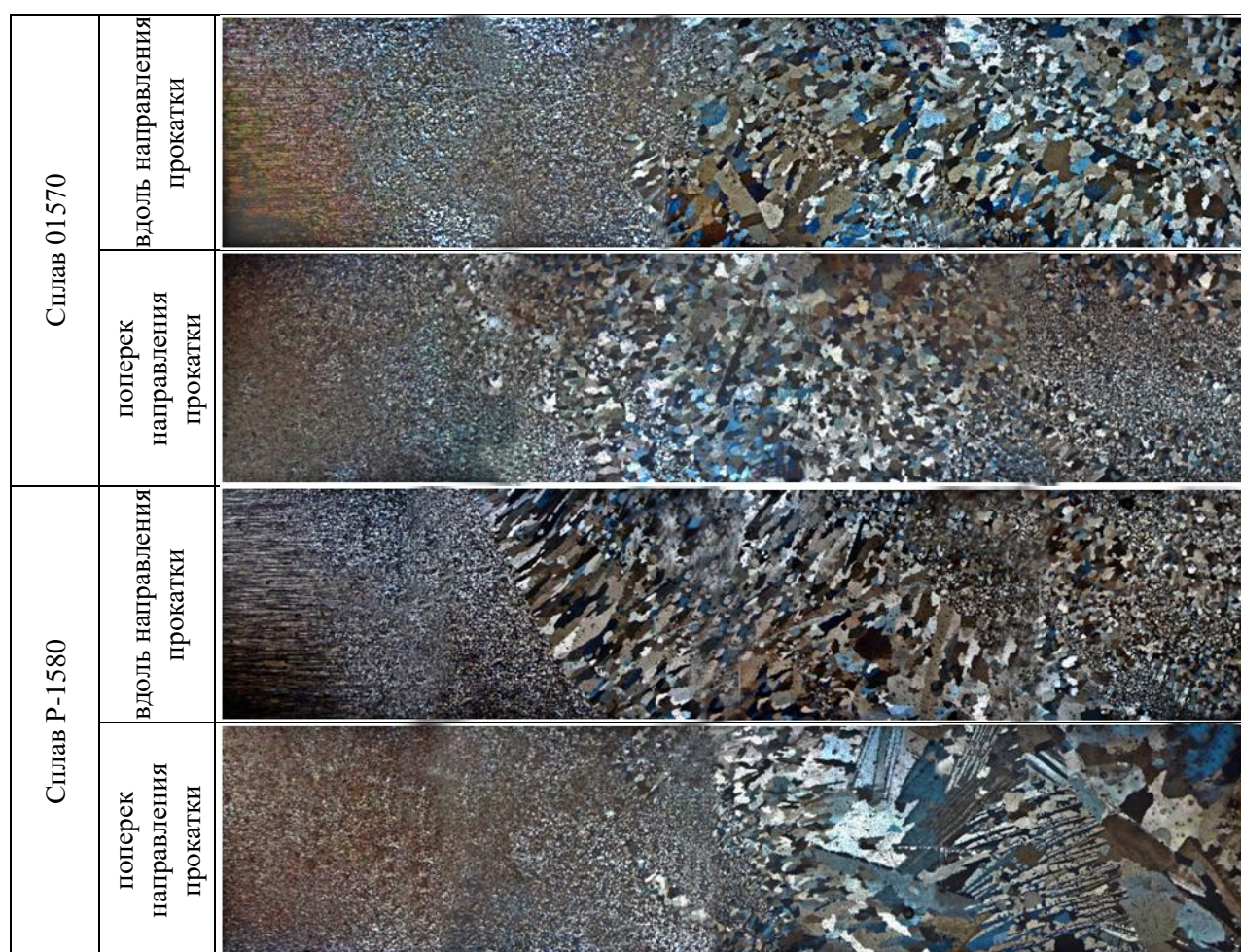
Центральная зона шва в сварных образцах из сплавов 01570 и P-1580 представлена как крупными, так и мелкими равноосными кристаллами. В сварных образцах из этих сплавов определяется зона термического влияния с мелким зерном, в которой прошли процессы рекристаллизации, и ширина зоны составляет 1-2 мм, в соответствие с таблицами 4.5 и 4.6.

Таблица 4.5– Результаты количественной оценки микроструктуры сварного шва сплавов

Сплав	Размер зоны термического влияния, мм	Средний размер кристаллов в зоне термического влияния, мкм	Размер околошовной зоны (зоны укрупненных столбчатых кристаллов), мм
01570	1,4	$13 \pm 0,4$	2,4
P-1580	1,5	$15 \pm 0,7$	2,4

Размер зерна на цифровых изображениях оксидированных образцов проводили методом случайных секущих при увеличении 200 крат. Результаты измерения размера зерна, ширины зоны термического влияния и околосшовной (столбчатой) зоны представлены в соответствии с таблицей 4.5. Размер зерна в зоне термического влияния исследуемых сплавов примерно одинаков и составляет 13-15 мкм. Размер зоны укрупненных столбчатых кристаллов в околосшовной зоне исследуемых сплавов не превышает 2,4 мкм.

Таблица 4.6 – Панорама микроструктуры зон сварного соединения образцов вдоль и поперек направления прокатки, $\times 50$



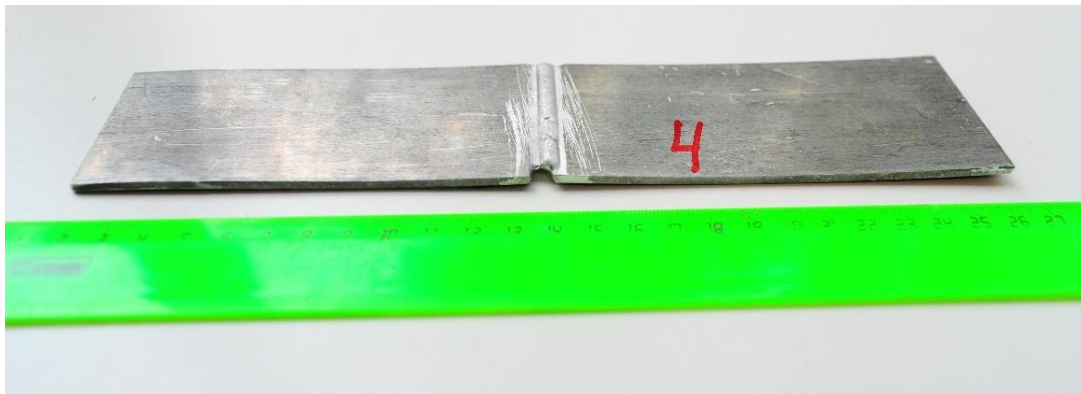
Таким образом, структура сварных соединений исследуемых образцов включает зону основного металла, зону термического влияния, околосшовную зону с крупными столбчатыми кристаллами и зону сварного шва. В зоне термического влияния исследуемых сплавов протекают процессы рекристаллизации с формированием мелкой равноосной структуры. Размер рекристаллизованного зерна в зоне термического влияния составляет в среднем 13-15 мкм. В зоне сплавления, включающей околосшовную зону, выявлена область крупных

столбчатых кристаллов, растущих от поверхности сплавления к центру шва и, во всех сварных образцах отсутствует осевая зона столбчатых кристаллов.

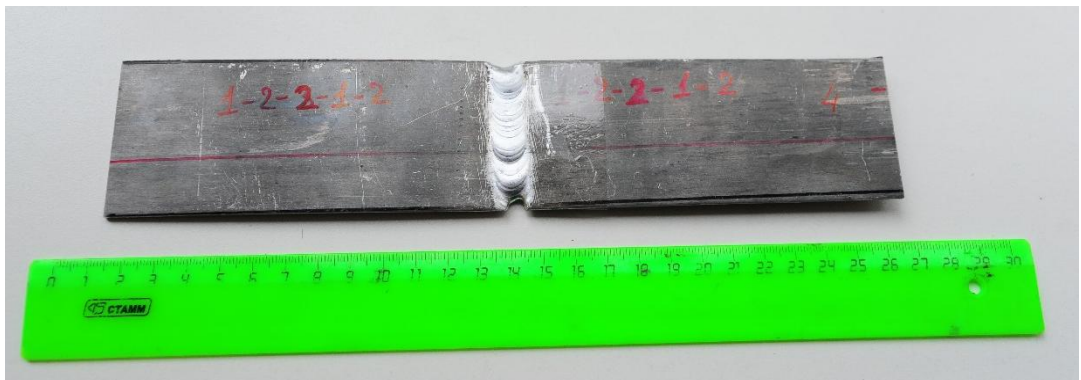
Для определения механических свойств на растяжение заготовки для образцов вырезали из катаных листов толщиной 3 мм в трех направлениях:

- вдоль направления прокатки;
- поперек направления прокатки;
- под углом 45° относительно направления прокатки.

Образцы после сварки вырезали так, чтобы сварной шов в образцах располагался, как вдоль, так и поперек направления прокатки. Заготовки подвергали отжигу по режиму 350 °С, 3 часа для снятия остаточных напряжений в сварном шве, а затем изготавливали образцы на фрезерном станке. Вид сварных заготовок представлен на рисунке 4.3.



а



б

Рисунок 4.3 – Сварная заготовка со стороны сварного шва (а) и с оборотной стороны (б)

Механические свойства сварных образцов проводили методом растяжения в соответствие с ГОСТ Р ИСО 4136-2009. Результаты приведены в таблице 4.7.

Отметим следующие особенности методики испытаний.

1. Образцы из цельных пластин изготавливались вырубкой.

2. Образцы из сваренных пластин изготавливались по следующей технологии: аргонодуговая сварка пластин с присадочной проволокой из сплава 01570 диаметром 3 мм, вырубка заготовок на пресс-ножницах, отжиг при температуре 350°C, 3 ч, охлаждение на воздухе, фрезерование образцов (рабочая длина 50 мм).

3. Испытания на разрыв проводились по ГОСТ Р ИСО 4136-2009.

Таблица 4.7 – Результаты испытаний механических свойств на растяжение образцов из прокатанных и сварных образцов

Сплав	Ориентация образцов к направлению прокатки	Отжиг 350°C, 3 ч	Механические свойства образцов					
			прокатанных			после сварки и отжига 350°C, 3 ч		
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
01570	долевое	т/о	445	350	7	380	252	6
	поперечное	т/о	432	350	7	357	254	5
	под 45°	т/о	422	329	10	-	-	-
P-1580	долевое	т/о	450	356	9	381	255	6
	поперечное	т/о	440	360	13	359	293	6
	под 45°	т/о	424	344	15	-	-	-

Результаты сравнения механических свойств исходных цельных образцов и аналогичных образцов после сварки показали, что прочность сварного шва располагается в интервале 0,75 – 0,85 от прочности основного металла.

Для оценки характера и степени коррозионного разрушения сплавов системы Al–Mg–Sc–Zr были проведены ускоренные испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) в соответствии с ГОСТ 9.021-74 (раствор №1) и ASTM G 67.

Испытаниям подвергали 3 типа образцов:

- деформированные;
- со сварным швом вдоль прокатки;
- со сварным швом поперек прокатки.

Образцы помещали в емкость так, чтобы со всех сторон они омывались раствором, схема укладки образцов показана в соответствии с рисунком 4.4.

Шлифы для металлографического анализа изготавливали по ГОСТ 1778–70 по стороне образца, срезанной на 5 мм в поперечной плоскости. Подготовленные шлифы подвергали исследованию на микроскопе при увеличении 200 крат в нетравленном виде.

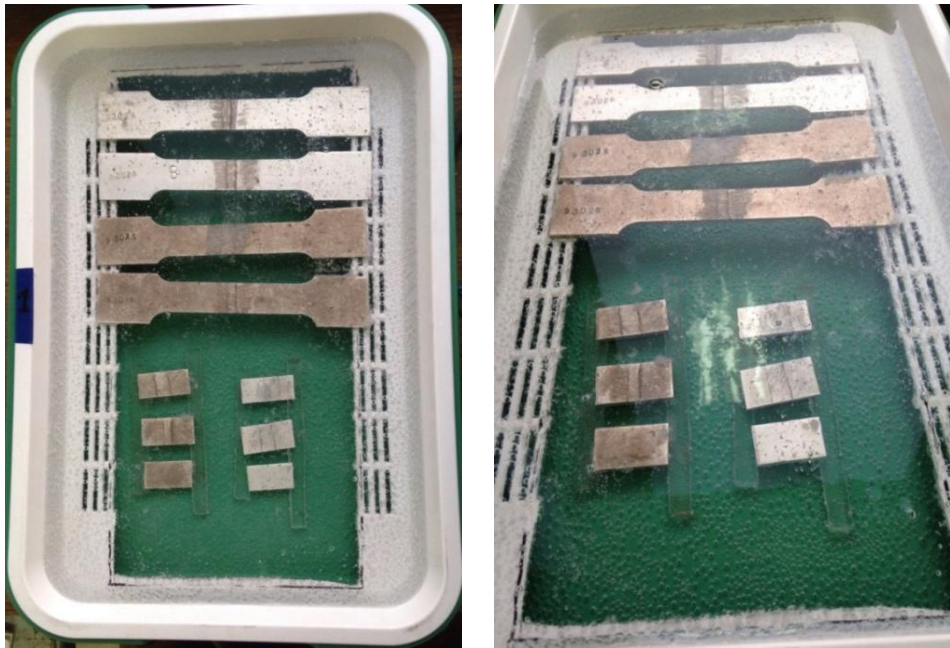


Рисунок 4.4 – Схема расположения образцов для испытаний на МКК

Металлографическим методом был определен характер коррозии на образцах из исследуемых сплавов, максимальное значение глубины МКК в микронах и распространение коррозии по краю шлифа. Микроструктура образцов сплавов 01570 и P-1580 после испытаний на межкристаллитную коррозию приведена в соответствии с рисунком 4.5 и таблицами 4.8–4.9.

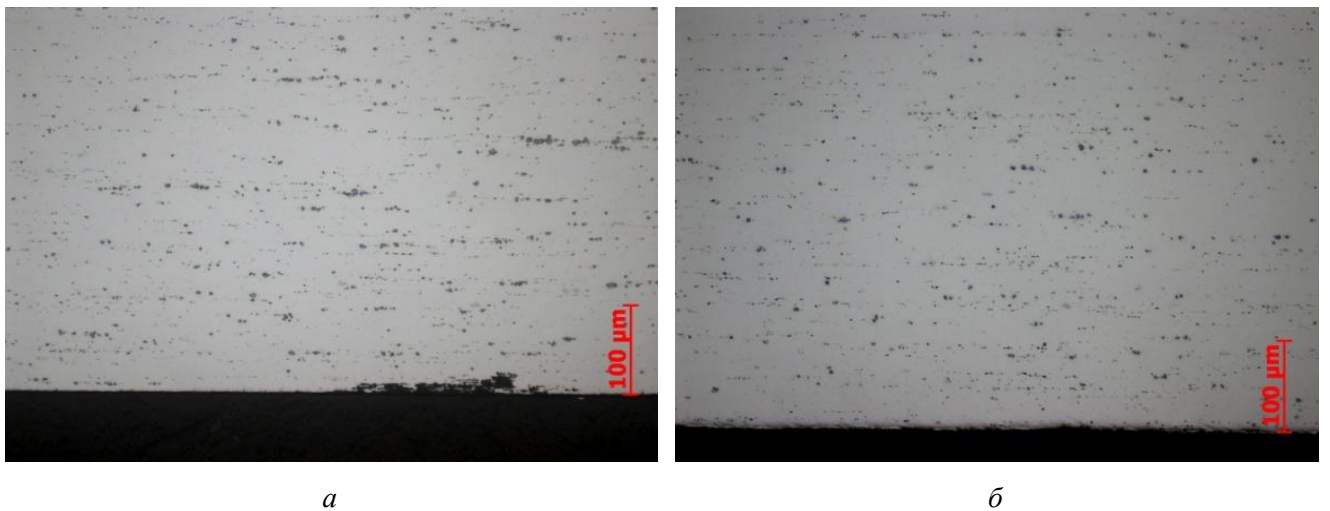








Рисунок 4.5 – Микроструктура деформированных образцов без сварки после МКК, $\times 200$:

a – сплав 01570; *б* – сплав P-1580

В микроструктуре образцов из сплава 01570 в основном выявлены участки питтинговой коррозии глубиной 7 – 30 мкм во всех рассматриваемых зонах и единичный участок МКК в зоне термического влияния протяженностью 11 мкм и глубиной 8 мкм в соответствии с рисунком 4.5, *a* и таблицей 4.8.


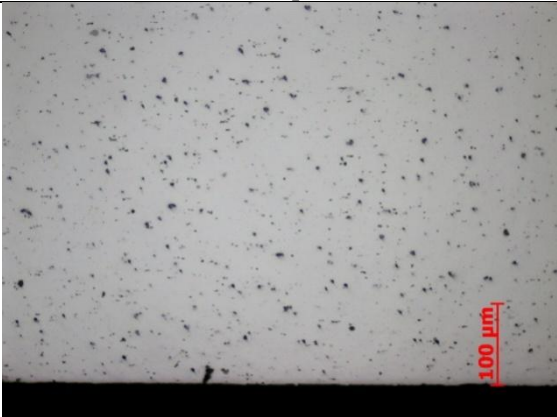
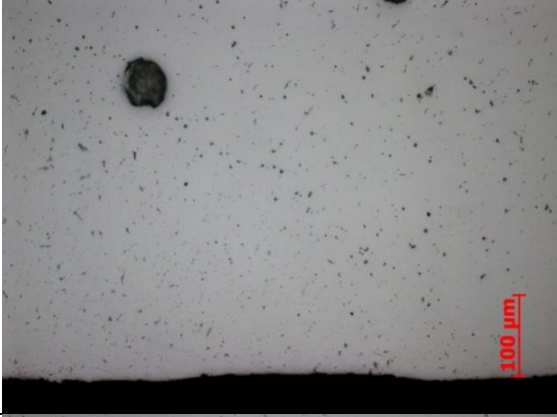
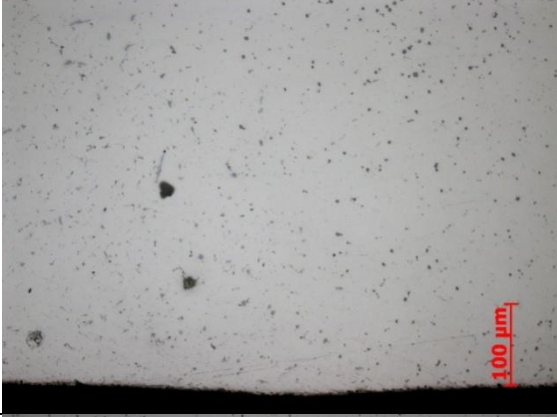
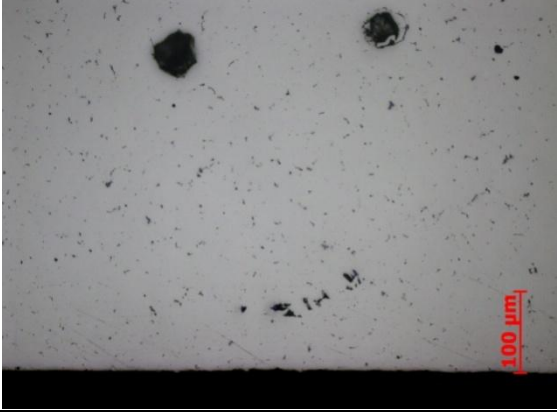
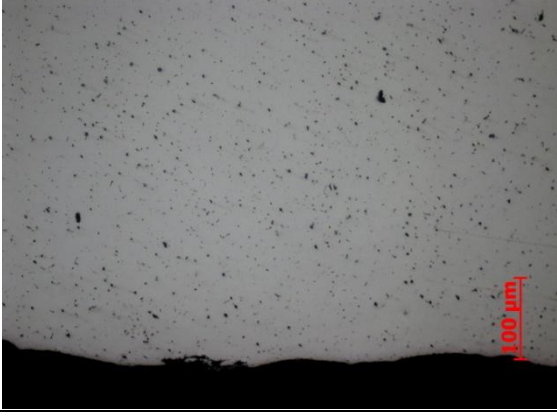
Таблица 4.8– Микроструктура сварных образцов из сплава 01570 после МКК, $\times 200$

Зона	Ориентация образцов к направлению прокатки	
	Вдоль	Поперек
Основной металл		
Зона термического влияния		
Сварной шов		

Выявлено, что сплав Р-1580 показал хорошую сопротивляемость межкристаллитной коррозии, так как в микроструктуре не обнаружены участки МКК (рисунок 3.6, б) и зафиксирован лишь единичный участок питтинговой коррозии глубиной 3 мкм в зоне сварного шва с соответствии с таблицей 4.9.

Разрушение при растяжении плоских образцов после испытаний на МКК исследуемых сплавов проходило в основном по границе сварного шва путем среза.

Таблица 4.9– Микроструктура сварных образцов из сплава Р-1580 после МКК, $\times 200$

Зона	Ориентация образцов к направлению прокатки	
	Вдоль	Поперек
Основной металл		
Зона термического влияния		
Сварной шов		

Макроизломы исследуемых образцов матового цвета, имеют волокнистый характер и неровные края разрыва. Вблизи места разрушения наблюдается сосредоточенная пластическая деформация в виде незначительной «шейки» в соответствии с рисунком 4.6.

Полуфабрикаты, полученные в лаборатории «СФУ» и на предприятии, отличаются высокой коррозионной стойкостью к МКК. В образцах зафиксированы единичные участки коррозии глубиной не более 3 мкм.

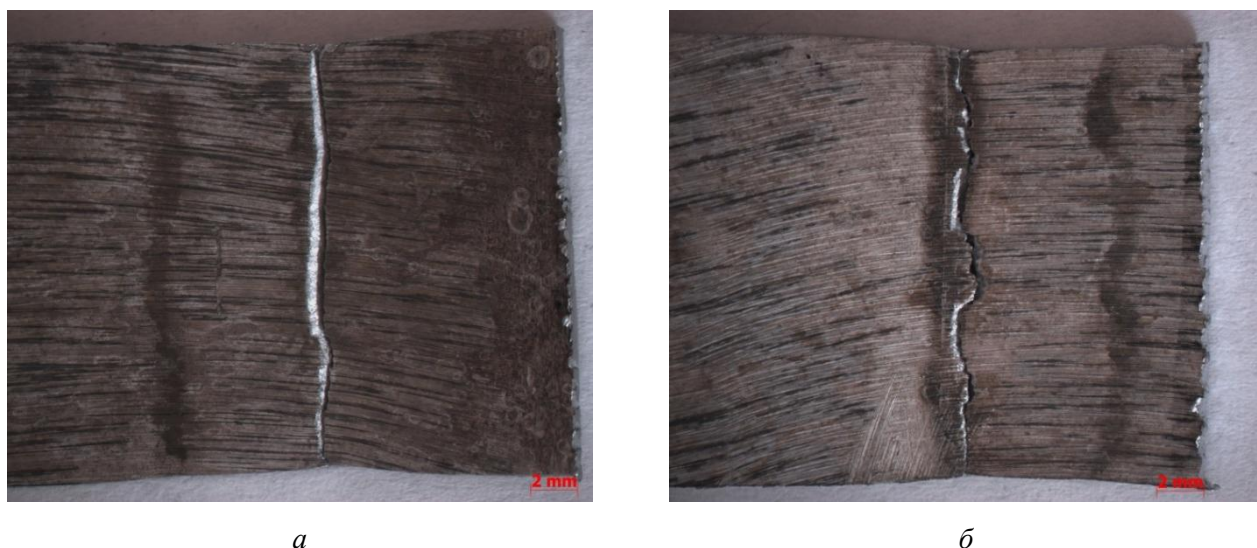


Рисунок 4.6 – Макроструктура сварных образцов после МКК и испытания на растяжение в месте разрыва, $\times 1.6$: *a* – сплав 01570; *б* – сплав P-1580

Установлено, что прочность сварного шва находится в интервале 0,75-0,85 от прочности основного металла (таблица 4.10).

Таблица 4.10 – Результаты коррозионных испытаний образцов толщиной 3 мм

Сплав	Состояние, режим ТО	Время испытания, час	Деформированные образцы		Сварные образцы
			ГОСТ 9.021-74, раствор №1 (результаты, мкм)	ASTMG 67 (результаты, мг/см ²)	ГОСТ 9.021-74, раствор №1 (результаты, мкм)
01570	холоднокатанное	24	0,0	3,51	0,0
	300 °С, 1 ч		0,0	2,26	0,1
	300 °С, 3 ч		0,3	2,07	0,0
	350 °С, 1 ч		0,0	2,15	0,0
	350 °С, 3 ч		0,0	1,90	0,0
	380 °С, 1 ч		0,0	1,64	0,0
P-1580	холоднокатанное	24	0,0	2,75	0,0
	300 °С, 1 ч		0,0	1,90	0,0
	300 °С, 3 ч		0,0	1,82	0,0
	350 °С, 1 ч		0,0	1,92	0,0
	350 °С, 3 ч		0,2	1,95	0,1
	380 °С, 1 ч		0,0	1,97	0,0

Высокая коррозионная стойкость сплавов в растворах хлористых солей и щелочных растворах обусловлена образованием пленки гидроксида алюминия на поверхности изделий. Присутствие в структуре сплавов системы Al–Mg включений β -фазы (Al_8Mg_5) и пористость снижают сопротивление коррозии за счет развития межкристаллитной коррозии [148]. В процессе термической обработки, нагрева под гомогенизацию или при отжиге β -фаза

полностью растворяется и переходит в твердый раствор, что существенно повышает прочностные, пластические характеристики и коррозионную стойкость.

На основе системы Al–Mg–Sc с содержанием магния 1-6,5 масс.% и скандия 0,15-0,35 масс.% разработано множество сплавов, которые по прочности превосходят сплавы системы Al–Mg, которые имеют высокую коррозионную стойкость и хорошую свариваемость. Сплав 01570 является самым прочным свариваемым сплавом в группе термически неупрочняемых деформируемых сплавов. В свою очередь предлагаемый сплав P-1580 с содержанием скандия до 0,12 масс.% не уступает ему по коррозионной стойкости и качеству сварного шва.

Таким образом, проведенные исследования позволяют рекомендовать режимы термообработки сварных соединений в интервале температур 300-350 °С, выдержка 1-3 часа, которые характеризуются оптимальным сочетанием механических свойств и отсутствием межкристаллитной коррозии. Выбор конкретного режима должен быть уточнен требованиями потребителя продукции к ее механическим свойствам. Результаты коррозионных испытаний показали, что исследованные режимы термообработки практически не влияют на стойкость сплавов к межкристаллитной коррозии.

4.2 Разработка технологии получения длинномерных полуфабрикатов в виде прутков и проволоки из сплавов системы Al-Mg, легированных скандием

Для получения сварных образцов использовали сварочную проволоку из исследуемых сплавов, полученную по новой разработанной технологии, включающей получение заготовки диаметром 9 мм методом бесслитковой прокатки-прессования (БПП), холодную сортовую прокатку и волочение до диаметра 3 мм.

В экспериментальных исследованиях методом БПП применяли новые технические решения по конструкциям оборудования для совмещенной обработки, защищенные патентами №156613 и №139085 [149, 150]. В данных решениях предлагаются новые конструкции прессового инструмента, что значительно повышает эффективность процесса БПП за счет расширения технологических возможностей и сроков эксплуатации.

Для проведения экспериментов использовали матрицу по техническому решению [149]. Методика проведения эксперимента заключалась в следующем: плавку металла производили в керамическом тигле в электрической печи, нагревали до температуры 780-790 °С, удаляли шлак с поверхности расплава, выдерживали в течение 10 минут и заливали в калибр валков, вращающихся со скоростью 4 об/мин, при этом происходила кристаллизация, обжатие при прокатке и выдавливание через отверстие матрицы, поджатой к валкам с помощью гидроцилиндра, с калибрующим отверстием диаметром 9 мм. Валки и матрицу предварительно

подогревали до 100 °С. Для формоизменения металла использовали установку совмещенной обработки СПП-200, общий вид которой представлен на рисунке 4.7. Технические характеристики приведены в таблице 4.11.

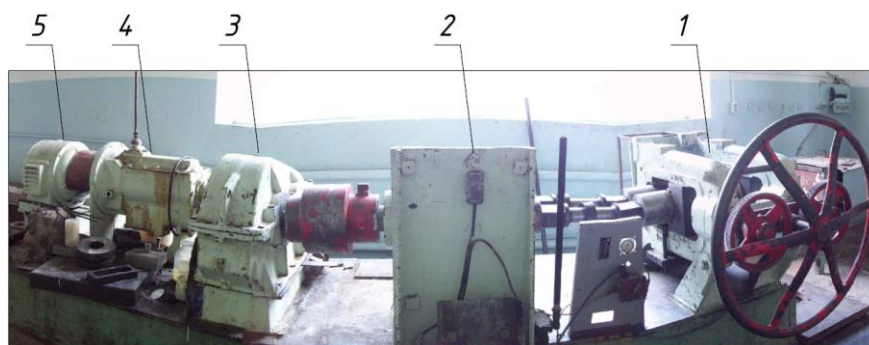


Рисунок 4.7 – Общий вид установки СПП-200 и технические характеристики: 1 - рабочая клетка; 2 - шестеренная клетка; 3 - редуктор; 4 - коробка передач; 5 - двигатель

Таблица 4.11 Технические характеристики установки совмещенной обработки СПП-200

Характеристика	Значение
Начальный диаметр валков, мм	200
Диаметр валка с выступом, мм	214
Диаметр валка с канавкой, мм	164
Длина бочки валка, мм	240
Диаметр шейки вала, мм	100
Размеры калибра в наименьшем сечении, мм	7×15
Количество оборотов валка, об/мин	4-14
Передаточное число редуктора, ед.	40
Мощность электродвигателя, кВт	20
Момент на выходном валу, кН×м	10
Рабочее давление гидростанции, кгс/см ²	200-500
Максимальное усилие прижима, кН	300

Для удобства загрузки заготовки и заливки расплава корпус рабочей клетки был повернут на угол 90° и смонтирован на общем основании с шестеренной клетью, двухступенчатым цилиндрическим редуктором, коробкой передач и двигателем переменного тока.

Силовые параметры процесса деформации (усилие, действующее на валки P_B и на матрицу P_M) фиксировали с помощью кольцевых месдоз под нажимными винтами и гидроцилиндром. В качестве регистрирующей аппаратуры использовали тензостанцию Zet017-T8 фирмы ZetLAB (Россия). Для измерения усилия на матрице и нажимных винтах применяли датчики силы CWW-50tf и CWW-100tf фирмы Dacell Co. LTD (Южная Корея) с максимально допустимым усилием сжатия 500 кН и 1 МН, соответственно. Результаты измерения энергосиловых параметров процесса приведены в таблице 4.12.

Таблица 4.12 – Энергосиловые параметры процесса получения прутков методом БПП на установке СПП-200

Сплав	Скорость вращения валков ξ , c^{-1}	Температура расплава T, °C	Усилие	
			P _B , кН	P _M , кН
01570	0,78	780	374	126
P-1580	0,78	780	350	120

Полученные прутки диаметром 9 мм использовали в качестве заготовки для получения сварочной проволоки. Проволоку диаметром 3 мм изготавливали сортовой прокаткой с последующим волочением. Режим холодной сортовой прокатки для исследуемых сплавов, рассчитывали в программном пакете "Provol" [151-153]. В основе расчета лежит методика, разработанная на основе рекомендаций, приведенных в работах [145, 154-156]. На рисунке 4.8 приведено окно подсистемы, в котором выводятся результаты расчета.

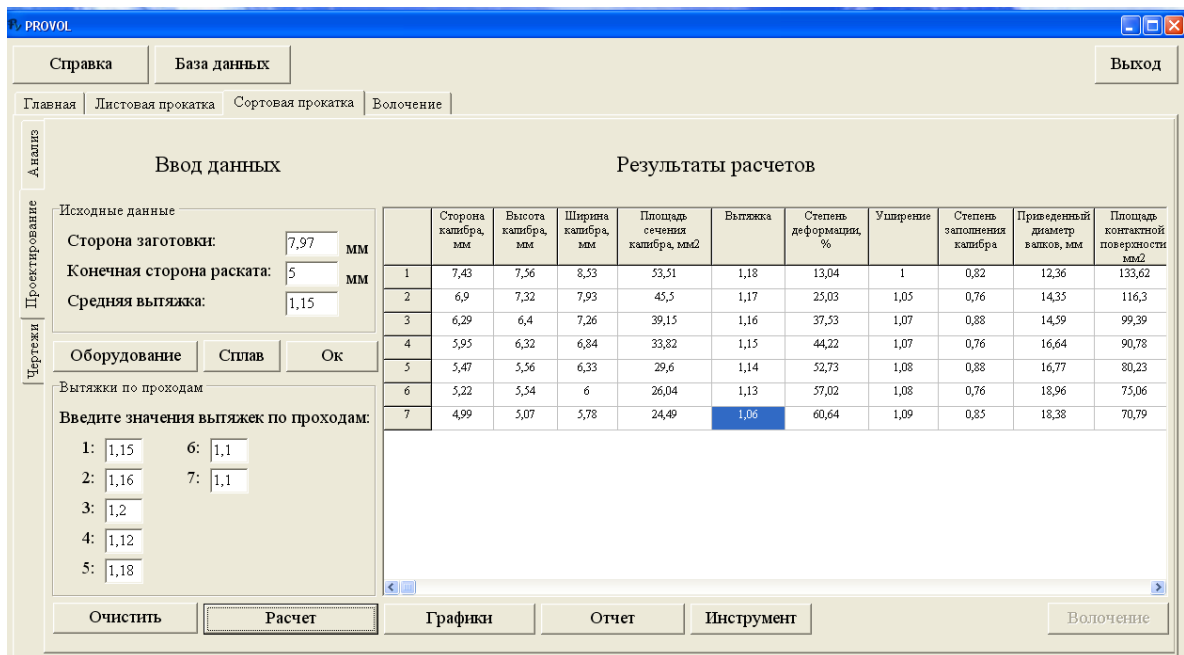


Рисунок 4.8 – Окно программы "Provol" для расчета параметров сортовой прокатки

Расчет проводился для сортового двухклетьевого прокатного стана модели AMBIFILOVELOCEROSEN200+180 (рисунок 4.9) с техническими характеристиками, приведенными в таблице 4.13. При необходимости в блоке графической поддержки программа выводит на экран графики зависимостей определяемых параметров от номера прохода. Все данные экспортируются в программный продукт MS Excel для удобства анализа и дальнейшей

обработки информации. Кроме того, в подсистеме предусмотрена возможность формирования чертежей калибров на основании рассчитанных геометрических характеристик.



Рисунок 4.9– Общий вид сортопрокатного стана AMBIFILOVELOCEROSEN180+200

Таблица 4.13 – Технические характеристики сортопрокатного стана AF200+180R

Наименование параметра	Величина параметра
Длина бочки валков, мм	200+180
Диаметр валков, мм	130
Скорость прокатки, м/мин	12,5 + 26
Максимальный момент прокатки, МН*м	0,08
Максимально допустимое усилие прокатки, МН	0,06
Мощность электродвигателя кВт	4,8 – 7,5 и 0,25
Обжатие прутка, мм	$\varnothing 130 \times 200 = 13,6 \div 5,8$ $\varnothing 130 \times 180 = 5,3 \div 1,0$

В таблице 4.14 приведены рассчитанные деформационные (коэффициент вытяжки λ) и энергосиловые параметры (усилие P_p и момент прокатки M_p) маршрута сортовой прокатки сплавов 01570 и P-1580.

Таблица 4.14 – Рассчитанный маршрут и параметры сортовой прокатки

№ калибра	Сторона калибра, мм	Площадь поперечного сечения, мм ²	$\lambda_{ед}$	λ_{Σ}	ϵ_{Σ} , %	Сопrotивление деформации σ_s , МПа	P_p , МН	M_p , МНм
1	7,43	53,51	1,18	1,19	13,1	405,3	0,051	0,059
2	6,9	45,5	1,17	1,38	25,0	429,3	0,049	0,068
3	6,29	39,15	1,16	1,60	37,5	436,2	0,043	0,065
4	5,95	33,82	1,15	1,84	44,2	432,4	0,039	0,057
5	5,47	29,6	1,14	2,10	52,7	419,8	0,034	0,051
6	5,22	26,04	1,13	2,37	57,0	410,3	0,031	0,048
7	4,99	24,49	1,06	2,52	60,6	400,56	0,029	0,045

В соответствии с рисунком 4.10 представлены графики изменения единичного и суммарного коэффициентов вытяжки, усилия и момента прокатки по предложенному маршруту.

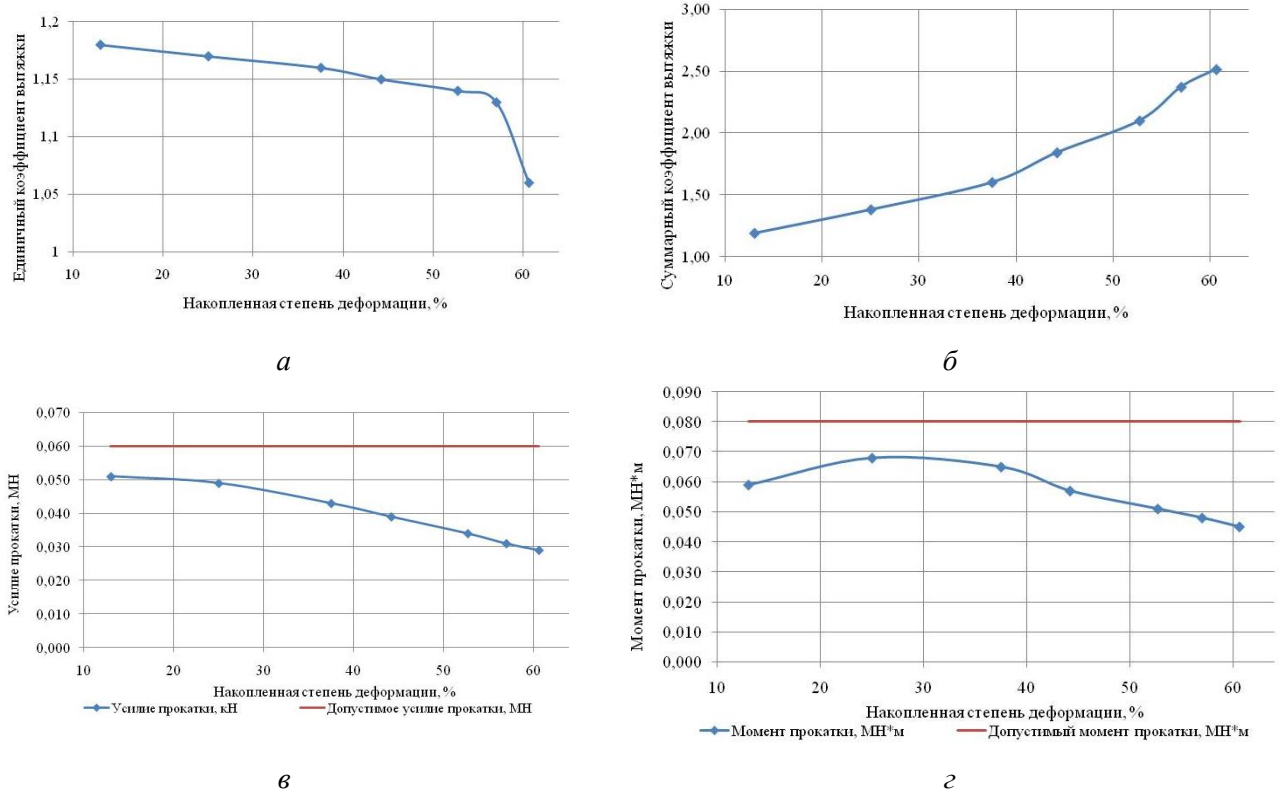


Рисунок 4.10– Изменение единичного (а) и суммарного (б) коэффициентов вытяжки, усилия (в) и момента (z) холодной сортовой прокатки от степени деформации

В результате расчетов было установлено, что при заданном маршруте холодной сортовой прокатки потребуется 7 проходов, при этом расчетные значения усилия и момента прокатки сплавов не превышают допустимые.

Анализируя изменение единичного коэффициента вытяжки и степени деформации для рассчитанного режима можно отметить, что распределение деформаций по проходам равномерное, что обеспечивает протекание процесса без обрыва и брака по трещинам.

Однако в ходе прической реализации сортовой прокатки по рассчитанному режиму необходимо было применять операции промежуточного отжига, т.к. на поверхности прутка были отмечены трещины, которые приводили к разрушению полуфабриката. Такое поведение исследуемых сплавов 01570 и Р-1580 связано с быстрым упрочнением в процессе деформации (рисунок 4.11).

Во избежание такого вида брака предлагается проводить термическую обработку полуфабрикатов после 2, 4, 6 проходов для повышения пластических свойств.

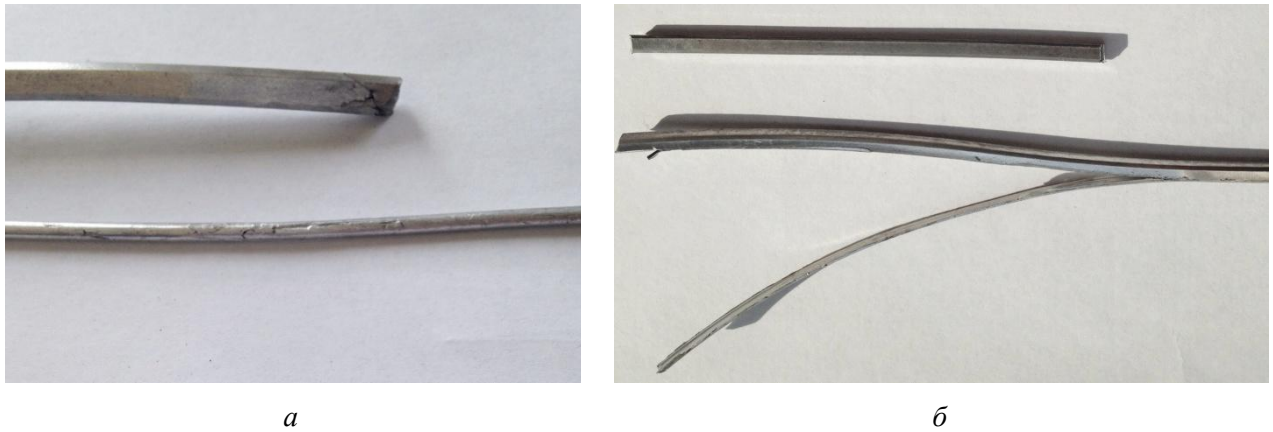


Рисунок 4.11 – Вид прутков в процессе сортовой прокатки: *a*– растрескивание после 3 прохода; *б* – раскрытие прутка после 6 прохода

С учетом рекомендаций по термической обработке в восьмиугольных калибрах получали прутки квадратного сечения со срезанными углами путем холодной сортовой прокатки с промежуточными отжигами при температуре 400 °С в течение 3 часов (рисунок 4.12).



Рисунок 4.12 – Внешний вид прутков после сортовой прокатки

С помощью тензометрического оборудования и месдоз измеряли усилие во время сортовой прокатки (рисунок 4.13).

Вследствие быстрого упрочнения сплавов усилие при сортовой прокатке возрастает на протяжении практически всего процесса, снижаясь только в последних проходах.

После этого полученный прутки со стороной 5 мм подвергали отжигу и последующему волочению на цепном волочильном стане однократного действия и получали проволоку круглого сечения диаметром 3 мм. Общий вид (рисунок 4.14) и технические характеристики волочильного стана приведены в таблице 4.15



Рисунок 4.13 – Усилие при сортовой прокатке



Рисунок 4.14 – Общий вид цепного волочильного стана однократного действия

Таблица 4.15 – Технические характеристики цепного волочильного стана однократного действия

Наименование параметра	Значение
Длина волочения, мм	2000
Количество ниток, шт	1
Сила волочения, кН	50
Скорость волочения, м/с	0,17
Потребляемая мощность, кВт	25
Габаритные размеры, мм	3000×1800×1300

Расчет волочения производился по общепринятой методике, представленной в работе [156]. В качестве исходных данных, соответствующих технологическому процессу получения сварочной проволоки сплавов 01570 и Р-1580, приняты следующие параметры:

- поперечное сечение исходной заготовки представляет собой квадрат со скошенными кромками углов со стороной 5 мм;
- конечный размер проволоки 3мм;
- суммарный коэффициент вытяжки за весь процесс 4,2;
- средняя единичная вытяжка в проходе 1,29;
- суммарная степень деформации 76 %;
- средняя степень деформации за проход 22,5%;
- действительный угол волокна 8°.

Расчетные характеристики процесса волочения проволоки из алюминиевых сплавов с принятыми постоянными управляющими параметрами приведены в таблице 4.16.

Таблица 4.16 – Расчетные характеристики процесса волочения проволоки из сплавов 01570 и сплава Р-1580

Параметры	Значения параметров по переходам волочения					
	1	2*	3	4*	5	6*
Интегральные деформации $\ln \lambda_n$	0,266	0,256	0,265	0,255	0,264	0,127
Единичная вытяжка по проходам λ_n	1,305	1,292	1,303	1,290	1,302	1,135
Допустимая общая вытяжка между отжигами λ_Σ	1,305	2,596	1,303	2,594	1,302	2,438
Суммарная вытяжка за процесс λ_Σ	1,305	1,685	2,197	2,835	3,691	4,191
Диаметр проволоки по проходам d_n , мм	5,17	4,54	3,98	3,50	3,07	2,88
Площадь поперечного сечения F_n , мм ²	21,6	16,79	12,94	10,08	7,79	6,89
Степень деформации единичная ε_n , %	23,4	22,6	23,3	22,5	23,2	11,9
Степень деформации суммарная ε_Σ , %	23,1	40,2	53,9	64,1	72,2	75,5
Напряжение волочения начальное σ_{B0} , МПа	380	420	360	380	375	390
Напряжение волочения конечное $\sigma_{Bк}$, МПа	420	440	380	410	390	420
Напряжение волочения среднее $\sigma_{Bс}$, МПа	400	430	370	395	382,5	405
Сила волочения P , КН	4,25	3,40	2,44	1,85	1,50	0,60
Напряжение волочения K_B , МПа	196,7	202,0	188,1	183,7	192,4	87,5
Коэффициент запаса γ_3	2,14	2,18	2,02	2,23	2,03	4,80

*- отжиг 400 °С, 3 часа

При проектировании технологического маршрута волочения главной целью является увеличение выхода годного за счет уменьшения брака, а именно обрыва проволоки. Несомненно, что обрыв проволоки зависит от многих факторов, основными из которых являются свойства обрабатываемых материалов и конструктивные особенности используемого оборудования.

Следует отметить, что характер распределения коэффициентов вытяжки по переходам достаточно равномерный, а максимальное значение этого параметра ($\lambda_{e0}=1,305$) достигается в 1 переходе, что приводит к увеличению энергосиловой загрузки.

Наблюдается неравномерное изменение коэффициента запаса по мере увеличения обжатия. Коэффициент запаса с уменьшением диаметра не достигает минимального значения $\gamma_3 \approx 1,4$, что свидетельствует о том, что обрыва проволоки не произойдет, однако увеличение коэффициента запаса больше 2,0 говорит о снижении производительности.

Усилие волочения, имеет максимальное значение в 1 проходе, что объясняется высокой степенью деформации и подтверждается максимальным коэффициентом вытяжки, при этом усилие не превышает допустимых значений в 50 кН, регламентированных технической характеристикой стана.

Результаты расчета режимов волочения и энергосиловых характеристик процесса волочения использовались для проектирования и проведения экспериментальных исследований. В процессе экспериментального волочения по рассчитанному маршруту во время второго прохода произошел обрыв проволоки, что свидетельствует о высокой степени упрочнения металла и необходимости увеличения проходов и отжигов. Для нахождения наиболее оптимальных параметров процесса было принято решение увеличить число проходов.

4.3 Исследование структуры и свойств прутков и проволоки из сплавов Р-1580 и 01570

На всех этапах эксперимента отбирали образцы для исследования структуры и свойств полуфабрикатов, чтобы своевременно вносить корректировки в маршрут получения проволоки. Методика пробоподготовки образцов и оборудование для исследований описаны в разделе 3.1.

Исследование микроструктуры прутков диаметром 9 мм, полученных методом БПП из сплавов 01570 и Р-1580 показало, что она состоит из α -твердого раствора и включений интерметаллидных фаз, которые расположены в основном по границам зерен (рисунок 4.15). Включения интерметаллидов округлой формы располагаются группами и вытянуты вдоль направления деформации. Интерметаллиды, расположенные по границам зерен прутка из сплава Р-1580, более дисперсные (рисунок 4.15, б). В микроструктуре сплавов выявлены достаточно крупные частицы в форме пластин и кристаллов, имеющих округлую форму или в форме многогранников, размером до 20 мкм.

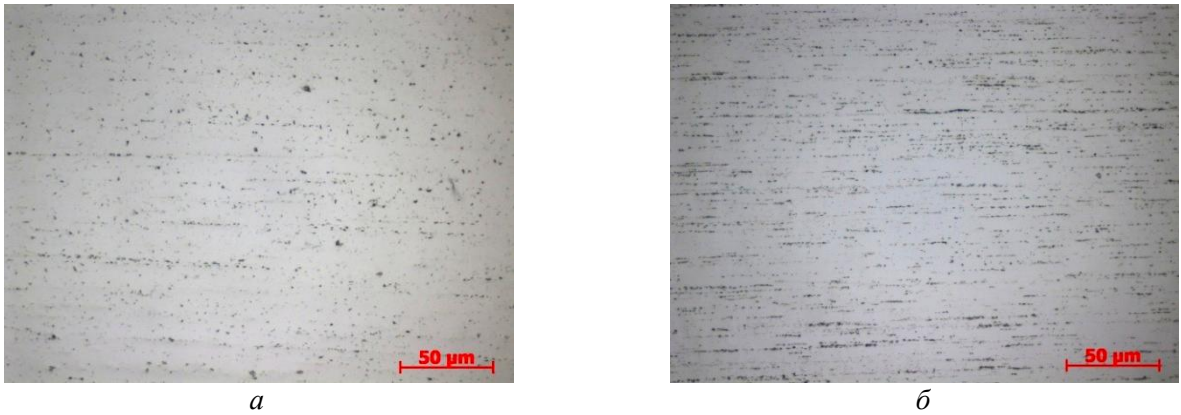
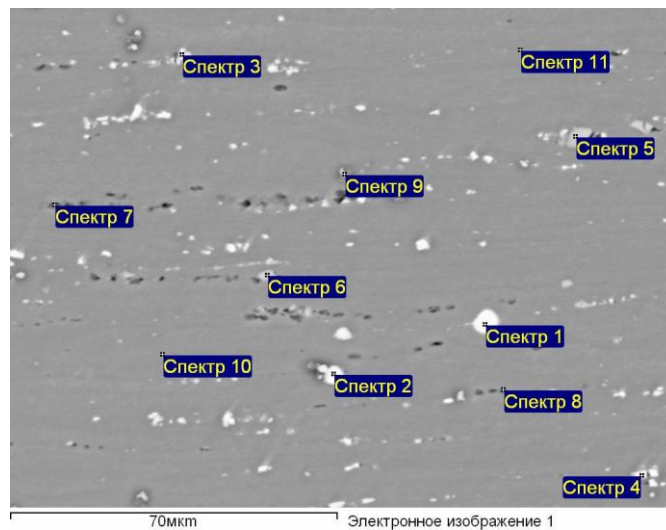


Рисунок 4.15 – Микроструктура прутков диаметром 9 мм, полученной методом БПП, $\times 500$:
a – сплав 01570; *б* – сплав P-1580

Микрорентгеноспектральным анализом в микроструктуре прутков обнаружены частицы $Al_3(Sc, Zr)$ округлой формы (рисунок 4.16, спектры 1, 2). В исследуемых полуфабрикатах обнаружены кристаллы пластинчатой и полиэдрической формы, в которых присутствуют элементы: Al, Mg, Mn, Cr, Fe (рисунок 4.16, спектр 5).



Все результаты в весовых %

Спектр	O	Mg	Al	Si	Sc	Ti	Cr	Mn	Fe	Zr
Спектр 1	0.93	59.49			7.60	0.69				31.30
Спектр 2		2.60	66.89	0.29	5.4	0.61				24.14
Спектр 3		3.58	82.17	1.15			0.41	3.86	8.83	
Спектр 4		2.94	77.42	1.77			0.69	6.0	11.12	
Спектр 5		9.96	76.31	0.35	0.21		2.97	9.37	0.84	
Спектр 6		9.74	77.18	0.60	0.25		2.71	9	15	0.37
Спектр 7	9.71	14.28	63.31	12.26				0.44		
Спектр 8	6.06	13.69	69.93	10.32						
Спектр 9	12.27	4.99	77.73	4.72		0.29				
Спектр 10		5.32	93.60	0.32			0.28	0.48		
Спектр 11		5.29	93.49	0.27	0.24		0.31	0.41		

Рисунок 4.16– Электронное изображение и результаты МРСА прутка $\varnothing 9$ мм из сплава P-1580

Механические свойства прутков диаметром 9 мм для сплава 01570 и опытного сплава Р-1580 приведены в таблице 4.17.

Таблица 4.17 – Механические свойства прутков диаметром 9 мм, полученных методом БПП

Сплав	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %
01570	316	217	18
Р-1580	320	221	25
АМг6 по ГОСТ21488-97	315	155	15

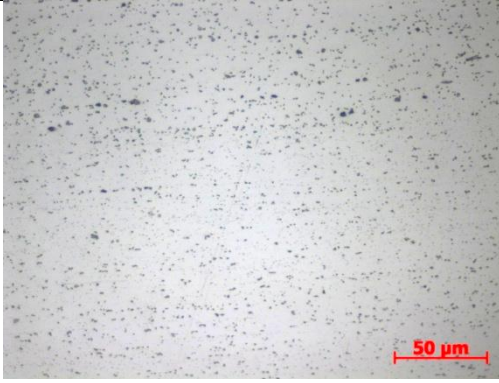
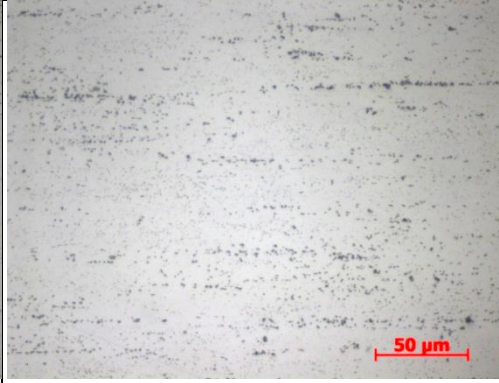
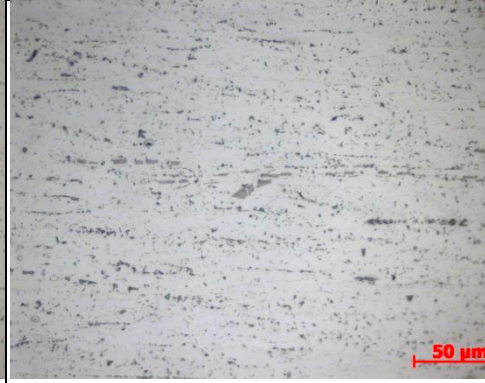
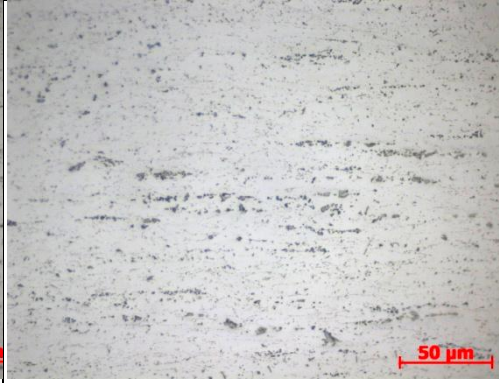
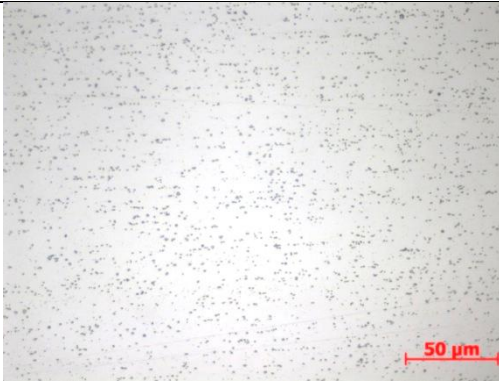
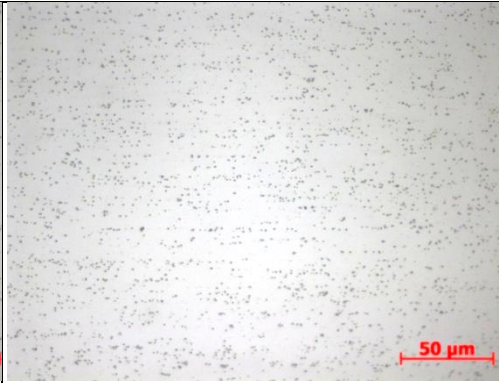
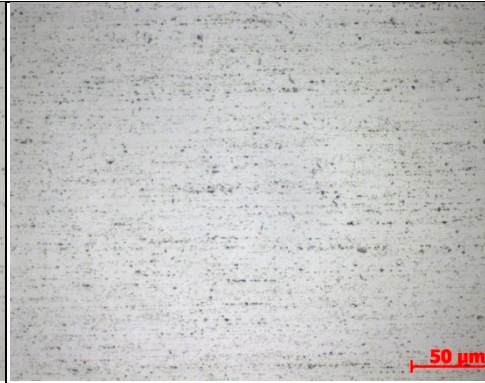
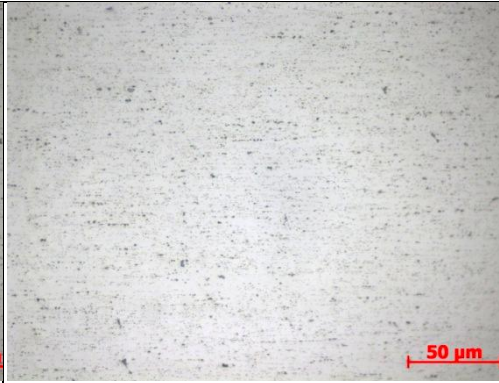
Анализируя полученные данные можно сказать, что комплекс механических свойств прутков из опытного сплава Р-1580 выше, чем для тех же полуфабрикатов из известного сплава 01570. Свойства прутков, полученных методом БПП, довольно близки к значениям свойств прессованных прутков из сплава АМг6 без термической обработки в соответствии с ГОСТ 21488-97.

В ходе сортовой прокатки отбирали образцы после прохождения последнего калибра с высотой граней 5,0 мм, после волочения отбирали образцы от проволоки диаметром 3,0 мм. Исследование микроструктуры проводили в деформированном и отожженном состояниях. Температура отжига составляла 400 °С, а время выдержки 3 часа.

Как известно, в процессе холодной деформации изменяется структурное состояние металла, в результате чего, зерна вытягиваются в направлении деформации, образуя волокнистое строение. Увеличение степени деформации при получении полуфабрикатов приводит к их упрочнению и снижению пластичности. Для получения оптимального комплекса свойств деформированных изделий применяют отжиг. Большинство легирующих элементов, особенно ПМ, повышают температуру начала рекристаллизации сплава и тормозят развитие рекристаллизационных процессов. При нагреве сплавов Al–Mg, легированных скандием, происходит распад твердого раствора с образованием дисперсных когерентных выделений фазы Al_3Sc , оказывающих значительное упрочняющее действие и повышающих температуру рекристаллизации деформированного полуфабриката. Максимальное упрочнение достигается при нагреве до 300–400 °С, более высокие температуры приводят к коагуляции фазы Al_3Sc и разупрочнению. Добавка скандия совместно с цирконием позволяет сохранить в полуфабрикатах после термообработки нерекристаллизованную структуру и получить за счет этого значительный эффект структурного упрочнения.

Анализ микроструктуры прутков после сортовой прокатки и проволоки показал, что расположение и форма фаз аналогичны структуре катанки (таблица 4.18).

Таблица 4.18 – Микроструктура образцов длинномерных полуфабрикатов из сплавов 01570 и Р-1580

Сплав 01570		Сплав Р-1580	
Деформированное	Отожженное	Деформированное	Отожженное
Пруток $\square 5,0$ мм			
			
Проволока $\varnothing 3,0$ мм			
			

С увеличением степени деформации происходит измельчение интерметаллидных частиц, а проведение промежуточных отжигов обеспечивает протекание процессов распада пересыщенного твердого раствора с выделением вторичных частиц интерметаллидов. В структуре полуфабрикатов обнаружены участки с расслоениями и скоплениями интерметаллидов.

При выбранной температуре отжига, прежде всего, происходят процессы распада с выделением когерентных метастабильных частиц интерметаллидов $Al_3(Sc,Zr)$. Распад пересыщенного переходными металлами твердого раствора аналогичен процессам старения, в результате которого повышается прочность сплавов.

При температуре нагрева 400 °С образуются вторичные выделения интерметаллидов, содержащих Sc, Zr, Mn, которые располагаются как по границам, так и по объему зерен. Анализ микроструктуры отожженных образцов показал, что состав фаз и их расположение подобно структуре деформированных полуфабрикатов.

Методом растяжения образцов на универсальной испытательной машине Walter+Bai AGLFM 400 kN определяли механические свойства прутков после сортовой прокатки при комнатной температуре. В таблице 4.19 приведены механические свойства катанки, прутков и проволоки из сплавов 01570 и P-1580. Промежуточный отжиг проводили при температуре 400 °С, 3 часа.

Таблица 4.19 – Механические свойства полуфабрикатов из сплавов 01570 и P-1580

Операция	Размер, мм	Сплав 01570			Сплав P-1580		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Сортовая прокатка	Ø9,0	291	217	18	306	210	13
	□ 7,7	326	297	9	382	326	16
	Отжиг	358	290	20	350	224	20
	□6,8	424	391	7	401	338	8
	Отжиг	381	297	14	362	260	13
	□5,7	413	361	7	426	352	7
	Отжиг	368	277	15	388	283	17
	□5,0	421	401	6	502	476	5
	Отжиг	389	302	10	410	285	14
Волочение	Ø 4,8	422	154	4	440	196	9
	Отжиг	390	125	10	400	163	13
	Ø 4,0	432	125	2	450	152	4
	Отжиг	372	127	12	396	183	15
	Ø 3,6	448	119	2	464	128	2
	Отжиг	358	195	14	400	214	18
	Ø 3,0	458	80	2	473	88	2
	Отжиг	340	241	18	371	261	19

Проволока, полученная по предлагаемой технологии имеет хороший внешний вид, на поверхности не наблюдается трещин и задиров. После отжига она характеризуется высокими показателями прочности при достаточно хорошем уровне пластичности. Эксплуатационные свойства проволоки были проверены на Красноярском машиностроительном заводе, где было установлено, что она может применяться для сварки листовых полуфабрикатов из сплавов системы Al-Mg

4.4 Исследование влияния отжига на структуру и свойства проволоки

Исследование влияния отжига на структуру и свойства проволоки оценивали для полуфабрикатов из сплава P-1580. Изменение деформированной структуры на равноосную зеренную структуру при отжиге связано с процессами образования и роста новых рекристаллизованных зерен. В качестве объекта исследования использовали проволоку диаметром 3 мм из сплава P-1580. Для реализации исследования выбрали несколько температур отжига и время выдержки, в соответствие с таблицей 4.20.

Таблица 4.20 – Режимы термической обработки проволоки 3 мм из сплава P-1580

	Режим отжига					
Температура отжига, °С	350	350	450	450	500	500
Время выдержки, ч	3	6	3	6	3	6

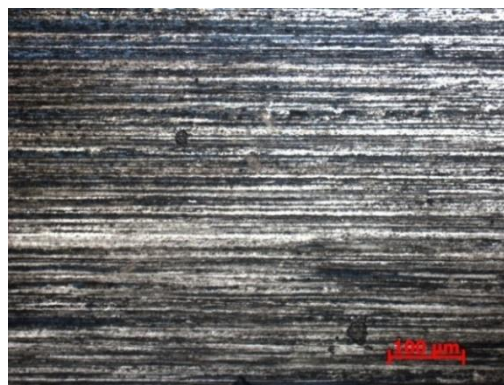
Изменение микроструктуры проволоки в деформированном и отожженном состоянии анализировали с использованием контраста в поляризационном режиме. Получение проволоки связано с существенным изменением тонкой структуры, которая характеризуется накоплением значительного количества дислокаций и вакансий. Зерна при деформации изменяют свою форму и размеры в направлении усилий деформации, образуется волокнистая структура.

Микроструктура деформированных и отожженных оксидированных образцов в поляризованном свете приведена на рисунках 4.17 – 4.20 при увеличениях 50 и 200 крат. Центральные участки проволоки в исходном деформированном состоянии представлены зёрнами (волоконками), ориентированными по направлению деформации (рисунок 4.17).

Промежуточные отжиги при получении проволоки привели к образованию новых центров рекристаллизации в участках с более высокой степенью деформации. Поэтому периферийные зоны проволоки имеют рекристаллизованную структуру, размер зерна уменьшается по направлению к центральной части проволоки.



а, ×50

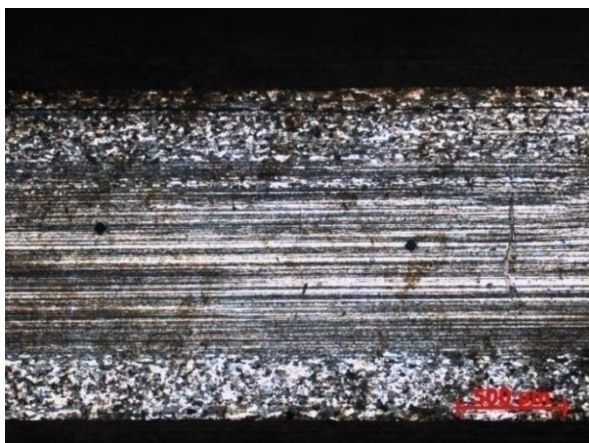


б, ×200

Рисунок 4.17 – Микроструктура проволоки в деформированном состоянии

Структура деформированных полуфабрикатов нестабильна и изменяется при нагревах под термическую обработку. Присутствие в составе алюминиевого сплава Р-1580 переходных металлов, таких как скандий и цирконий, эффективно задерживают процессы рекристаллизации, о чем свидетельствует микроструктура отожженной проволоки.

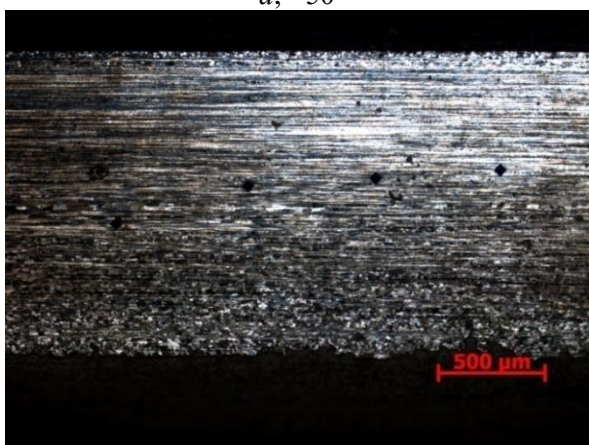
Структура проволоки после отжига при температуре 350 °С и выдержке 3 и 6 часов сохраняется частично нерекристаллизованной (рисунок 4.18). Размер рекристаллизованных зерен в отожженной проволоке крупнее, чем в исходной деформированной проволоке.



а, ×50



б, ×200



в, ×50



г, ×200

Рисунок 4.18 – Микроструктура проволоки после отжига при температуре 350 °С, выдержке: а, б – 3 часа; в, г – 6 часов

Структура проволоки после отжига при температуре 450 °С и выдержке 3 часа также частично рекристаллизована (рисунок 4.19, *а, б*). Проволока после отжига при температуре 450 °С и выдержке 6 часов имеет в большей степени рекристаллизованную структуру, чем при выдержке 3 часа (рисунок 4.19, *в, г*), что характеризуется значительным разупрочнением данного полуфабриката. Повышение температуры отжига способствует дальнейшему прохождению процессов рекристаллизации. Установлено, что структура проволоки после отжига при температуре 500 °С и выдержке 6 часов полностью рекристаллизованная по всему сечению проволоки (рисунок 4.20, *в, г*). Распад пересыщенных твердых растворов при отжиге деформированных полуфабрикатов относится к гетерогенизирующему процессу, то есть выделением из раствора дисперсных и когерентных включений упрочняющих фаз.

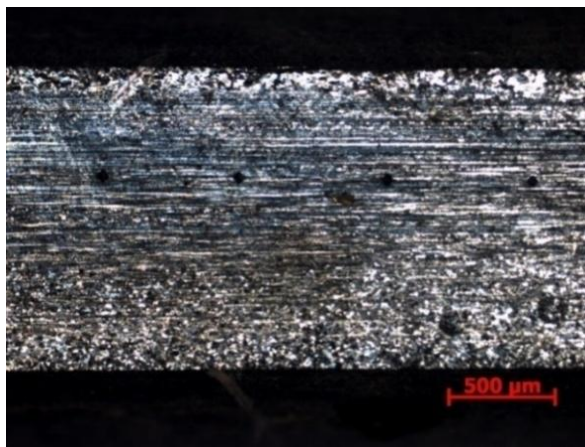
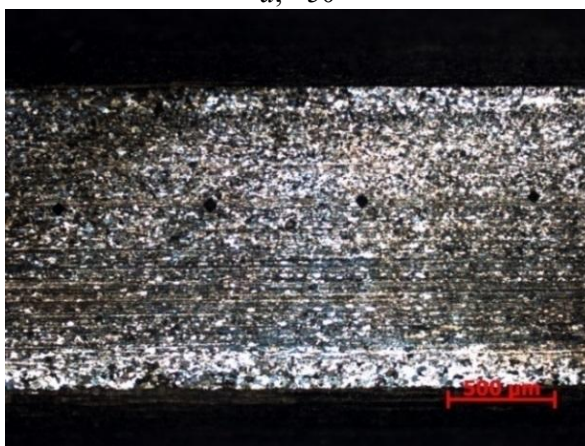
*а, ×50**б, ×200**в, ×50**г, ×200*

Рисунок 4.19 – Микроструктура проволоки после отжига при температуре 450 °С, выдержке:

а, б – 3 часа; *в, г* – 6 часов

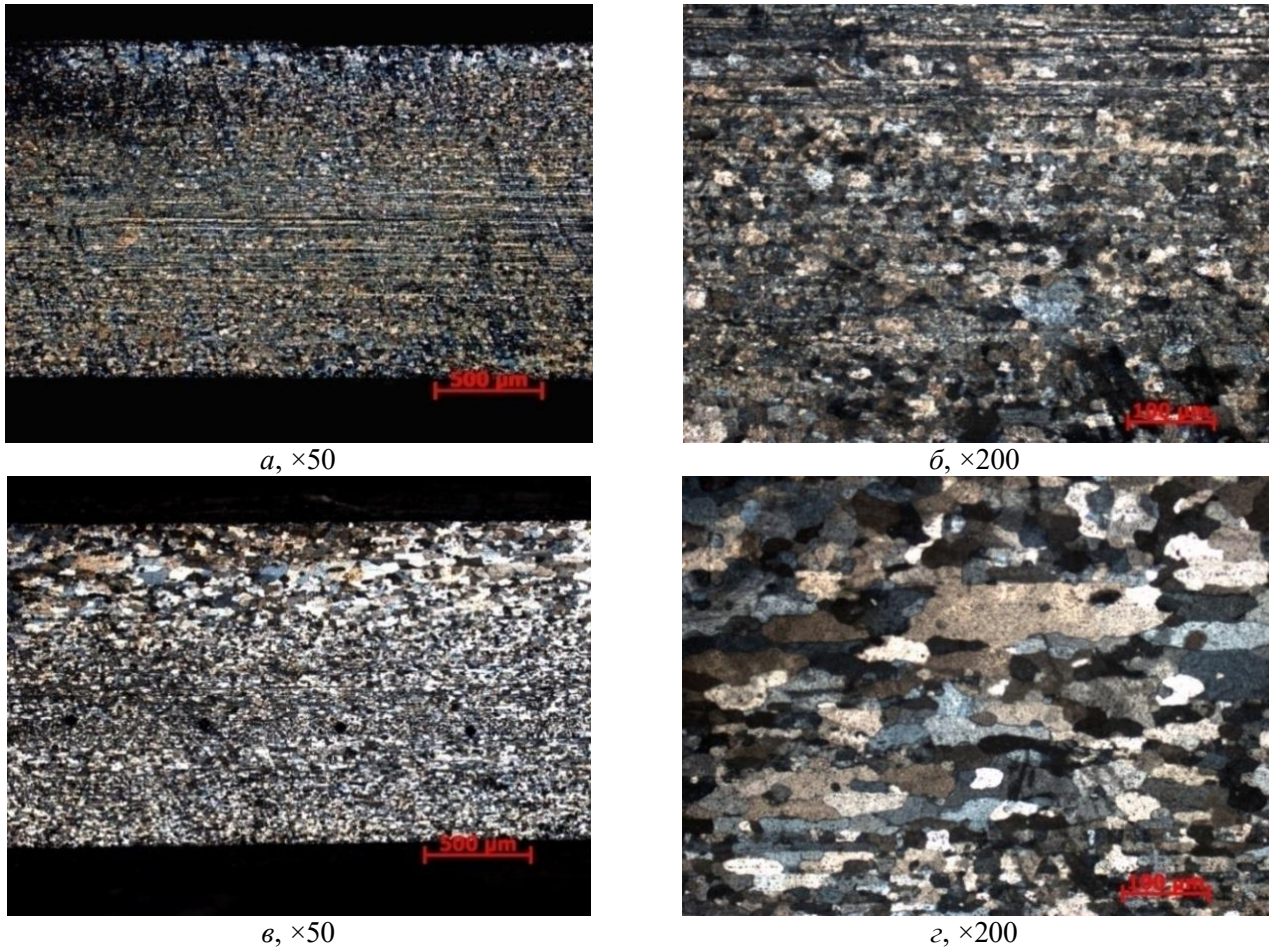


Рисунок 4.20 – Микроструктура проволоки после отжига при температуре 500 °С, выдержке:
а, б – 3 часа; *в, г* – 6 часов

Таким образом, присутствие Zr и Sc в сплаве P-1580 и образование этими элементами когерентных дисперсоидов препятствует процессу рекристаллизации проволоки при отжиге не выше 450 °С и выдержке до 6 часов. В проволоке рекристаллизация по всему сечению реализуется при температурах выше 450° С и выдержке 6 часов.

Были определены механические свойства проволоки в деформированном и отожженном состояниях (таблица 4.21).

Таблица 4.21–Механические свойства проволоки диаметром 3 мм из сплава P-1580

Температура отжига, °С	Время выдержки, ч	Механические свойства		
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Деформированное состояние		442	270	6
350	3	358	240	9
	6	361	212	12
450	3	342	199	14
	6	335	195	13
500	3	363	206	12
	6	313	161	13

По результатам измерений, представленным в таблице, построены зависимости механических свойств от температуры и времени выдержки при отжиге проволоки (рисунки 4.21– 4.23).

Деформированная проволока имеет максимальные значения прочности 442 МПа и минимальную пластичность, что связано с высокой степенью деформации и накоплением дефектов кристаллического строения. При отжиге происходят два процесса: разупрочнение, связанное с процессами рекристаллизации, и упрочнение, связанное с процессами распада пересыщенных твёрдых растворов.

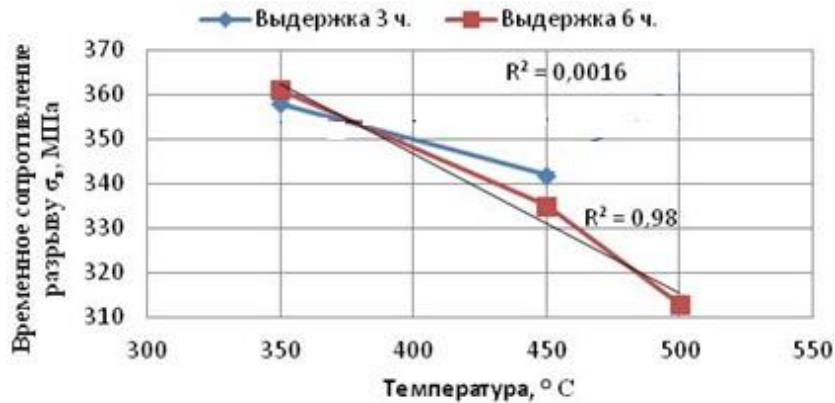


Рисунок 4.21 – Зависимость временного сопротивления разрыва от параметров отжига

Отжиг при 350 °C обеспечивает снижение прочностных свойств проволоки, что связано с процессами возврата при отжиге, но значения прочности остаются высокими.

Отжиг при 450 °C приводит к существенному снижению прочностных характеристик и повышению пластических свойств, рисунок, что связано с процессами возврата и рекристаллизации в структуре проволоки.

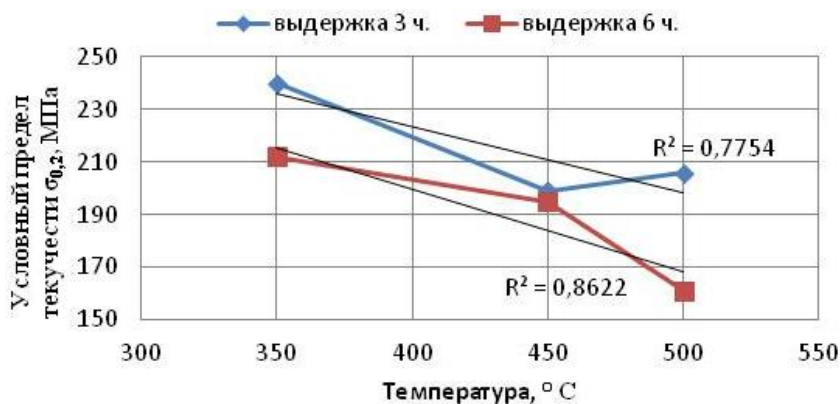


Рисунок 4.22 – Зависимость условного предела текучести от параметров отжига

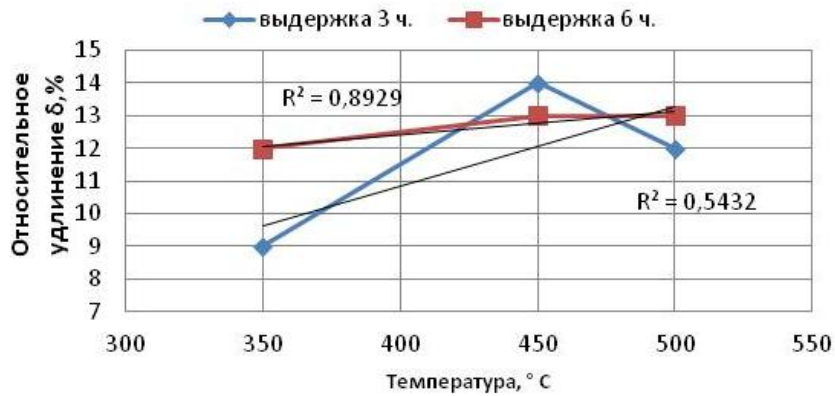


Рисунок 4.23– Зависимость относительного удлинения от параметров отжига

Отжиг при 500 °C и 3 часовой выдержке обеспечивает высокий уровень прочностных свойств проволоки, что связано с процессами распада пересыщенных твёрдых растворов на основе Zr и Sc, при одновременном прохождении рекристаллизации в структуре проволоки. По результатам испытания на растяжение для обеспечения максимальных прочностных и пластических характеристик следует провести отжиг при температуре 350°C с выдержкой 6 часов.

4.5 Выводы по главе

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Разработаны технические решения по конструкциям оборудования для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов круглого сечения методом БПП, что позволяет расширить технологические возможности и реализуемость процесса совмещенной обработки.
2. Деформированные полуфабрикаты из сплавов системы Al-Mg, легированных скандием, в виде прутков круглого сечения, предназначенных для получения сварочной проволоки, целесообразно производить методом бесслитковой прокатки-прессования, так как уровень пластических и прочностных свойств металла соответствует ГОСТ21488-97, а энергетические и трудовые затраты на ее производство снижаются. Технология получения прутков методом БПП прошла опытно-промышленную апробацию на Красноярском заводе современных материалов (Приложение В).
3. Предложенная технологическая схема получения сварочной проволоки, состоящая из трех технологических переделов (метод БПП, сортовая прокатка, волочение), позволяет получать качественные длинномерные деформированные полуфабрикаты, отвечающие требованиям ГОСТ 7871-75.

4. Деформированные и сварные образцы, полученные аргонодуговой сваркой, успешно прошли испытания на межкристаллитную коррозию. Использование проволоки из сплава Р-1580 для сварки позволяет получать качественный сварной шов.

5. Получены опытные партии проволоки диаметром 3 мм из сплавов 01570 и Р-1580 прошли испытания в лаборатории сварки Красноярского машиностроительного завода, по результатам которых установлено, что потеря прочности сварного шва составляет менее 10% от номинального требования для сплава АМгб в отожженном состоянии, что соответствует ОСТ 92-1114-80 для сварных швов первой категории (Приложение Г).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Ужесточение требований к надежности конструкций и их технико-экономическим показателям в отраслях судостроения и авиационного машиностроения вынуждают ученых корректировать составы известных сплавов и создавать новые, модернизировать оборудование и разрабатывать более эффективные технологические режимы обработки. Полуфабрикаты из сплавов системы Al-Mg-Sc представляют наибольший интерес для отраслей авиа- и судостроения. Однако масштабное применение данной группы сплавов ограничено, в связи с высокой стоимостью изделий из них и устаревшими технологическими режимами обработки. В связи с этим были выполнены исследования, на основе которых созданы технологии горячей и холодной листовой прокатки, а также совмещенной обработки алюминиевых сплавов 01570 и P-1580.

На основании выполненных исследований сделаны выводы и получены следующие результаты.

1. Разработан новый алюминиевый сплав P-1580 на основе системы Al-Mg, экономно легированный скандием до 0,12 масс.%. Полуфабрикаты из данного сплава обладают высокой коррозионной стойкостью и уровнем свойств, отвечающим требованиям заказчика.

2. С применением реологических характеристик созданы компьютерные модели процесса горячей листовой прокатки, установлены рациональные режимы прокатки и определены энергосиловые, деформационные и температурно-скоростные параметры.

Для получения плоских деформированных полуфабрикатов из сплава P-1580 методами горячей и холодной прокатки в промышленных условиях на стане СГП Кварто 2800 рекомендован следующий режим обработки:

- отжиг-гомогенизация слитков при температуре 455- 465 °С и выдержке 15-44 ч.;
- фрезерование прокатываемых граней на толщину 10-20 мм;
- температура нагрева слитков под прокатку 410-420 °С;
- горячая прокатка на реверсивном стане с эджерной клетью до толщины 60-80 мм, степень обжатия при прокатке не более 20% за проход, конечная толщина горячего раската 8 - 10 мм; степень суммарной деформации не более 50%;
- удаление кромок с трещинами;
- холодная прокатка со средней степенью обжатия 5-10 %;
- промежуточный отжиг при температуре 300-350 °С, в течение 1-3 часов.

3. Проведены экспериментальные исследования по получению опытных партий листовых полуфабрикатов из исследуемых сплавов методами горячей и холодной в лабораторных и промышленных условиях и изучены их структура и свойства. Рекомендуемые режимы прокатки позволяют получать полуфабрикаты с необходимым уровнем свойств.

4. Предложена технология получения сварочной проволоки из сплавов системы Al-Mg-Sc с использованием операций бесслитковой прокатки-прессования, холодной сортовой прокатки и волочения. Для изготовления прутков диаметром 9 мм методом БПП на установке СПП-200, рекомендован следующий режим обработки: температура расплава 780 °С; температура нагрева инструмента 100 °С; скорость вращения валков 4 об/мин., вытяжка 3,7.

5. Разработаны новые технические решения по конструкциям оборудования для совмещенной обработки, защищенные патентами РФ №156613 и №139085, которые позволяют расширить технологические возможности процесса и срок эксплуатации прессового инструмента.

6. Аргодуговой сваркой, с применением полученной проволоки, изготовлены сварные образцы из плоского проката, прочность сварного шва которых находится в интервале 0,75-0,85 от прочности основного металла. Коррозионные испытания показали, что термическая обработка не оказывает влияния на устойчивость полуфабрикатов к межкристаллитному виду коррозии.

7. Предложенная технология прокатки листовых полуфабрикатов из сплава Р-1580 на стане СГП Кварто 2800 прошла промышленную апробацию на одном из металлургических предприятий России. В результате получены опытные партии рулонов, плит и листов, разработаны технические условия (ТУ 1-3-231-2017) на листовую прокат из нового алюминиевого сплава Р-1580.

8. Технология получения прутков диаметром 9 мм методом БПП на установке СПП-200 прошла промышленную апробацию на предприятии Красноярском заводе современных материалов и позволяет получать качественные деформированные полуфабрикаты, свойства которых отвечают требованиям ГОСТ 7871-75.

9. Опытные партии проволоки диаметром 3 мм из сплавов 01570 и Р-1580 прошли промышленные испытания в лаборатории сварки Красноярского машиностроительного завода, по результатам которых потеря прочности сварного шва составляет менее 10% от номинального требования для сплава АМг6 в отожженном состоянии, что соответствует ОСТ 92-1114-80 для сварных швов первой категории.

10. Результаты исследований внедрены в учебный процесс СФУ и используются при обучении бакалавров и магистров по направлению «Металлургия» и аспирантов научной специальности 05.16.05 Обработка металлов давлением (Приложение Д).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Побежимов, П. П. Металлургия коррозионнстойких алюминиевых сплавов и отливок / П.П. Побежимов, Л.П. Нефедова, Е.В. Белов. – Москва: Металлургия, 1989. – 151 с.
2. Горбунов, Ю.А. Роль и перспективы редкоземельных металлов в развитии физико-механических характеристик и областей применения деформируемых алюминиевых сплавов / Журнал Сибирского федерального университета. Серия: Техника и технологии. – 2015. – Т. 8. № 5. – С. 636 – 645.
3. Белов, А.Ф. Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов. Справочник. 2-е издание переработанное и дополненное / А.Ф. Белов, В.И. Добаткин, Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер [и др.] – Москва: «Металлургия», 1985. – 338 с.
4. Филатов, Ю.А. Исследование и разработка новых высокопрочных свариваемых сплавов на основе системы Al-Mg-Sc и технологических параметров производства из них деформированных полуфабрикатов: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Филатов Юрий Аркадьевич. М., 2000. – 50 с.
5. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В.С. Золоторевский, Н.А.Белов. – М.: МИСиС, 2005. – 376 с.
6. Филатов, Ю.А. Промышленные сплавы на основе системы Al-Mg-Sc / Ю.А. Филатов // Технология легких сплавов. – 1996. – № 3. – С. 30–35.
7. Филатов, Ю.А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю.А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.
8. Дриц, М.Е. Структура и свойства сплавов Al – Sc и Al – Mg – Sc / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков, В.И. Елагин, Ю.А. Филатов // Металлургия и металловедение цветных сплавов. – М.:Наука. – 1982. – С. 213–223.
9. Захаров, В.В. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов скандием / В.В. Захаров, В.И. Елагин, Т.Д. Ростова, Ю.А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2010. – № 1. – С. 67–73.
10. Захаров, В.В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов / В.В. Захаров // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2003. – № 7. – С. 7–15.
11. Filatov, Yu.A. New Al-Mg-Sc alloys / Yu.A. Filatov, V.I. Yelagin, V.V. Zakharov // Materials Science and Engineering A. – 2000. – V. 280. – № 1. – P. 97–101.
12. Дриц, М.Е. О характере взаимодействия скандия с алюминием в богатой алюминием части системы. / М.Е. Дриц, Э.С. Каданер, Т.В. Добаткина, Н.И. Туркина //Изв. АН СССР. –1973. – № 4. – С. 213–217.

13. Дриц, М.Е. Редкие металлы в цветных сплавах / М.Е. Дриц, Н.И. Туркина, Э.С. Каданер, Т.В. Добаткина. – М.: Наука, 1975. – С.160–166.
14. Дриц, М.Е. Рекристаллизация сплавов Al–Sc. / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков, Л.Б. Бер, С.Г. Павленко // *Металлы*. – СССР, 1982. – № 1. – С. 173–178.
15. Дриц, М.Е. Влияние дисперсности выделений фазы Al₃Sc на рекристаллизацию сплавов Al–Sc. / М.Е. Дриц, Л.С. Торопова, Ю.Г. Быков, Л. Б. Бер // *Цветная металлургия/ Известия ВУЗов*. – 1985. – № 4. – С. 80–83.
16. Кузнецов, Г.М. Особенности формирования структуры и свойств литейных Al–Mg-сплавов, легированных скандием / Г.М. Кузнецов, Г.М. Кузнецов, П.П. Побежимов, Л.П. Нефедова, Е.В. Белов. – ВИАМ: Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – №6.
17. Филатов, Ю.А. Различные подходы к реализации упрочняющего эффекта от добавки скандия в деформируемых сплавах на основе системы Al–Mg–Sc. / Ю.А. Филатов// *ВИЛС: Технология легких сплавов*. – 2009. – №3. – С. 42–45.
18. Автокротова, Е.В. Формирование ультрамелкозернистой структуры и механические свойства алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Автокротова Елена Викторовна. – У., – 2008. – 167 с.
19. Белов, Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов/ Н.А. Белов. – Москва: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 511 с.
20. Елагин, В.И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии / В.И. Елагин // *МиТОМ*. –2007. – №9. – С. 3-11.
21. Елагин, В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами / В.И. Елагин. – Москва: Металлургия, 1975. – 247 с.
22. Елагин, В.И. О недендритной структуре слитков из алюминиевых сплавов / В.И. Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова // *Металловедение, литье и обработка легких сплавов*. – М.: ВИЛС, 1995. – С. 6–16.
23. Елагин, В.И. Разработка перспективных алюминиевых сплавов, легированных скандием. / Елагин, В.В. Захаров, Т.Д. Ростова, Ю.А. Филатов // В кн. *Перспективные технологии легких и специальных сплавов*. М.: Физматлит, 2006. – 432 с.
24. Филатов, Ю.А. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов из алюминиевого сплава 01570С системы Al–Mg–Sc для изделия РКК «Энергия» / Ю.А. Филатов, А.Д. Плотников // *Технология легких сплавов*. – 2011. – № 2. – С. 15–26.
25. Бронз, А.В. Сплав 1570С — материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий РКК «Энергия» / А. В. Бронз, В. И. Ефремов, А. Д. Плотников, А. Г. Чернявский // *Космическая техника и технологии*. – 2014. – № 4 (7). – С. 62–67.

26. Яшин, В.В. Обоснование технологии изготовления плоского проката из алюминиевых сплавов системы Al – Mg – Sc для аэрокосмической промышленности / В.В. Яшин, В.Ю. Арышенский, И.А. Латушкин, М.С.Тептерев // Цветные металлы. – 2018. – №7.
27. Официальный сайт Алюминиевой ассоциации «Объединение производителей, поставщиков и потребителей алюминия» [Электронный ресурс]: сайт. – URL: http://www.aluminas.ru/aluminum/in_the_world/.
28. Иброхимов, С.Ж. Окисление твёрдого алюминиево-магниевого сплава AlMg4, легированного скандием / С.Ж. Иброхимов, Б.Б. Эшов, И.Н. Ганиев// Доклады академии наук республики Таджикистан. – 2013. – Т. 56. – № 6. – С. 472–475.
29. Сайт об алюминии. Проект компании RUSAL, лидера мировой алюминиевой отрасли. [Электронный ресурс]: сайт. – URL: <https://aluminiumleader.ru/application/transport/>.
30. Шубин, А.Б. Сферические частицы интерметаллидов большого радиуса со структурой ядро–оболочка в сплавах алюминия со скандием. / А.Б. Шубин, Э.А. Попова, К.Ю. Шуняев, Э.А.Пастухов// Расплавы. – 2010. – № 4. – С. 11–17.
31. Ламихов, Л.К. О модифицировании алюминия и сплава Al7 переходными металлами / Л.К. Ламихов, Г.В.Самсонов // Цветные металлы. – 1964. – № 8. – С. 79–82.
32. Fuller, C.B. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II-coarsening of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates / C.B. Fuller, D.N. Seidman // Acta Materialia. – 2005. – V. 53. – № 20. – pp. 5415–5428.
33. Добаткин, В.И. Недендритная структура в слитках алюминиевых сплавов / В.И. Добаткин, Г.И. Эскин // Цветные металлы. – 1991. – № 12. – С. 64–67.
34. Конструкционный деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2233345 Рос. Федерация: МПК C22C21/08 / Филатов Ю.А., Давыдов В.Г., Елагин В.И. [и др.]. – № 2003100484/02; заявл. 13.01.2003; опубл. 27.07.2004, Бюл. № 21.
35. Захаров, В.В. Высокопрочный свариваемый сплав на основе системы Al-Zn-Mg 1970 / В.В. Захаров, Т.Д. Ростова //МиТОМ. – 2005. – № 4. – С. 10-17.
36. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2081934 Рос. Федерация: МПК C22C21/06 / Филатов Ю.А., Захаров В.В., Елагин В.И. [и др.]. – № 95112171/02, заявл. 13.07.1995; опубл. 20.06.1997 Бюл. № 17.
37. Маркачев, Н.А. Опыт создания сварных герметичных конструкций из алюминиевого сплава 01570 / Н.А. Маркачев, В.А.Ковтун, Н.М. Буханова, Л.Л.Лавочкина // Технология легких сплавов. – 1997. – № 5. – С. 14-18.
38. Колпашников, А.И. Прокатка листов из легких сплавов / А.И. Колпашников. – М.: Металлургия, 1979. – 264 с.
39. Микляев, П.Г. Сопротивление деформации и пластичность алюминиевых сплавов:

справочник / П.Г. Микляев, В.М. Дуденков. - Москва: Металлургия, 1979. – 182 с.

40. Бережной, Н.Н. Исследование очага деформации при продольном прокатывании с точки зрения реологической концепции / Н.Н. Бережной, В.А. Чубенко, А.А. Хиноцкая, С.О. Мацишин // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2015. – 1/7(73). – С. 31-35.

41. Никитин, Г.С. Теория непрерывной продольной прокатки / Г.С. Никитин. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. - 399 с.

42. Юхновский, Ю.М. Усовершенствованная методика расчета энергосиловых параметров прокатки / Ю.М. Юхновский, Д.Ю. Кононенко, А.С. Русаков // Вістник НТУ "ХПІ". – 2013. – №42. – С.217-224.

43. Седых, М.О. Исследование и разработка режимов деформации краевых участков полосы при горячей прокатке с целью уменьшения потерь металла: дис. ... канд. техн. наук : 05.16.05 / Седых Максим Олегович. Л., 2003. – 125 с.

44. Бережной, В. Л. Моделирование процессов прессования с использованием конечно-элементных программ: направления развития и ограничения / В. Л. Бережной // Технология легких сплавов. – 2005. – № 1–4. – С. 129–136.

45. Метод конечных элементов в механике деформируемого твёрдого тела: Учеб. пособие / В.Г. Фокин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2010. – 131 с.

46. Dovzhenko, I. N. 3D modelling of the large-capacity ingots of an Al - Mg system aluminium alloy doped with scandium rolling process / I. N. Dovzhenko, N. N. Dovzhenko, S. B. Sidelnikov, I. L. Konstantinov // Non-ferrous Metals. – 2017. Vol. 43 – Is. 2. – pp. 60–64.

47. Глушечков, В.А. Компьютерное моделирование процесса магнитно-импульсного обжима трубчатого образца на цилиндрическую оправку // В.А. Глушечков, И.А. Беляева // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18. Вып. 6. № 4. – С. 1027–1034.

48. Гречников, Ф.В. Компьютерное моделирование технологических процессов статико-динамического деформирования/ Ф.В. Гречников, В.А. Глушечков, И.А. Беляева // фундаментальные и прикладные исследования в Америке, Европе и Азии. – 2014. – № МНК Нью-Йорк.США.

49. Demyanenko, E.G. Simulation of plastic forming process of shells with minimal thickness fluctuations / E.G. Demyanenko, I.P. Popov, A.N. Epifanov // Procedia Engineering. – 2017. – Vol. 201. – pp. 489-494.

50. Каргин, В.Р. Моделирование процесса прессования труб с коническо-ступенчатыми иглами / В.Р. Каргин, Б.В. Каргин, А.Е. Афанасьев // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2015. – № Т. 17, № 6(2). – С. 424-429.

51. Cockcroft, M.G. Ductility and the Workability of Metals / M.G. Cockcroft, D.J. Latham // Journal of the Institute of Metals. – 1968. – Vol. 96. – pp. 33–39.

52. Боткин, А.В. Оценка поврежденности металла при холодной пластической деформации с использованием модели разрушения Кокрофта–Латама / А.В. Боткин, Р.З. Валиев, П.С. Степин, А.Х. Баймухаметов // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – №7. С. 17–22.
53. Матвеев, М.А. Физико-механический анализ причин образования прикромочных трещин в горячих листах из трубных сталей: диссертация канд. техн. наук / Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, 2015. – 202 с.
54. Колбасников, Н.Г. Исследование причин образования поверхностных трещин при прокатке толстого листа и изготовлении труб из микролегированных сталей. Особенности прокатки в двухфазной области. / Колбасников, Н.Г., Матвеев М.А., Зотов О.Г., Глухов П.А., Корчагин А.М. // Сталь. 2016. №7. С. 34–40.
55. Колбасников, Н.Г. Разработка неразрушающих режимов теплой прокатки нанокристаллического бериллия с помощью методов математического моделирования / Н.Г. Колбасников, В.В. Мишин, И.А. Шишов, И.С. Кистанкин, А.В. Забродин // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – №9. – С.14–24.
56. Балахонцев, Г.А Производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справ. изд. / Г.А. Балахонцев, Р.И. Барбанель, Б.И. Бондарев [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1985, – 352 с.
57. Белецкий, В.М. Алюминиевые сплавы. Свойства, состав, технология, применение: Справочник / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. Под общей редакцией академика РАН И.Н. Фридляндера – К: «КОМИНТЕХ», 2005. – 365 с.
58. Конкевич, В.Ю. Разработка материаловедческих основ получения гранулируемых алюминиевых сплавов, применяемых для сварных и паяных конструкций: дис. ... докт. техн. наук : 05.02.01 / Коневич Валентин Юрьевич. М., 1998. – 379 с.
59. Способ непрерывного литья цилиндрического слитка: пат. 2395364 С1 Рос. Федерация: МПК В22D11/01, В22D11/049 / В.Н. Тимофеев, М.В. Первухин, Р.М. Христинич [и др.]. – № 2008147587/02; заявл. 02.12.2008; опубл. 27.07.2010 Бюл. № 21.
60. Сидельников, С.Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Н.Н. Загиров // Монография. – Москва: МАКС Пресс. – 2005.– 344 с.
61. Сварочные материалы компании ESAB [Электронный ресурс] / ООО «Унипрофит» - 2005. – Режим доступа http://www.uniprofit.ru/svarochnie_materiali/
62. Харитонов, В.А. Проектирование ресурсосберегающих технологий производства высокопрочной углеродистой проволоки на основе моделирования / В.А. Харитонов, Л.В. Радионова // Монография. – Магнитогорск: Изд-во МГТУ им. Г.И. Носова. – 2008. – 171 с.

63. Губкин, С.И. Теория обработки металлов давлением / С.И. Губкин. – М.: Металлургиздат, 1947. – 532 с.
64. Дзугутов, М.Я. Пластичность, ее прогнозирование и использование при обработке металлов давлением / М.Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1984. – 64 с.
65. Дзугутов, М.Я. Напряжения и разрывы при обработке металлов давлением / М.Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1974. – 280 с.
66. Богатов, А.А. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением / А.А. Богатов, О.И. Мижерицкий, С.В. Смирнов. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
67. Колмогоров, В.Л. Пластичность и разрушение / В.Л. Колмогоров [и др.]; под науч. ред. В.Л. Колмогорова. – М.: Металлургия, 1977. – 336 с.
68. Колмогоров, В.Л. Напряжения, деформации, разрушение / В.Л. Колмогоров. – М.: Металлургия, 1970. – 229 с.
69. Колмогоров, Г.Л. Технологические остаточные напряжения и их влияние на долговечность и надежность металлоизделий / Г.Л. Колмогоров, Е.В. Кузнецова, В.В. Тиунов. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2012. – 226 с.
70. Чернышев, Г.Н. Остаточные напряжения в деформируемых твердых телах / Г.Н. Чернышев [и др.] – М.: Наука, 1996. – 240 с.
71. Перлин, И.Л. Теория волочения / И.Л. Перлин, М.З. Ерманок. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1971. – 448 с.
72. Кондаков, А.И. Эффективность взаимодействия технологических методов разной физической природы при направленном формировании качества деталей машин / А.И. Кондаков, А.С. Васильев, В.С. Цыганов // Известия вузов. Машиностроение. – 2002. – № 1. – С. 39-45.
73. Zhemchuzhnikova, D.A. Mechanical properties and fracture behavior of an Al-Mg-Sc-Zr alloy at ambient and subzero temperatures / D. Zhemchuzhnikova, A. Mogucheva, R. Kaibyshev // Materials Science & Engineering A – 2013. – Vol. 565. – pp. 132–141.
74. Zhemchuzhnikova, D. Effect of rolling on mechanical properties and fatigue behavior of an Al-Mg-Sc-Zr alloy / D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev // Materials Science Forum – 2014. – Vols. 794-796. – pp. 331-336.
75. Zhemchuzhnikova, D. Effect of Grain Size on Cryogenic Mechanical Properties of an Al-Mg-Sc Alloy / D. Zhemchuzhnikova, R. Kaibyshev // Advanced Materials Research – 2014. – Vol. 922. – pp. 862-867.
76. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф. Мондольфо // Под редакцией И.Н. Фридляндера. – М.: Металлургия. – 1979. – С. 639.

77. Диаграммы состояния двойных металлических систем. / Справочник: В 3 т.: Т. 1/ Под общ. ред. Н.П. Лякишева – М.: Машиностроение. – 1996. – С. 208.
78. Сплав на основе алюминии: пат. 1487469 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / И.Н. Фридляндер, А.М. Дриц, Т.И. Горнова [и др.]. – № 4334215/02; заявл.25.11.1987; опубл. 20.02.1996.
79. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2081934 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / В.И. Елагин, Ю.А. Филатов, В.В. Захаров [и др.]. – № 95112171/02; заявл. 13.07.1995; опубл. 20.06.1997.
80. Сплав на основе алюминия для сварки плавлением: пат. 2082808 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Ю.С. Золоторевский, Ю.А. Филатов, В.В. Захаров [и др.]. – № 95 95112174; опубл. 13.07.1995.
81. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2171308 Рос. Федерация: МПК С22С21/00, С22С21/06/ И.Н. Фридляндер, Е.Н. Каблов, Н.И. Колобнев, Л.Б. Хохлатова. – № 2000104293/02; заявл. 24.02.2000; опубл. 27.07.2001 Бюл. №21.
82. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2180929 Рос. Федерация: МПК С22С21/12 / Е.Н. Каблов, А.Ф. Петраков, В.И. Лукин, С.А. Петраковский [и др.]. – № 2000112829/02; заявл. 24.05.2000; опубл. 27.03.2002 Бюл. №9.
83. Сплав на основе алюминия и способ изготовления полуфабрикатов из этого сплава: пат. 2180930 Рос. Федерация: МПК С22С1/12, С22С21/16, С22F1/057 / И.Н. Фридляндер, Е.Н. Каблов, В.С. Сандлер [и др.].– № 2000120272/02; заявл. 01.08.2000; опубл. 27.03.2002 Бюл. №9.
84. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2184165 С2 Рос. Федерация: МПК С22С1/06 / И.Н. Фридляндер, Е.Н. Каблов, О.А. Сетюков, Н.В. Ручьева. – № 2000123612/02; заявл. 14.09.2000; опубл. 27.06.2002 Бюл. №18.
85. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2184167 С2 Росс. Федерация: МПК С22С1/16 / И.Н. Фридляндер, Е.Н. Каблов, В.С. Сандлер, С.Н. Боровских. – № 2000123608/02; заявл. 14.09.2000; опубл. 27.06.2002 Бюл. №18.
86. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2208655 Рос. Федерация: МПК С22С1/06, С22С21/12 / И.Н. Фридляндер, В.С. Каськов, П.З. Горбунов.– № 2001127128/02; заявл. 08.10.2001; опубл. 20.07.2003 Бюл. № 20.
87. Алюминиево-скандиевая лигатура для производства алюминиевых и магниевых сплавов: пат. 2211872 Рос. Федерация: МПК С22С1/00, С22С21/00 / В.И. Москвитин, С.В. Махов. - № 2002118467/02; заявл. 11.07.2002; опубл. 10.09.2003 Бюл. № 25.
88. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 212463 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Золоторевский Ю.С., Филатов Ю. ., Захаров В.В. [и др.]. – № 2001118883/02; заявл. 06.07.2001; опубл. 20.09.2003 Бюл. № 26.

89. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2215055 Рос. Федерация: МПК С22С21/08, С22С21/18 / Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В. [и др.]. - № 2001133680/02; заявл. 17.12.2001; опубл. 27.10.2003 Бюл. № 30.
90. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2215805 Рос. Федерация: МПК С22С21/04, С22С21/08, С22С21/10, С22С21/14, С22С21/18 / Фридляндер И.Н., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И. [и др.]. - № 2001133677/02, заявл. 17.12.2001; опубл. 10.11.2003 Бюл. № 31.
91. Сплав системы алюминий-марганец и изделие из этого сплава: пат. 2218437 Рос. Федерация: МПК С22С21/00, С22С21/06, С22С21/10, С22С21/12, С22С21/18 - № 2002116884/02, . заявл. 26.06.2002; опубл. 10.12.2003 Бюл. № 34.
92. Труба для бурения или обсадки нефтегазовых скважин: пат. на изобретение № 2225560 Рос. Федерация: МПК С22С21/00, F16L9/02 / Полубабкин В.А., Вяхирев В.И., Глебов В.И. [и др.]. - № 2002106707/02, заявл. 15.03.2002; опубл. 10.03.2004 Бюл. № 7.
93. Высокопрочный сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2233902 Рос. Федерация: МПК С22С21/10 / Ткаченко Е.А. , Фридляндер И.Н., Латушкина Л.В.- № 2002134952/02, заявл. 25.12.2002; опубл. 10.08.2004 Бюл. № 22.
94. Литейный сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из него: пат. 2237096 Рос. Федерация: МПК С22С21/04 / Фридляндер И.Н., Лебедев В.М., Корнышева И.С. [и др.]. - № 2003112442/02, заявл. 29.04.2003; опубл. 27.09.2004 Бюл. № 27.
95. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 268319 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 - № 2004115347/02, / Андреев Г.Н., Барахтина Н.Н., Горынин И.В. [и др.]. заявл. 20.05.2004; опубл. 20.01.2006 Бюл. № 2.
96. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия и изделие из него: пат. 2387725 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Овсянников Б.В., Филатов Ю.А., Захаров В.В., [и др.]. - № 2008128104/02, заявл. 09.07.2008; опубл. 20.01.2010 Бюл. № 12.
97. Состав сварочной проволоки на основе алюминия: пат. 2393073 Рос. Федерация: МПК С22С21/06, В23К35/28 / Павлова В.И., Орыщенко А.С., Осокин Е.П. [и др.]. - № 2009109736/02, заявл. 17.03.2009; опубл. 27.06.2010 Бюл. № 18.
98. Деформируемый алюминиевый сплав системы алюминий-цинк-магний-скандий и способ его получения: пат. 2406773 Рос. Федерация: МПК С22С21/10 /ЛЭНГАН Тимоти.- № 2007132871/02, заявл. 01.02.2006; опубл. 20.12.2010 Бюл. № 35.
99. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2410458 Рос. Федерация: МПК С22С21/08 / Филатов Ю.А., Захаров В.В., Панасюгина Л.И. - № 2009138429/02, заявл. 20.10.2009; опубл. 27.01.2011 Бюл. № 3.

100. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2416657 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Филатов Ю.А., Аксенова Е.А., Панасюгина Л.И. [и др.]. - № 2010115579/02, заявл. 20.04.2010; опубл. 20.04.2011 Бюл. № 11.

101. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2416658 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Филатов Ю.А., Аксенова Е.А., Панасюгина Л.И. - № 2010115581/02, заявл. 20.04.2010; опубл. 20.04.2011 Бюл. № 11.

102. Сплав на основе алюминия и изделие, выполненное из этого сплава: пат. 2431692 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Дриц А.М., Орыщенко А.С., Осокин Е.П. [и др.]. - № 2010125006/02, заявл. 18.06.2010; опубл. 20.10.2011 Бюл. № 29.

103. Сплав на основе алюминии: пат. 2576286 2431692 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Каблов Е.Н., Антипов В.В., Вахромов Р.О. [и др.]. - № 2014119988/02, заявл. 19.05.2014; опубл. 27.02.2016 Бюл. № 6.

104. Поддающийся сварке высокопрочный Al-Mg сплав: пат. 2585602 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Телиоуй Н., Мейерс С. Д., Норманн Э. [и др.]. - № 2011147090/02, заявл. 14.08.2006; опубл. 27.05.2016 Бюл. № 15.

105. Конструкционный деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 2599590 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Филатов Ю. А., Захаров В. В., Панасюгина Л. И. [и др.]. - № 2015119352/02, заявл. 22.05.2015; опубл. 10.10.2016 Бюл. № 28.

106. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 95103826 Рос. Федерация: МПК С22С21/06 / Филатов Ю. А., Захаров В. В., Конкевич В. Ю. [и др.]. - № 95103826/02, заявл. 17.03.1995; опубл. 20.01.1997.

107. Деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия: пат. 95112171 Рос. Федерация: МПК С22С21/06/ Елагин В. И., Филатов Ю. А., Захаров В. В. [и др.]. - № 95112171/02, заявл. 13.07.1995; опубл. 27.06.1997.

108. Zhemchuzhnikova, D. Cryogenic properties of Al-Mg-Sc-Zr friction-stir welds / D. Zhemchuzhnikova, S. Malopheyevev, S. Mironov, R. Kaibyshev // *Materials Science & Engineering A* – 2014. – Vol. 598C, – P. 387–395.

109. Aluminum scandium alloy: пат. 3619181 US МПК51 С 22 С 21/00 / Willey L. A.; заявитель и патентообладатель Aluminum Co Of America. – №771669 ; заявл. 29.10.1968 ; опубл. 09.11.1971.

110. Иброхимов, С.Ж. Влияние скандия на физико-химические свойства сплава АМг4 / С.Ж. Иброхимов, Б.Б. Эшов, И.Н. Ганиев, Н.Ф. Иброхимов // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук.* – 2014. –т. 16 – №4. – С. 256–260.

111. Marquis, E.A. Nanoscale structural evolution of Al₃Sc precipitates in Al (Sc) alloys / Marquis E.A., Seidman E.A. // – *Acta Materialia.* – 2001. – 49. – p. 1909-1919.

112. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium–scandium alloys. – *Acta Materialia*. –1998. –46. – p. 5715-5732.
113. Каблов, Е.Н., Оспенникова, О.Г., Вершков, А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и высоких технологий будущего/ Е.Н. Каблов // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ». – 2013. – №2.
114. S. Malopheyev, V. Kulitskiy, R. Kaibyshev. Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al-Mg-Sc-Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. 698. P. 957–966.
115. W. Kang, H.Y. Li, S.X. Zhao, Y. Han, C.L. Yang, G. Ma. Effects of homogenization treatments on the microstructure evolution, microhardness and electrical conductivity of dilute Al-Sc-Zr-Cr alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 704. P. 683–692.
116. Anthony De Luca, David C. Dunand, David N. Seidman. Mechanical properties and optimization of the aging of a dilute Al-Sc-Er-Zr-Si alloy with a high Zr/Sc ratio. *Acta Materialia*. 2016. 119. P. 35-42.
117. Pedro Henrique R. Pereira, Ying Chun Wang, Yi Huang, Terence G. Langdon. Influence of grain size on the flow properties of an Al-Mg-Sc alloy over seven orders of magnitude of strain rate. *Materials Science & Engineering*. 2017. A685. P. 367–376.
118. S. Mondol, T. Alamb, R. Banerjee, S. Kumar, K. Chattopadhyay. Development of a high temperature high strength Al alloy by addition of small amounts of Sc and Mg to 2219 alloy. *Materials Science & Engineering*. 2017. A687. P. 221–231.
119. M. Li, Q. Pan, Y. Shi, X. Sun, H. Xiang. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple rolling. *Materials Science & Engineering*. 2017. A687. P. 298–305.
120. Бондарев, Б.И. Перспективные технологии легких и специальных сплавов. К 100-летию со дня рождения академика Белова А.В. / Б.И. Бондарев, В.М. Чуйко, А.Н. Кузнецов, Ю.М. Сигалов, И.Н. Фридляндер; под общ. ред. И.С. Полькина. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 432 с.
121. Разработка экономнолегированных высокопрочных Al-Sc сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве: отчет о НИР / Алабин А.Н. – Братск: ПАО «РУСАЛ Братск», 2018. – 132 с.
122. Fields, D.S., Backofen, W.A., “Determination of Strain-Hardening Characteristics by Torsion Testing,” *Proc. ASTM*, 1957, vol. 57, p. 1259.
123. Нарзиев, Б.Ш. Потенциометрическое исследование низколегированных электротехнических сплавов / Б.Ш. Нарзиев, Р.О. Баротов, И.Н. Ганиев// Доклады академии наук республики Таджикистан. – 2008. – т. 51. – № 10. – С.759–764.

124. Бадурдинов, С.Т. Потенциометрическое исследование сплава АК12, легированного скандием, в среде NaCl / С.Т. Бадурдинов, А.Э. Бердиев, И.Н. Ганиев// Доклады академии наук республики Таджикистан. – 2011. – т. 54. – № 6. – С.485–488.

125. Ниязов, Х.Х. Анодное поведение сплава АК1М2, легированного скандием /Х.Х. Ниязов, А.Э. Бердиев, И.Н. Ганиев и др.// Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – т. 14. – № 4. – С.112–115.

126. Palmer D.J. Corrosion begins at the grain boundary // Corrosion Engineering. 1973. V.52. - № 3. - p.56-59.

127. Talbot J. Influence de l'etat surface sur la corrosion des métaux // Cerele d'etudes de métaux. Bulletin. 1967, V.1.– № 6.–p.239-253.

128. Chunchang Shi, Liang Zhang, Guohua Wu, Xiaolong Zhang, Antao Chen, Jiashen Tao. Effects of Sc addition on the microstructure and mechanical properties of cast Al-3Li-1.5Cu-0.15Zr alloy. - Materials Science & Engineering. – 2017. - A680. - p. 232–238.

129. Mengjia Li, Qinglin Pan, Yunjia Shi, Xue Sun, Hao Xiang. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy processed via simple rolling. - Materials Science & Engineering. - 2017. - A687.– p.298–305.

130. Yu. Buranova, V. Kulitskiy, M. Peterlechner, A. Mogucheva, R. Kaibyshev, S.V. Divinski, G. Wilde. Al₃(Sc, Zr) - based precipitates in AlMg alloy: Effect of severe deformation- Acta Materialia. – 2017. – 124. p. 210–224.

131. Якив்யук, О.В. Разработка режимов горячей и холодной прокатки и исследование механических свойств полуфабрикатов из опытных сплавов системы Al–Sc/ О. В. Якивьяук, В. А. Фролов, Ю. Д. Дитковская// Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Молодежь и наука: Проспект Свободный 2016». – 2016. – С. 58-61.

132. Якивьяук, О. В. Исследование технологичности обработки и свойств проката из алюминиевых сплавов системы Al–Mg, экономно легированных скандием/ О. В. Якивьяук, С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, В. Ф. Фролов и др.// Сборник тезисов докладов VIII международного конгресса «Цветные металлы и минералы-2016». – 2016. – С. 262-263.

133. Якивьяук, О.В. Свойства алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием, после деформационного и термического воздействия/ О. В. Якивьяук, В. А. Фролов, В. Ф. Фролов, Д. С. Ворошилов// Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. Екатеринбург: УрФУ. – 2016. – С. 113-117.

134. Якивьяук, О. В. Исследование прочностных свойств полуфабрикатов из экономнолегированных высокопрочных алюминий-скандиевых сплавов для применения в автомобильном транспорте и судоходстве/ О. В. Якивьяук, В. Н. Баранов, С. Б. Сидельников, Ю.

А. Зенкин, Д. С. Ворошилов и др.// Сборник тезисов докладов IX международного конгресса «Цветные металлы и минералы-2017». – 2017. – С. 717-718.

135. Якивчук, О.В. Исследование механических свойств полуфабрикатов из алюминиево-скандиевого сплава/ О.В. Якивчук, В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, Ю.А. Зенкин, А.И. Безруких и др.// Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Тула: ТулГУ. – 2017. Вып. 11: в 3 ч. Ч. 1.– С. 147-153.

136. Якивчук, О.В. Исследование структуры и свойств листового проката из сплавов системы Al–Mg, экономно легированных скандием/ О.В. Якивчук, И.Н. Белоконова// Сборник материалов XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов – молодых ученых. Екатеринбург: УрФУ. – 2017. – С. 455-459.

137. Якивчук, О.В. Исследование механических свойств холоднокатаных, отожженных и сварных полуфабрикатов из опытных сплавов системы Al–Mg, экономно легированных скандием/ О.В. Якивчук, В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, Т.А. Орелкина, И.Л. Константинов и др.// Труды XX Международной научно-практической конференции «Металлургия-2017». Новокузнецк: СибГИУ. – 2017. – Ч. 2. – С. 149-153.

138. Dovzhenko, I. N. 3D modelling of the large-capacity ingots of an Al–Mg system aluminium alloy doped with scandium rolling process/ I. N. Dovzhenko, N. N. Dovzhenko, S. B. Sidelnikov, I. L. Konstantinov// Tsvetnye Metally (Non-ferrous metals). – 2017. – V. 43. – Is. 2. – pp. 60-64.

139. Sidelnikov, S.B. Research of rolling regimes and mechanical properties of cold-rolled, annealed and welded semi-finished products from experimental alloys of Al–Mg system, economically alloyed by scandium/ S.B. Sidelnikov, V.N. Baranov, A.I. Bezrukih, E.Y. Zenkin// Tsvetnye Metally (Non-ferrous metals). – 2017. – №9. – pp. 91-96.

140. Беляев, С.В. Исследование структуры и свойств новых алюминиевых сплавов, легированных скандием/ С. В. Беляев, В.Ф. Фролов, А. Ю. Крохин, А. И. Безруких, И. Ю. Губанов, И. В. Костин// Сборник тезисов докладов VIII международного конгресса «Цветные металлы и минералы-2016». – 2016. – С. 224-225

141. Фролов, В.А. Исследование механических свойств полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, экономно легированных скандием/ В. А. Фролов// Инновационные процессы обработки металлов давлением: материалы 2 международной научно-практической конференции. Магнитогорск: Магнитогорск. – 2016. – С. 23-24.

142. Yakivchuk, O. Physical modeling technological regimes of production deformed semi-finished products from experimental aluminium alloys alloyed by scandium/ O. Yakivchuk, S. Sidelnikov, V. Baranov, E. Zenkin// Materials Science Forum. – 2018. – V. 918. – pp. 54-62.

143. Якивчук, О.В. Моделирование процесса горячей прокатки слитков из алюминийско-скандиевых сплавов/ О.В. Якивчук, И. Н. Довженко, И. Н. Белоконова// Международная конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Молодежь и наука: Перспективы Свободный 2018». – 2018. – С. 58-61.

144. Yakivchuk, O. Study of strength properties of semi-finished products from economically alloyed high-strength aluminium-scandium alloys for application in automobile transport and shipbuilding/ O. Yakivchuk, S. Sidelnikov, V. Baranov, E. Zenkin, D. Voroshilov, V. Frolov, I. Konstantinov, R. Sokolov, I. Belokonova// Open Engineering. – 2018. – V. 8. – pp. 69-76.

145. Гилевич, Ф.С., Сидельников С.Б., Галиев Р.И. Теория и технология прокатки: учебное пособие. - 2-е изд., расшир. и перераб. / Ф.С. Гилевич, С.Б. Сидельников, Р.И. Галиев. - Красноярск : ГУЦМиЗ, 2005. - 146 с.

146. Сидельников, С.Б. Технология прокатки: учебник/ С.Б. Сидельников, И.Л. Константинов, Д.С. Ворошилов. - Красноярск: СФУ, 2015. – 160 с.

147. Matveev M.A. Numerical estimation of the probability of metal failure under hot plastic deformation by means of the Cockcroft-Latham criterion// St. Petersburg polytechnic university journal of engineering sciences and technology. 23(02) (2017). P. 109–126.

148. Алиева, С.Г. Промышленные алюминиевые сплавы: справочник / С.Г. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян. – Москва: Металлургия, 1984 – 528с.

149. Устройство для непрерывной прокатки и прессования катанки из цветных металлов и сплавов: пат. 139085 Рос. Федерация: МПК В21С23/08. / С.Б. Сидельников, О.В. Федорова, Н.Н. Довженко [и др.]; опубл. 10.04.2014. Бюл. № 10.

150. Устройство для непрерывной прокатки–прессования полых пресс–изделий из цветных металлов и сплавов: пат. 156613 Рос. Федерация: МПК В21С23/00. / С. Б. Сидельников, О. В. Федорова, Н. Н.Довженко [и др.]; опубл. 10.01.2015. Бюл. № 31.

151. Довженко Н.Н., Беляев С.В., Сидельников С.Б., Довженко И.Н., Лопатина Е.С., Галиев Р.И. Прессование алюминиевых сплавов: моделирование и управление тепловыми условиями: монография. – Красноярск: СФУ, 2009. – 311 с.

152. Разработка подсистемы САПР технологических процессов производства ювелирных изделий / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Ю.Д. Гайлис, О.С. Лебедева // Известия МГТУ «МАМИ». Научный рецензируемый журнал. Серия 2. Технология машиностроения и материалы. – М.: МГТУ «МАМИ», 2013. – № 2(16), Т. 2. – С. 216–220.

153. Дитковская Ю.Д., Сидельников С.Б. Довженко Н.Н., Лебедева О.О., Биндарева К.А. Компьютерное моделирование и автоматизированный расчет параметров процесса обработки и получения деформированных полуфабрикатов для производства ювелирных цепей

из новых сплавов драгоценных металлов. Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. 2016, 9 (5), с. 633-642.

154. Лебедева, О.С. Разработка и исследование технологии получения длинномерных полуфабрикатов для производства ювелирных цепей из сплавов красного золота 585 пробы: дис. ... к. техн. наук : 05.16.05 / Лебедева Ольга Сергеевна. К., 2013. – 159 с.

155. Смирнов, В.К. Калибровка прокатных валков / В.К Смирнов, В.А. Шилов, Ю.В. Инатович. – М.: Теплотехник, 2010. – 490 с.

156. Константинов, И.Л. Прокатно-прессово-волочильное производство: учебник – 2-е изд./ Константинов И. Л., Сидельников С.Б, Иванов Е. В. – М. : ИНФРА-М; Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2014.- 511 с.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Министерство образования и науки РФ

Федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

СОГЛАСОВАНО
Управляющий директор
ЦАО «РУСАЛ Братск»



/ Е.Ю. Зенкин
«25» октября 2017г.

ПТВЕРЖДАЮ
И.о. ректора
ЦАОУ ВО «СФУ»



/ Е.А. Ваганов
«25» октября 2017г.

**ЛИСТОВОЙ ПРОКАТ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МАРКИ Р-1580
ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ**

ТУ 1-3-231-2017

Взамен: Впервые

Дата принятия: 25.10.2017 г.

Срок действия: 31.12.2020 г.

Руководитель проекта

Баранов В.Н.

подпись

г. Красноярск 2017

Инд. № подл.	Подп. и дата
Взам. инв. №	Подп. и дата
Инд. № дубл.	Подп. и дата
Инд. № подл.	Подп. и дата

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



«СТРОИТЕЛЬНАЯ ЭКСПЕРТИЗА»
ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ

(ООО «Стройэкспертиза»)

Испытательная лаборатория

630005 г. Новосибирск, ул. Казанская, 53 тел./факс (383) 201-26-25, тел. (7(913)0688116

http://www.strojeka.ru E-mail: strovexpertiza@ngs.ru

Утверждаю:
Начальник ИЛ

Г.В. Шевнина
«07» 11 2016г.



RA.RU.21CT43

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

№ 2360 от «07» 11 2016 г.

по результатам радиографического контроля качества сварных соединений

Заказчик ООО ИК «ЦТО»Объект Пробные образцы

По адресу _____

Работы ведет ООО ИК «ЦТО»

Ф.И.О. и клеймо сварщика _____

Проверка качества сварных соединений произведена согласно ГОСТ 7512

(указать номер шифра технической документации)

Проникающим Рентгеновский аппарат «Арина-02 М»

(наименование оборудования)

По наружному осмотру 1 один

Дата проведения	№ отлив	Клеймо сварщика	Полка			№	Обнаруженные дефекты	Заключение по отливу
			размер		Число углов			
	Пробные образцы							
02.11.2016	№ 03		300x80	AGFA	0,2	78	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 05		300x80	AGFA	0,2	68	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 11		300x80	AGFA	0,2	65	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 12		300x80	AGFA	0,2	67	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 13		300x80	AGFA	0,2	9	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 14		300x80	AGFA	0,2	17	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 15		300x80	AGFA	0,2	24	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 21		300x80	AGFA	0,2	15	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 23		300x80	AGFA	0,2	23	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 23		300x80	AGFA	0,2	51	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 24		300x80	AGFA	0,2	40	Дефектов не обнаружено	Годен
02.11.2016	№ 25		300x80	AGFA	0,2	16	Дефектов не обнаружено	Годен

Контроль выполнил
Дефектоскопист, II, № 0010-3601
(Должность, уровень квалификации,
№ квалификационного удостоверения)

Богданов А.И.
подпись

Богданов А.И.
Ф.И.О.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

УТВЕРЖДАЮ

Ректор ФГАОУ ВО «Сибирский
федеральный университет»

В.И. Колмаков

« 15 » апреля 2018 г.



УТВЕРЖДАЮ

Директор
ООО «Завод современных материалов»

В.И. Зыков

2018 г.



АКТ

промышленный апробации результатов исследований по получению проволоки из сплава АМгб методом совмещенной обработки

Настоящим актом подтверждается, что результаты научных исследований по созданию и внедрению в производство энергосберегающей технологии совмещенной обработки с применением операции совмещенной прокатки-прессования, предназначенной для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплава АМгб, выполненные коллективом учёных института цветных металлов и материаловедения (ИЦМиМ) СФУ в составе С.Б. Сидельникова, Р.И. Галиева, А.П. Самчука, О.В. Якивчук, В.А. Фролова, А.В. Дурнопьянова прошли промышленную апробацию и позволяют повысить эффективность процесса изготовления проволоки сварочного назначения.

Технология была разработана в лаборатории совмещенных методов обработки ИЦМиМ СФУ и реализована на установке совмещенной обработки СПП-400, установленной на ООО «Завод современных материалов».


Она включала в себя следующие пределы:

- получение длинномерных заготовок 9 мм на установках совмещенного совмещенного литья и прокатки-прессования СПП-200 (СФУ) и СПП-400 (ООО «Завод современных материалов»);
- получение проволоки диаметром 3 мм из полученных заготовок методом волочения.

По разработанной технологии изготовлены опытные партии деформированных полуфабрикатов в виде прутков и проволоки и проведен анализ их механических свойств. Высокие показатели их прочностных и пластических характеристик были подтверждены испытаниями механических свойств по ГОСТ 1497-84, а также результатами металлографического анализа полученных полуфабрикатов.

Таким образом, разработанная технология позволяет получать проволоку сварочного назначения из сплава АМгб с требуемыми значениями механических свойств.

Зав.кафедрой ОМД ФГАОУ ВО СФУ
д-р техн. наук, проф.

 С.Б. Сидельников

ПРИЛОЖЕНИЕ Г



АКТ
апробации экспериментальной сварочной проволоки

В лаборатории сварки отдела главного сварщика службы главного технолога проведены испытания сварочных проволок, выполненных из алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc и Al-Si с заваркой образцов-имитаторов ручной аргодуговой сваркой и последующим исследованием полученных сварных швов.

Сварочные проволоки получены из длинномерных деформированных полуфабрикатах в лаборатории совмещенного литья-прокатки-прессования ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» коллективом ученых института цветных металлов и материаловедения (ИЦМиМ) СФУ в составе: В.Н. Баранова, Д.С. Ворошилова, Н.Н. Загирова, Е.С. Лопатиной, А.П. Самчука, С.Б. Сидельникова, О.В. Якивчук и студентами И.Н. Белоконовой, А.В. Дурнопьяновым, В.А. Фроловым.

Цель испытаний: апробация сварочных проволок на образцах-имитаторах, определение технологичности свойств при сварке и возможности дальнейшего применения.

Основной материал:

- образцы-имитаторы из алюминиевого сплава АМг6 (сертификат качества №04-23114-14 приложение 1), размером пластин 4×150×300мм

Сварочные материалы:

- поставленные сварочные проволоки из сплавов №1 1570, №2 Al-Mg-Sc и №3 АК12 (приложение 2);
- электрод вольфрамовый лантанированный ТУ 48-19-27-77;
- аргон ГОСТ 10157-79 (паспорт качества приложение 1).

Сварочное оборудование: EVOTIG 500 P AC/DC

Методика испытаний:

1. Подготовка образцов-имитаторов и сварочной проволоки;
2. Сборка и сварка образцов-имитаторов;
3. Визуальный и измерительный контроль;
4. Металлографические исследования;
5. Механические испытания образцов.

ПРОДОЛЖЕНИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ Г**1. Подготовка образцов-имитаторов**

Пластины из сплава АМг6 и сварочные проволоки подготовлены согласно ОСТ 92-1152-75 и подвергнуты общему обезжириванию и травлению по ОСТ 92-1178-77 с последующим шабрением торцов деталей и зоны сварки.

После травления и осветления проволоки 1570 и Al-Mg-Sc приобрели светлый белый цвет.

Проволока АК-12 при травлении приобрела серый цвет, который не изменился после осветления.

2. Сборка и сварка образцов-имитаторов

Сборка пластин выполнялась в приспособлении на прихватках. Тип соединения ГОСТ 14806-80-С4.

Сварка на переменном токе в нижнем положении на съемной подкладке с пролавоформирующей канавкой.

Режимы сварки:

Сварочный ток 180-200А.

Расход аргона 9 л/мин.

2.1. Сплав №1 1570

Процесс формирования сварного шва стабильный с незначительным газообразованием в расплаве сварочной ванны не повлекшее образование пор (наиболее вероятная причина – насыщение проволоки влагой во время хранения).

2.2. Сплав №2 Al-Mg-Sc

Начало процесса сварки равномерное с хорошим формированием шва на длине ориентировочно 200мм, после стабильность процесса формирования шва нарушается с газовыделением, выделением включений черного цвета. После прерывания процесса сварки и возобновления сварки с места остановки с применением нового, холодного отрезка присадочной проволоки процесс продолжается стабильно.

Эффект проявляется как на отожженной проволоке так и на нагартованной проволоке с незначительными отличиями.

Предполагаемая причина нарушения формирования – прогрев присадочной проволоки по длине во время сварки, а соответственно перегрев проволоки (низкая температура плавления) вблизи сварочной дуги с преждевременным расплавлением большей массы проволоки.

2.3. Сплав №3 АК-12

При сварке происходит интенсивное газовыделение, формирование шва крайне неравномерное с образованием несплавлений, кратеров и выделением черного осадка и включениями окисной пленки в расплаве сварочной ванны.

3. Визуальный и измерительный контроль

Контролю на соответствие ГОСТ 14806-80 подвергались собранные под сварку пластины и конструктивные элементы сварного шва.

ПРОДОЛЖЕНИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ Г

Дефектность сварных швов контролировалась по ОСТ 92-1114-80.

Результаты контроля:

- швы образцов сплава 1570 соответствуют ГОСТ 14806-80 и ОСТ 92-1114-80;
- швы образцов сплава Al-Mg-Sc на протяжении ориентировочно 200мм соответствуют ГОСТ 14806-80 и ОСТ 92-1114-80, участки после нарушения стабильности формирования шва не соответствуют ГОСТ 14806-80 и ОСТ 92-1114-80;
- швы образца АК-12 не соответствуют ГОСТ 14806-80 и ОСТ 92-1114-80.

4. Металлографические исследования;

По результатам металлографического исследования (приложение 3) сварной шов, выполненный с применением сплава АК12, не соответствует ОСТ 92-1114-80.

5. Механические испытания образцов (приложение 4).

5.1. Сплав 1570

Потеря прочности составляет менее 10% от номинального требования для сплава АМгб в отожженном состоянии, что соответствует требованиям ОСТ 92-1114-80 для сварных швов 1 категории ($\sigma_{ш} \geq 0,9\sigma_0$).

5.2. Сплав Al-Mg-Sc

Потеря прочности составляет менее 10% от, что соответствует требованиям ОСТ 92-1114-80 для сварных швов 1 категории ($\sigma_{ш} \geq 0,9\sigma_0$).

Отмечаются более высокие показатели прочности нежели при сварке проволокой 1570.

5.3. Сплав АК12

Потеря прочности составляет более 20% (37,5%) от номинального требования для сплава АМгб в отожженном состоянии, что не соответствует требованиям ОСТ 92-1114-80 даже для 2 категории.

Выводы:

1. Проволока из сплава АК12 не применима для сварки сплава АМгб в отрасли ракетостроения;
2. Проволока из сплава Al-Mg-Sc требует корректировки технологических свойств, после чего рекомендуются повторные испытания в ручном и автоматическом режимах сварки;
3. Проволока из сплава 1570 рекомендуется для дальнейшего исследования в ручном и автоматическом режимах сварки.

Начальник лаборатории сварки



А.Н. Пашкин

ПРИЛОЖЕНИЕ Д

УТВЕРЖДАЮ:

И.о. ректора ФГАОУ ВО

«Сибирский федеральный университет»

В.И. Колмаков

«21»

2018 г.

А К Т

внедрения в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что нижеперечисленные технические решения внедрены в учебный процесс института цветных металлов и материаловедения и применяются при обучении бакалавров по направлению 22.03.02 «Металлургия», магистров по направлению 22.04.02 «Металлургия» и аспирантов по направлению 22.06.01 «Технологии материалов» специальности 05.16.05 «Обработка металлов давлением».

Технические решения разработаны коллективом авторов в составе руководителя д.т.н, проф. Сидельникова С.Б., аспирантов Самчука А.П., Якивьяк О.В. (Федоровой О.В.), Чибисовой Е.С. (Леонтьевой Е.С.), Дитковской Ю.Д. и студентов Фролова В.А., Биндаревой К.А.

1. Установка для испытания на скручивание. Патент РФ №130708. Оpubл. 27.07.2013, Бюл. №21.
2. Устройство для непрерывной прокатки и прессования изделий из цветных металлов и сплавов. Патент РФ №13859. Оpubл. 20.03.2014, Бюл. №80.
3. Устройство для непрерывной прокатки и прессования катанки из цветных металлов и сплавов. Патент РФ №139085. Оpubл. 20.04.2014, Бюл. №11.
4. Устройство для непрерывной прокатки-прессования полых пресс-изделий из цветных металлов и сплавов. Патент РФ №156613. Оpubл. 10.11.2015, Бюл. №31.
5. Сплав на основе палладия 850 пробы. Патент РФ №2574936. Оpubл. 10.02.2016, Бюл. №4
6. Сплав на основе золота белого цвета 585 пробы. Патент РФ №2586175. Оpubл. 10.06.2016, Бюл. №16.
7. Способ изготовления биметаллической проволоки из драгоценных металлов Патент РФ №2626260. Оpubл. 25.07.2017, Бюл. № 21.

Указанные технические решения используются при проведении лекционных и практических занятий по дисциплинам «Основы технологических процессов обработки металлов давлением», «Моделирование процессов обработки металлов давлением», «Непрерывное литье и обработка цветных металлов и сплавов», «Технология прессования», «Производство ювелирных изделий», «Комбинированные и совмещенные методы обработки металлов» и др., а также при выполнении научно-исследовательских курсовых и выпускных квалификационных работ.

Директор ИЦМиМ

Заведующий кафедрой ОМД

В.Н. Баранова

С.Б. Сидельников