Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

На правах рукописи

НГУЕН СУАН ЗЬЕП

Разработка и исследование технологических режимов радиально-сдвиговой прокатки прутков диаметром менее 18 мм алюминиевых кальцийсодержащих сплавов и сплава 01570 с высоким уровнем механических свойств

Специальность 2.6.4 – «Обработка металлов давлением»

Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель: старший научный сотрудник, кандидат технических наук

Акопян Торгом Кароевич

Москва - 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ 4

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР 13

1.1 Алюминиевые сплавы системы Al-Mg 13

1.1.1 Общий анализ алюминиевых сплавов системы Al-Mg 13

1.1.2 Алюминиевый сплав 01570 16

1.2 Алюминиевые сплавы с эвтектическообразующими добавками Ca и La 19

1.3 Характеристика метода радиально-сдвиговой прокатки 23

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ 31

2.1 Методы исследований 31

2.1.1 Расчет параметра Зинера-Холломона 31

2.1.2 Математическое моделирование процесса обработки металлов давлением в программе Qform-3D 35

2.2 Оборудование и экспериментальные методы исследований 37

2.2.1 Изготовление образцов 37

2.2.2 Методы получения деформированных полуфабрикатов 39

2.2.3 Термическая обработка 40

2.2.4 Микроструктурные исследования и фазовый анализ сплавов 41

2.2.5 Анализ механических свойств 43

ГЛАВА 3. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРУТКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ СПЛАВА 01570 45

3.1 Анализ структуры и реологических свойств сплава 01570, полученного в лабораторных условиях. 45

3.2 Расчет параметра Зинера-Холломона 48

3.3 Моделирование процесса радиально-сдвиговой прокатки сплава 01570 в среде QFORM-3D 53

3.3.1 Результаты моделирования и их обсуждение 53

3.3.2 Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния и температурного поля в очаге деформации прутка, планируемого к получению в процессе экспериментальной РСП обработки 60

3.4 Исследование структуры и механических свойств прутков из сплава 01570 после радиально-сдвиговой прокатки 66

3.5 Сравнение механических свойств полуфабрикатов из сплава 01570 после радиально-сдвиговой прокатки и других видов обработки 80

3.6 Технологическая схема для изготовления прутков малого диаметра из алюминиевого сплава 01570 методом РСП 82

ГЛАВА 4. РАДИАЛЬНО-СДВИГОВАЯ ПРОКАТКА ОПЫТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-La-Mn 84

4.1 Анализ реологических свойств нового Al-Ca-La-Mn сплава. Расчет параметра Зинера-Холломона 84

4.2 Радиально-сдвиговая прокатка опытных Al-Ca-La-Mn сплавов 86

4.3 Радиальная сдвиговая прокатка прутков из алюминиевого сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn с большим обжатием на специальных валках 92

ЗАКЛЮЧЕНИЕ 98

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ 101

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность проблемы:

В настоящий момент широкое распространение получили сплавы типа 01570 на базе системы Al-Mg-Sc взамен сплавов типа АМг6, значительно превосходя их по прочностным свойствам. Сплав 01570 используется для изготовления крупных деталей, таких как топливные баки, а также для сварных конструкций, кронштейнов, фитингов и т.д. Данный сплав относится к группе деформируемых термически неупрочняющих сплавов, поэтому для получения из него изделий используется такие методы обработки давлением, как листовая прокатка, ковка, прессование и т. д. Известно, что применение специальных методов обработки давлением, классифицируемых как методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяют существенно повысить свойства обрабатываемого материала. Методы ИПД для получения мелкозернистой структуры (метод кручения под высоким давлением, РКУП, всесторонняя ковка и т.д.) широко изучались в течение длительного времени, но практически не нашли применения в промышленности из-за ряда ограничений. В частности, данные методы не позволяют получать длинномерные полуфабрикаты.

Для производства длинномерных цилиндрических полуфабрикатов с повышенными механическими характеристиками исследуется и применяется метод радиально-сдвиговой прокатки (РСП). По результатам многих исследований показано, что этот метод может быть использован для обработки практически любых металлов и сплавов, в том числе высокопрочных и труднодеформируемых.

Исследования показывают, что метод РСП позволяет создавать градиентную мелкозернистую структуру. Материал в области поверхности деформируется более интенсивно, что приводит к формированию как мелкозернистой структуры, являющейся результатом динамической рекристаллизации, так и крупнозернистой структурой, сформированной в результате развития процессов рекристаллизации. В центральных же слоях сохраняется деформированная нерекристаллизованная

структура. В итоге после РСП удается добиться формирования так называемой градиентной структуры, обеспечивающей одновременно высокую прочность и вязкость обработанного материала. При этом итоговый уровень механических свойств заготовок оказывается сопоставим с тем, что получают с применением методов ИПД.

Однако в настоящее время большинство исследований метода РСП производятся применительно к сталям и титановым сплавам, тогда как для алюминиевых сплавов систематические исследования влияния РСП представлены в весьма ограниченном количестве. Это связано с тем, что производство длинномерных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов в основном осуществляется методом прессования.

Следует отметить, что наличие в структуре сплава 01570 высокой доли упрочняющих наночастиц фазы Al_3Sc, выступающих также в качестве эффективных стабилизаторов структуры, делает сплавы данной группы весьма перспективными для применения обработки методом РСП. С другой стороны, перспективным сочетанием технологических и механических свойств обладают алюмоматричные композиционные сплавы, образованные эвтектическими системами. Преимущество данного типа материалов по сравнению с другими группами композиционных материалов, получаемых при помощи различных технологических процессов (например, механическим легированием или методами порошковой и гранульной металлургии), заключается в простом технологическом процессе получения, требующим лишь наличие стандартного промышленного оборудования для плавки и литья алюминиевых сплавов. При этом в сплавах эвтектического типа благодаря относительно высокой доле вторых фаз (обычно до 10-20 %) можно ожидать синергетического эффекта при формировании градиентной структуры в процессе РСП-обработки. В настоящий момент сплавы на базе Al-Ni, Al-Ca и Al-РЗМ (La, Ce) эвтектических систем представляются одними из наиболее перспективных для широкого промышленного применения. Марочные и перспективные деформируемые сплавы на базе данных систем обладают удачным сочетанием механических и технологических свойств,

позволяющих рассматривать их в качестве перспективных для применения метода РСП.

Процесс РСП характеризуется сложным динамическим изменением температурных и деформационных параметров в очаге деформации, которые в конечном счете во многом определяют качество, структуру и свойства проката. Данные параметры крайне сложно отследить в реальном эксперименте в объеме заготовки. Одним из методов, используемых для решения вышеуказанных задач, является имитационное моделирование, основанное на методе конечных элементов. Инструментальные программы для моделирования процессов пластической деформации, которые обычно используются сегодня, это–Qform, Deform, Autoform, Ansys, Abaqus. Благодаря этим программам упрощается исследование и экономится много средств на экспериментальные работы и испытания. С помощью моделирования можно делать прогнозы о разрушении материала, об эволюции структуры и механических свойствах после деформации и задавать оптимальные условия для достижения заданных механических свойств.

Цель и задачи

Целью работы является разработка технологических режимов радиально-сдвиговой прокатки прутков диаметром менее 18 мм опытных алюминиевых кальцийсодержащих сплавов с добавкой лантана и марочного сплава 01570 с высоким уровнем механических свойств

Для достижения этой цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать с использованием конечно-элементного математического метода моделирования, реализованного в программе QForm, влияние варьируемых параметров деформационной обработки (температура, степень, скорость деформации) на напряженно-деформированное состояние (накопленная степень деформации, характер и величина действующих напряжений) и распределение температурного поля в очаге деформации.

2. Для материалов, для которых в базе данных отсутствуют сведения по реологическим свойствам, проведение советующих механических испытаний для их определения.

3. Провести выбор и обоснование режимов деформационной обработки экспериментальных сплавов, включающих радиально-сдвиговую прокатку, для получения прутков диаметром менее 18 мм.

4. Проанализировать влияние варьируемых параметров деформационной обработки на структуру (фазовый состав, размер и распределение вторых фаз, характеристики зеренной структуры) и механические свойства при испытаниях на микротвердость и на одноосное растяжение полученных деформированных полуфабрикатов.

5. Разработка перспективных режимов деформационной обработки, обеспечивающих наилучший комплекс механических свойств прутков из экспериментальных сплавов.

Научная новизна

1. Расчетными и экспериментальными методами для исследуемых алюминиевых сплавов подтверждены известные сведения, полученные ранее на примере сталей и других сплавов, что в процессе радиально-сдвиговой прокатки (РСП) материал заготовки деформируется неравномерно, пластическая деформация происходит существенно более интенсивно в приповерхностной области и уменьшается в направлении к центральной части деформированного образца.

2. На основании анализа траекторий истечения деформируемого металла в очаге деформации выявлены и описаны особенности процесса радиально-сдвиговой прокатки и их влияние на параметры формоизменения. Показано, что поверхностные слои металла характеризуются цикличностью изменения параметра температуры, амплитуда которой зависит от управляемых технологических факторов (температура и скорость прокатки, режим обжатий), а центральные слои подвержены монотонному изменению.

3. Показано, что РСП сплавов приводит к формированию градиентной структуры, характеризующейся рекристаллизованной мелкозернистой структурой приповерхностных слоев и волокнистой структурой центральных слоев деформированного полуфабриката. Сохранение дисперсной рекристаллизованной структуры в приповерхностных слоях является прямым следствием высокой гетерогенности структуры сплавов, образованной наночастицами фазы $L1_2$ в сплаве 01570 и эвтектическими частицами фазы $Al_4(Ca,La)$ в сплавах на основе системы Al-Ca-La-Mn.

4. Показана высокая релевантность теоретических результатов моделирования напряженно-деформированного состояния материала в очаге деформации в процессе прокатки по отношению к экспериментально наблюдаемым изменениям структуры и свойств получаемых заготовок. В частности, предсказанные расчетом количественные данные по формированию высокой неоднородности распределения накопленной деформации и полей

напряжения и температур по сечению получаемых прутков находятся в соответствии с наблюдаемыми структурными изменениями, приводящими к формированию итоговой градиентной структуры в деформированном полуфабрикате.

Практическая значимость

1. Результаты исследования реологических свойств изученного марочного сплава 01570 (ГОСТ4784-2019) и новых кальцийсодержащих сплавов могут быть использованы в качестве базы данных для создания технологических процессов и моделирования процессов ОМД.

2. Результаты моделирования можно использовать для общей оценки влияния технологических параметров на напряженно-деформированное состояние и температурное поле, формирующееся в процессе радиально-сдвиговой прокатки других алюминиевых сплавов, обладающих близким химическим составом и структурными характеристиками.

3. Подтверждена возможность применения метода радиально-сдвиговой прокатки для изготовления цилиндрических прутков диаметром менее 18 мм с высоким уровнем механических свойств из алюминиевых сплавов. В частности, для марочного сплава 01570 показано, что высокий уровень прочности и пластичности достигается у прутков, полученных в процессе РСП при температуре 300 °С ($\sigma_в$~ 436 МПа, $\sigma_{0,2}$ ~ 350 МПа, относительное удлинение 15,5 %).

4. Полученные результаты позволяют расширить области применения метода радиально-сдвиговой прокатки, в частности, для обработки алюминиевых сплавов разных групп для изготовления прутков диаметром менее 18 мм.

5. На примере эвтектического кальцийсодержащего сплава Al-3Ca-2La-1Mn показана возможность получения прутков методом радиально-сдвиговой прокатки с высоким обжатием с коэффициентом вытяжки за проход не менее 5. Для этого была разработана специальная калибровка валков, обеспечивающая высокие

степени деформации и напряжения сжатия по всему сечению заготовки в очаге деформации.

6. Полученные расчетно-экспериментальные результаты могут быть использованы в учебном процессе.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты теоретических исследований поведения марочного алюминиевого сплава 01570 и опытных Ca и La-содержащих сплавов в процессе пластической деформации при варьируемых режимах деформационной обработки, включающих температуру деформации, скорость и степень деформации.

2. Полученные теоретические данные влияния технологических параметров процесса радиально-сдвиговой прокатки на температурное поле и напряженно-деформированное состояние в очаге деформации изучаемых алюминиевых сплавов.

3. Результаты экспериментальных исследований влияния технологических параметров процесса радиально-сдвиговой прокатки и режимов деформационно-термической обработки на поведение марочного алюминиевого сплава 01570 и опытных Ca и La-содержащих сплавов.

4. Результаты исследования влияния технологических параметров процесса радиально-сдвиговой прокатки на возможность получения из марочного алюминиевого сплава 01570 и опытных Ca и La-содержащих сплавов прутков диаметров менее 18 мм, а также результаты влияния режимов обработки на микроструктуру и механические свойства полученных деформированных полуфабрикатов.

Методология и методы исследований

Для выполнения задач исследования применялись методология и метод математического моделирования с использованием специализированной

компьютерной программы QForm 3D, основанной на законах теории обработки металлов давлением (ОМД), и в том числе – метода конечных элементов. Также производилось физическое моделирование с использованием специализированного экспериментального комплекса Gleeble System 3800. После проведения имитационного моделирования изучаемые объекты подвергались экспериментальным исследованиям с целью получения деформированных полуфабрикатов по различным режимам радиально-сдвиговой прокатки, обоснованным на этапе имитационного моделирования. При проведении эксперимента использовалась методология соответствия модельного материала реальному (алюминиевые сплавы 01570 и Al-3Ca-La(Cu)-1,5Mn).

Апробация работы.

Основные результаты диссертации докладывались и обсуждались на конференциях:

- XVIII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов» - ИМЕТ-РАН 2021г.;
- XVIII Международный форум-конкурс студентов и молодых ученых «Актуальные проблемы недропользования» 16-20 мая 2022 г. Санкт-Петербург;
- Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022 (ICMSSTE 2022), Ялта.
- XII конференция молодых специалистов по перспективам развития металлургических технологий, посвященной 115 годовщине со дня рождения Александра Павловича Гуляева. 30 марта 2023 г. ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина».
- XIX Международный форум-конкурс студентов и молодых ученых «Актуальные проблемы недропользования», 2023 г., Санкт-Петербург.

Публикации. Основное содержание диссертации опубликовано в 9 печатных работах, из них 5 статей в рецензируемых изданиях, рекомендованных Перечнем ВАК РФ и 4 тезиса докладов в сборниках научных конференций.

Структура и объем диссертационной работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения и списка литературы. Работа содержит 112 страниц, включая 17 таблиц, 54 рисунков, 95 источников литературы.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Алюминиевые сплавы системы Al-Mg

1.1.1 Общий анализ алюминиевых сплавов системы Al-Mg

Вместе с развитием науки и техники применение алюминиевых сплавов расширяется быстро во всех сферах гражданского и промышленного применения. Повышение механических и физических свойств традиционных алюминиевых сплавов и создание новых сплавов является одной из наиболее актуальных задач в современной тематике исследований новых материалов и процессов обработки давлением [1].

Легкие алюминиевые сплавы, особенно сплавы Al-Mg серии 5ххх, в настоящее время широко используются в морской, автомобильной, авиационно-космической отраслях благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и хорошей свариваемости. Обычно содержание Mg в алюминиевых сплавах серии 5ххх составляет менее 6 мас. %, что намного меньше предельной равновесной растворимости (~16,5 мас. %) Mg в алюминии при 450 °C (рисунок 1.1).

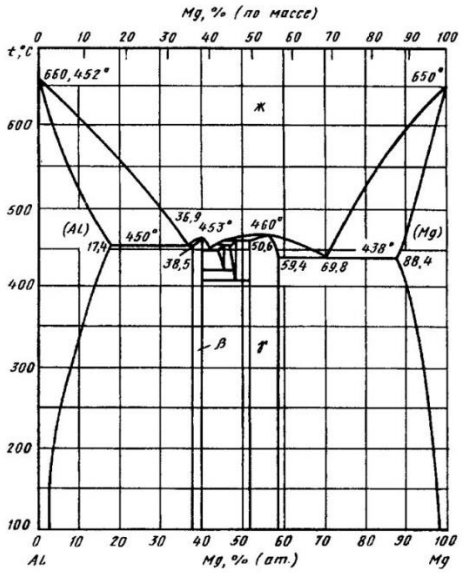


Рисунок 1.1- Диаграмма состояния системы алюминий -магний (Al-Mg)

Поскольку растворенные Mg сильно упрочняет Al за счет взаимодействия растворенных атомов с дислокациями, повышение прочности алюминиевых сплавов серии 5xxx (< 6 мас. %) может быть достигнуто за счет растворения большего количества магния Mg (> 6 мас. %). По сравнению с разбавленными сплавами на основе Al-Mg их концентрированные аналоги с более низкой плотностью и более высокой прочностью при использовании, например, для изготовления панелей кузова автомобиля могут обеспечить дополнительное снижение расхода топлива за счет снижения веса транспортного средства [2].

В алюминиевых деформируемых сплавов системы Al-Mg содержание марганца составляет 0,2 – 0,8% массовых долей. Данное содержание марганца позволяет нейтрализовать вредное влияние Fe и повысить коррозионную стойкость сплава. Кроме того, для этой цели также можно использовать хром с содержанием 0,1-0,2 масс.%. Для получения мелкозернистой структуры в состав сплава также добавляют титан или титан с бором. При комнатной температуре деформируемые алюминиевые сплавы системы Al-Mg в литом состоянии состоят из α-твердого раствора и неравновесной β(Mg_5Al_8) фазы эвтектического происхождения. При наличии в сплавах Mn и примесей Fe и Si образуются марганцовистые фазы ($AlMg_2Mn$, AlFeSiMn) и также силицид магния Mg_2Si. В процессе горячей деформации происходит гомогенизация с растворением β – фазы и Mg_2Si-фазы в алюминиевом твердом растворе, тогда как марганцовистые фазы ($AlMg_2Mn$, AlFeSiMn) практически не растворяются даже при высоких температурах обработки.

Магналии - типичные сплавы, не упрочняемые при старении. Для повышения прочности сплавов Al–Mg применяется деформационное упрочнение и упрочнение за счет границ зерен (ГЗ). В последние два десятилетия методы интенсивной пластической деформации (ИПД), такие как равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под высоким давлением (КВД) были направлены на измельчение зерен и повышение прочности алюминиевых сплавов. Легирование - еще один важный способ повышения прочности сплавов Al-Mg. Добавление элементов (таких как Sc, Zr и Er), формирующих дисперсные фазы, может привести к

дополнительному упрочнению как за счет стабилизации мелкозеренной структуры, так и за счет дисперсионного упрочнения сплавов Al-Mg [3].

Пластичность и прочность являются важными показателями механических свойств для инженерного применения металлов и сплавов. К сожалению, деформация и/или высокая легированность приводят к высокой плотности дислокаций, что в свою очередь приводит к концентрации напряжений в алюминиевых сплавах. Так высокопрочные сплавы Al–Mg всегда обладали плохой пластичностью. Разработка сплавов Al-Mg с высоким сочетанием прочности и пластичности была в центре внимания исследований в последние годы [3-9].

Обработка сплавов Al–Mg с высоким содержанием Mg является сложной задачей из-за наличия хрупкой β-Al_3Mg_2 фазы. Исследование эволюции микроструктуры и механические свойства реэкструдированных сплавов Al–Mg с различным содержанием Mg показало, что по сравнению с крупными зернами с дендритами и вторичными фазами в литейных сплавах Al–Mg в реэкструдированных сплавах образуются измельченные и равноосные зерна, что объясняется высокой скоростью охлаждения и сдвиговой деформацией. Кроме того, непрерывная динамическая рекристаллизация в результате накопленной деформации ответственна за измельчение зерна во время непрерывной реэкструзии. Растворенные в матрице атомы Mg оказывают сильный пиннинг-эффект на движение дислокаций и снижают подвижность границ зерен при деформации. При увеличении содержания Mg с 5 % до 7 % при одноосном растяжении предел прочности и предел текучести реэкструдированных сплавов Al-Mg повышается с 252,2 МПа до 329,1 МПа и с 97,2 МПа до 139,9 МПа соответственно, что сопровождалось небольшим снижением относительного удлинения. Упрочнение границ зерен, упрочнение твердого раствора и дислокационное упрочнение являются основными механизмами упрочнения, способствующими увеличению предела текучести реэкструдированных сплавов [10].

При деформации сплава наблюдаются два вида неустойчивости пластического течения; термомеханическая неустойчивость сопровождает

пластическую деформацию при 4К, неустойчивость Портевена-ле-Шателье наблюдаются при 298 К. Интенсивность и динамика неустойчивостей возрастают с увеличением содержания растворенного вещества. При 78 К сплавы демонстрируют стабильную текучесть. Результаты подтверждают предыдущие выводы о том, что пластическая нестабильность не влияет на пластичность сплава, а предельная пластичность контролируется свойствами упрочненного материала.

В большинстве случаев разрушение происходит до того, как упрочняющая способность сплавов исчерпана. Можно утверждать, что разрушение представляет собой переходную точку в микроструктуре, которая находится как раз на пределе ее механической устойчивости. При приближении к этому пределу пластическое течение становится нестабильным и переходит в новый режим, в котором усиленное размножение дислокаций в лавинообразном процессе не может рассеиваться насыщенной микроструктурой, что приводит к катастрофической локализации сдвига и разрушению при одноосном растяжении.

1.1.2 Алюминиевый сплав 01570

Согласно представленному выше анализу, одним из наиболее распространенных материалом для большего числа сварных конструкций в течение длительного времени являлся сплав АМг6, производимый в виде различных деформированных полуфабрикатов. Поскольку данный сплав обладает довольно низкой прочностью: гарантированный предел текучести, основная расчетная характеристика для большинства конструкций, у отожженных полуфабрикатов из сплава АМг6 составляет, в зависимости от вида полуфабриката, всего лишь 120…155 МПа, то актуальной становится проблема поиска новых сплавов, которые, обладая всеми достоинствами, присущими сплаву АМг6, имели бы более высокие прочностные свойства [11].

Перечисленным выше требованиям, предъявляемым к современным материалам, в большей мере удовлетворяет термически неупрочняемый алюминиевый сплав 01570. Сплав 01570 системы Al–Mg–Sc был разработан

Всероссийским институтом легких сплавов (ВИЛС) в 1970-х гг. В нем содержится: 5,8…6,8% Mg; 0,3…0,5% Sc; 0,1…0,25% Mn; 0,05…0,15% Zr, а также добавки других элементов. Сплав обладает высокой коррозионной стойкостью, прочностью и хорошей свариваемостью [11].

Скандий в составе сплавов системы Al-Mg является одним из перспективных легирующих элементов [12-17]. Использование Sc в роле легирующей добавки в сплавах системы Al-Mg для их упрочнения применялось в США с 1971 г. [18]. В России разработка промышленных сплавов системы Al-Mg-Sc началась в 1970-х гг. [19-20]. Элемент Sc является перспективным легирующим элементом и обладает прекрасным эффектом измельчения зерна алюминиевых сплавов при литье и пластической деформации, что связано с образованием нанодисперсоидов Al_3Sc структурного типа $L1_2$, которые также вносят существенный вклад в упрочнение сплава. Фаза Al_3Sc может растворяться в процессе пластической деформации, вызывая тем самым циклическое разупрочнение в сплаве Al–Mg–Sc.

Исследования влияния микролегирования Sc на микроструктуру и механические свойства сплава Al-Mg [21] показывают, что средний размер зерна сплава Al-Mg с Sc в литом состоянии достигает 36,07 мкм, что на 74 % меньше, чем у сплава без модификатора зерна (сплав 1) и на 32 % у сплава с 0,15 % Ti (сплав 2). Сплав с Sc обладает превосходным сочетанием механических свойств с пределом прочности при растяжении 274 МПа и относительным удлинением 29,67 %, а его предел прочности при растяжении на 10,6 % выше, чем у сплава 1, и на 7,9 % выше, чем у сплава 2. Существует два вида частиц в литом сплаве Al-Mg, содержащем Sc, зародышевые частицы Al_3Sc и дисперсные частицы второй фазы $Al_3(Sc,Ti)$. Основные механизмы упрочнения литого сплава Al-Mg с Sc связывают с твердорастворным упрочнением и эффектом измельчения зерна, вызванным Sc, на которые приходится 57,7 % и 23,9 % вклада в упрочнение, соответственно.

Одним из типичных материалов системы Al-Mg-Sc является алюминиевый сплав 01570, который используется для замены традиционного сплава АМг6. Химический состав сплава 01570 приведен в таблица 1.1.

Таблица 1.1 -Химический состав алюминиевого сплава 01570 (по ТУ 1-809-420-2007) [22]

Химический состав, % масс.								
Mg	Mn	Sc	Zr	Ti	Be	Fe	Si	Прочие
5,3...5,6	0,2...0,6	0,17...0,35	0,05...0,15	0,01...0,05	0,0002...0,005	0,3	0,2	0,1

Из сравнительной таблицы 1.2 видно, что алюминиевый сплав 01570 имеет более высокие механические свойства по сравнению с АМг6.

Таблица 1.2 – Сравнительные характеристики сплавов 01570 и АМг6 [22].

Характеристики	АМг6	01570
Модуль упругости Е, МПа	69580	69580
Предел прочности $\sigma_в$, МПа	313	370-390
Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	157	245
Относительное удлинение δ, %	15	15
Удельная прочность $\sigma_в/g$, км	11,9	14,5
Плотность g, гм/см^3	2,64	2,65
Коэффициент прочности сварного шва $\sigma_{всв.соед}/\sigma_в$	0,9-0,95	0,85-0,95

Сравнение механических свойств различных видов полуфабрикатов из алюминиевых сплавов АМг6 и 01570 (таблица 1.3) показало, что предел текучести и прочность сплава 01570 превосходят АМг6, при этом относительное удлинение аналогично.

Таблица 1.3 – Сравнение механических свойств деформированных полуфабрикатов сплавов 01570 и АМг6 (в отожженном состоянии) [23]

Тип полуфабрикатов	Сплав 01570			Сплав АМг6		
	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Штампованный профиль	380	250	23	340	170	20
Прессованный профиль	420	290	20	350	180	22
Лист 6 мм	420	290	20	340	160	20
Лист 2 мм	440	320	18	340	170	20

1.2 Алюминиевые сплавы с эвтектическообразующими добавками Ca и La

В связи с растущими экологическими и экономическими требованиями производства актуальным является вопрос разработки более легких, прочных и технологичных алюминиевых сплавов, позволяющих создавать сложные составные конструкции свободной геометрии за счет соединения топологически оптимизированных изделий, отличающихся процессом производства (литье, обработка давлением, аддитивное производство) [24–27]. Добиться вышеуказанных преимуществ позволили исследования алюмокальциевых сплавов, в процессе затвердевания которых происходит кристаллизация ультратонкой эвтектики (Al + Al_4Ca), характеризующейся малой плотностью (фаза Al_4Ca ~ 2.4 г/см^3), высокой термической стабильностью и коррозионным потенциалом, сопоставимым с коррозионным потенциалом алюминиевой матрицы. В результате был разработан ряд перспективных композиций сплавов систем Al–Ca–Cu–Mn [28-29], Al–Ca–Mn–Ni [30], Al–Ca–РЗМ–Mn [31-32], Al–Ca– Ni–РЗМ [33], Al–Zn–Mg–Ca [34]. Эти сплавы заметно выделяются среди традиционных силуминов или среднепрочных деформируемых сплавов 3ххх, 5ххх и 6ххх серий высокой технологичностью в процессе литья, обработки давлением, аддитивного

производства, а также демонстрируют высокие прочностные и пластические свойства при отсутствии упрочняющей термообработки, включающей операции гомогенизации, закалки и старения. Система Al–Ca может рассматриваться в качестве перспективной основы для создания вторичных алюминиевых сплавов, что актуально на сегодняшний день [34-39].

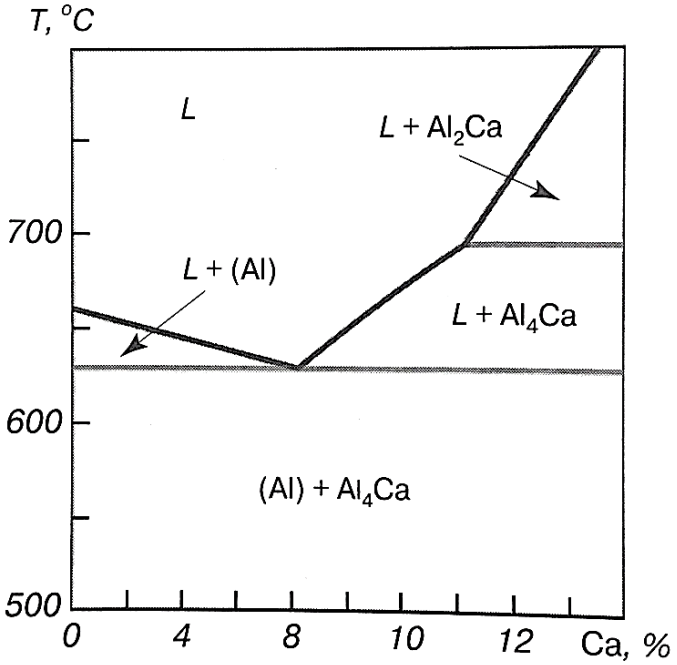


Рисунок 1.2- Диаграмма Al-Ca

Согласно Al-Ca диаграмме (рисунок 1.2) эвтектика L→(Al)+Al_4Ca кристаллизируется при содержании 7,6 % кальция и температуре 617 ^{0}C.

При увеличении концентрации кальция плотность сплавов системы Al-Ca снижается практически линейно. Кальций также снижает поверхностное натяжение расплавов.

Сравнительные характеристики двойных эвтектических сплавов приведены в таблице 1.4. Из этих значений видно, что по объемной доле второй фазы эвтектика с кальцием почти в 3 раза превосходит другие эвтектики. Из этого можно заключить, что именно на основе системы Al – Ca можно создавать сплавы со

структурой композиционных материалов, в которых доля фазы составляет 20-30 % (об.).

Перспективной добавкой в сплавы системы Al-Ca является лантан, влияние которого на алюминиевые сплавы также широко изучается. Несмотря на то, что лантан – это тоже РЗМ, его стоимость в 15 и 5 раз меньше, чем у Er и Y соответственно. Кроме того, лантан имеет относительно невысокую плотность (~6,2 г/см^3).

Таблица 1.4 – Сравнительные характеристики двойных эвтектических сплавов

Тип эвтектики	Температура, ^{0}C	Концентрация, % мас.	Доля второй фазы	
			% мас.	% об.
(Al) + (Si)	577	12,0	10,6	12,1
(Al) + Al_4Ce	645	9,8	17,3	12,2
(Al) + Al_3Ni	640	6,0	14,2	10,4
(Al) + Al_4Ca	617	7,6	28,0	31,1

Исследования алюминиевых сплавов системы Al-Ca-La [40-44] показали, что микроструктура этих сплавов состоит из первичных кристаллов Al и ультрадисперсной эвтектики, состоящей из интерметаллидных соединений Al_4(Ca, La). Наиболее перспективные сплавы этой системы содержат до 3 мас. % Ca и 2 мас. % La (Al3Ca2La). И в литом состоянии такой сплав имеют предел прочности и предел текучести при одноосном растяжении 125 ± 10 МПа и 70 ± 10 МПа, а относительное удлинение 15,0 ± 0,2 %. Для повышения прочности сплав целесообразно легировать Mn, который растворяясь в алюминии (до 2 масс. %), обеспечивает дополнительное упрочнение. Легирование скандием до 0,3 масс. % обеспечивает повышение прочностных свойств в два раза после отжига образцов при 350 °C. Аналогичным образом малые добавки Sc приводят к значительному

упрочнению базового сплава после отжига из-за распада (Al) твердого раствора и одновременного образования когерентной фазы типа $L1_2$ – (Al_3Sc), кристаллы которой имеют средний размер около 20 нм.

Согласно [32] литая микроструктура сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn состоит из Al-твердого раствора и дисперсной эвтектики, внутри которой толщина отдельных пластин эвтектических частиц, образованных при скоростях охлаждения расплава ~10 К/с, составляет менее 1 мкм (рисунок 1.3).

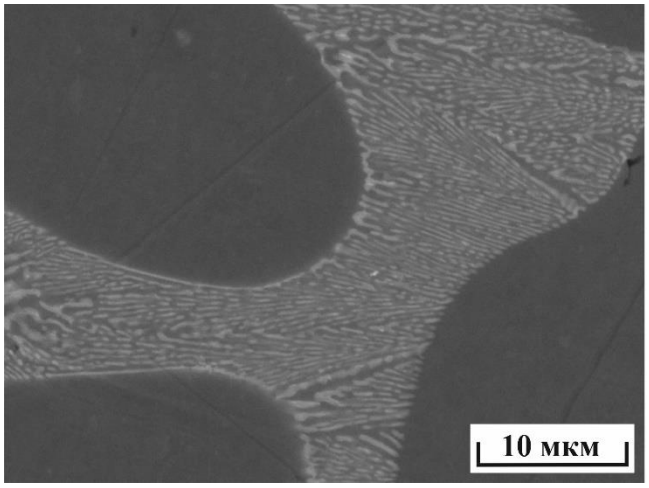


Рисунок 1.3 – Структура сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn в литом состоянии

Рентгенофазовый анализ сплава в литом состоянии выявляет наличие двух фаз – алюминиевого твердого раствора (Al) и эвтектической фазы $Al_4(Ca,La)$, объемная доля которой, согласно результатам количественного анализа, составляет ~15 %.

Исследования механических свойств холоднодеформированного листа толщиной 1 мм сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn после термообработки показали, что сплав обладает высокой термической стабильностью. Отжиг при 250 °С приводит к плавному снижению микротвердости в течение первых 3 ч с 103 HV до 89 HV (то есть на ~14 %), после чего наблюдается переход на устоявшуюся стадию, характеризующуюся практически постоянным значением микротвердости вплоть до 10 ч выдержки.

Механические испытания на одноосное растяжение деформированных полуфабрикатов показали, что горячекатаные листы толщиной 2 и 1 мм обладают более сбалансированным сочетанием механических свойств, характеризующихся относительно высоким пределом прочности 260-290 МПа, пределом текучести 220-235 МПа, при высоком относительном удлинении 5,5-8,5 %. Отжиг горячекатанных образцов при 250 °С – 1 ч слабо влияет на механические свойства листов, тогда как отжиг при 350 °С – 0,5 ч приводит к снижению прочностных свойств на 7-9 %, при повышении показателя пластичности на ~80 %, достигающего более 15 %. Холодная прокатка до 1 мм приводит к интенсивному развитию деформационного упрочнения, что обеспечивает повышение предела прочности сплава до 340 МПа при относительно невысоком удлинении 2,8 %. Последующий отжиг для снятия напряжений при 250 °С – 1 ч слабо влияет на прочностные свойства, тогда как показатель пластичности повышается еще на ~2 %. Отжиг 350 °С – 0,5 ч приводит к достижению оптимального сочетания механических свойств, характеризующихся высоким пределом прочности ~290 МПа, пределом текучести ~250 МПа и относительным удлинением ~6,5 % [28].

Для сплавов типа Al-Ca-La, которые имеют дисперсную эвтектику, после интенсивной пластической деформации наблюдается значительное повышение механических свойств благодаря тому, что эвтектические частицы измельчаются и равномерно распределяются во всем объеме заготовки в процессе деформации. Сплав Al-3Ca-2La-1,5Mn после процесса интенсивной деформации методом кручения под высоким давлением имеет наноструктуру с зернами размером ~30 нм. При этом микротвердость по сравнению с исходной увеличивается в 4 раза (от 0,6 ГПа до 2,5 ГПа) [44].

1.3 Характеристика метода радиально-сдвиговой прокатки

Широко применяются современные методы обработки металлов давлением, позволяющие решать множество различных задач, в том числе изготовление деталей (и полуфабрикатов) заданной формы с улучшенным комплексом

механических свойств. Традиционные методы, такие как прессование, ковка, штамповка, прокатка, направлены на изготовление изделий заданной геометрической формы (профиля) и размеров. Кроме того, некоторые методы, такие как методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяют создать ультрамелкозернистую структуру материала с повышенным уровнем механических свойств.

Получение материалов с мелкозерноструктурой структурой после пластической деформации основано на использовании методов ИПД. Целью ИПД является накопление больших степеней деформации (истинная степень деформации от 6-8 и более). В настоящее время широко используемые методы включают РКУП [45-46], кручение под высоким давлением [47], всесторонняя ковка [48], аккумулирующая прокатка [49], винтовая экструзия [50].

В процессе РКУП в очаге деформации происходит интенсивный макросдвиг, что позволяет достигать больших степеней накопленной деформации практически без изменения размеров сечения заготовки. Это обеспечивает возможность многократного воспроизведения процесса для одного и того же объема металла и практически неограниченного увеличения результирующей степени деформации. К проблемным, и пока нерешенным вопросам РКУП и винтовой экструзии относится масштабный фактор и невозможность структурирования металла в длинномерных объемах [51].

Всесторонняя ковка представляет собой многоэтапный процесс деформирования. Каждый этап состоит из ряда осадок по высоте на 40-60 % с последующей протяжкой на исходный размер. После каждого цикла производится поворот заготовки на 90° относительно направления приложения усилия ковки. В результате заготовка обжимается равномерно со всех сторон. Метод позволяет получать достаточно массивные заготовки с мелкозернистой структурой. Одним из недостатков способа является ограниченная степень за одну осадку, связанная с условием возврата к исходной форме объемной заготовки при последующей протяжке [51].

Для производства листов и лент с ультрамелкозернистой структурой может быть применен метод пакетной прокатки. Данный метод включает сборку пакета из двух или более листов (возможно из разных материалов) и прокатку его в гладких валках за несколько проходов. Далее следует порезка получаемого многослойного листа на карточки, сборка из них нового пакета и повторение прокатки. За 7-10 циклов такой обработки достигается истинная степень деформации e = 5,6-8,0. При этом формируется достаточно однородное мелкодисперсное строение с размером зерна 0,7 – 0,9 мкм. В случае достаточно пластичных материалов порезка заменяется сложением ленты вдвое, втрое и т.д., сколько позволит толщина пакета и пластичность металла. Очаг деформации и профилировка валков при аккумулированной прокатке практически не отличаются от обычной листовой прокатки. Способ ограничен возможностью получения структурированного металла только в виде достаточно тонкой ленты [51].

Все вышеуказанные методы позволяют получать материалы с мелкозернистой микроструктурой и значительно улучшают их механические свойства после обработки. Поскольку они имеют низкую производительность, трудно поддаются механизации и автоматизации, их применение ограничено изготовлением малогабаритных полуфабрикатов. В первую очередь это касается возможности производства структурированного металла в виде длинномерных изделий, типа прутков и штанг.

Одним из исследуемых и широко применяемым методом для преодоления вышеуказанных недостатков, разработанным в НИТУ МИСиС, является радиально-сдвиговая прокатка (РСП). РСП можно рассматривать как развитие традиционного способа винтовой прокатки.

Основными недостатками способа винтовой прокатки являются пониженный уровень комплексного качества проката по физико-механическим и служебным свойствам, низкая технологическая деформируемость заготовок и дефектность поверхности проката, особенно при прокатке легированных металлов и сплавов. Эти недостатки связаны с траекторно-скоростными условиями реализации способа. Увеличение длины траекторий перемещения и ускорение движения

деформируемого металла формируют соответствующее структурное строение проката. Во всем объеме проката элементы структуры вытягиваются вдоль направления преимущественного истечения. Упрочняющие фазы (например, в сталях это чаще всего карбиды) выстраиваются в достаточно массивные полосы по границам волокон. Дробление структурных составляющих крайне затруднено. Грубые структурно-полосчатые формирования отрицательно сказываются на комплексе свойств проката в целом. Особый ущерб терпят вязко-пластические свойства металла и корреляционно связанные с ними эксплуатационные свойства, например износостойкость, коррозионная стойкость и др [52].

Кроме того, растяжение металла вдоль траекторий перемещения практически равномерно по всему сечению проката. Это блокирует макросдвиговые деформации и, соответственно, ухудшает технологическую деформируемость заготовок [52].

По сравнению с обычной винтовой прокаткой процесс РСП позволяет получить более мелкозернистую структуру и уплотняет металл по всему объему прутка. Такой процесс также повышает уровень свойств проката за счет получения уникальной структуры. По результатам исследования [53] показано, что при малых углах подачи в центральной области заготовки появляется разрыхление металла. При увеличении угла подачи до $18\text{-}24^0$ металл уплотняется и интенсивно прорабатывается, чтобы получить более мелкозернистую структуру.

В процессе РСП течение металла идет по геликоидальным траекториям (рисунок 1.4). Угол подъема (наклона к плоскости поперечного сечения) траекторий уменьшается от центра к поверхности. Максимальный угол подъема траекторий достигается 90° и находится на оси прокатки. Металл при этом прорабатывается неравномерно. Математическая модель в работе [51] представляет неравномерное состояние металла с выделением 2 зон с различными условиями прокатки.

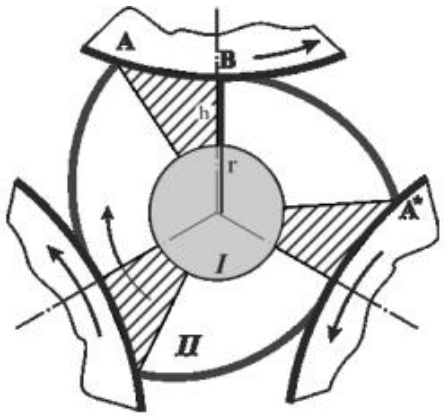


Рисунок 1.4 – Характерные зоны в поперечном сечении очага деформации при РСП

В данной работе решается краевая задача механики в ОМД для процесса прокатки. Исследования проводятся для материалов с анизотропными механическими свойствами. На основании полученных данных произведены расчеты напряженно-деформированного состояния и энергоэнергетических параметров процесса радиально-сдвиговой прокатки для реальных производственных условий, уточнена взаимосвязь между обработкой и механическими свойствами готового изделия.

В центральной области заготовки (зона I) металл подвергается напряжениям типа осевого растяжения и радиального сжатия, значение величины деформации пропорциональны коэффициенту вытяжки. Во внешней области заготовки (зона II) металл подвергается чередованно-радиальной деформации. В процессе прокатки чередующие области металла радиального сжатия и радиального растяжения перемешаются. Расчеты по этой модели показывают, что накопленная деформация во внешней области заготовки в 8-10 раз превышает центральную. В центральной области и на оси заготовки эти уровни практически совпадают и определяются формулой $\Lambda_I = \ln (F_0/ F_1)$ (где F_0 и F_1 – площади поперечного сечения исходной заготовки и сечения в очаге деформации, соответственно). С увеличением единичных и суммарных обжатий ε внутренняя область заготовки монотонного радиального сжатия уменьшается [51]. При увеличении силы сжатия внутренней области заготовки уменьшается глубина развития внешней области и при достижении значения от 18 % до 25 % она сжимается до точки, равной r (где r -

минимальное расстояние от оси прокатки до поверхности валка). Таким образом, пластическая деформация металла в процессе радиально-сдвиговой прокатки является сложной, что проявляется в радиальном сжатии и растяжении. Внешняя зона II подвержена наибольшей деформации, превышающей изменение площади сечения заготовки. В центральной области и на оси заготовки деформации примерно совпадают. Увеличение сжатия внутренней зоны I приводит к уменьшению глубины зоны II, и при определенных условиях она сжимается до точки.

В процессе прокатки кинематика течения металла выражается значительным изменением траектории и скорости движения. При этом течение металла разделяется на два слоя: внешний слой, где скорость движения металла замедляется ($V_1 < V_0$, где V_0 и V_1 – скорость перемещения элементарной частицы металла заготовки до и после зоны деформации соответственно), и внутренний слой, где движение металла ускоряется (рисунок 1.5). В результате взаимодействия потоков металла, движущихся в разных направлениях, в зоне деформации возникает объемное сдвиговое движение, которое усиливает обработку и уменьшает размеры структуры [51, 54].

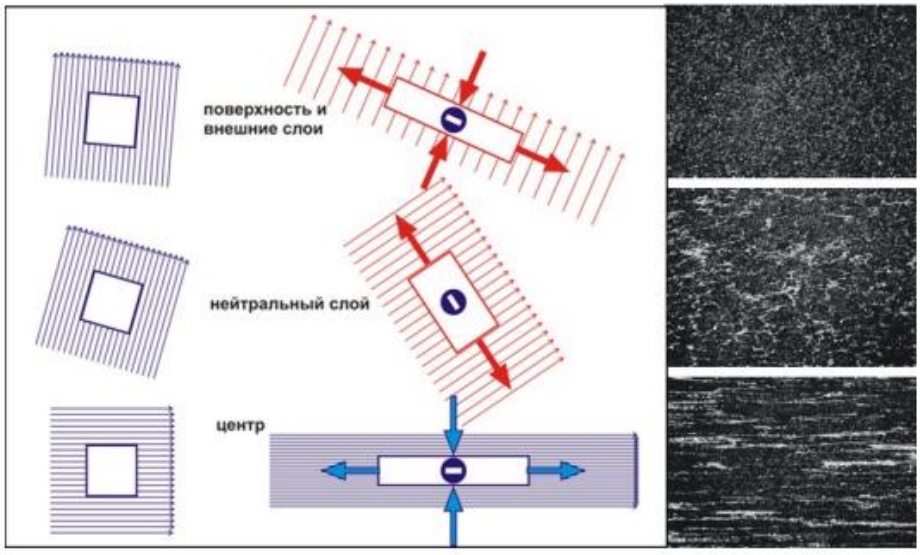


Рисунок 1.5 – Деформация траекторно-ориентированных элементов (а) и характер структурного строения в различных слоях проката (б) при РСП

Образование расширяющихся струйных трубок, в которых элементы структуры металла сжимаются по направлению движения и растягиваются поперек, уменьшают скорость движения частиц во внешнем слое. После прокатки металл обладает повышенными и стабилизованными физико-механическими и эксплуатационными свойствами. На рисунке 1.5 представлена схема деформирования траекторных элементов и характер волокнистой структуры в различных слоях заготовки при радиально-сдвиговой прокатке.

Одной из фундаментальных особенностей РСП является образование локально расширяющихся трубок потока. Преимущества данного метода обусловлены наличием именно этой области, отсутствующей в других стационарных процессах получения сортового проката, таких как продольная прокатка, прессование и даже винтовая прокатка труб [51, 55].

Стали, титановые, алюминиевые, циркониевые, медные сплавы и т.д., можно подвергать обработке методом РСП. По существу, радиально-сдвиговая прокатка - это разновидность метода винтовой прокатки, поэтому такой метод можно использовать и при прокатке труднодеформируемых или обладающих малой пластичностью металлов. Исследование процесса РСП при прокатке титановых сплавов было проведено во многих работах [Харитонов Е.А., Потапов И.Н., Галкин С.П. и др.] [56-62]. Кроме того, в настоящее время, метод РСП используется для изготовления прутков с мелкозернистой структурой из многих цветных металлов и их сплавов (циркониевых, медных и алюминиевых) [63-69].

Микроструктура материалов после обработки методом РСП часто имеет градиентную структуру. В приповерхностных слоях микроструктура металла является мелкозернистой и может содержать наноразмерные зерна [67-68]. Размеры зерна увеличиваются в областях, приближающих к оси заготовки. Процессы пластической деформации при высокой температуре часто сопровождаются процессом динамической рекристаллизации. Благодаря этому при прокатке при заданной температуре и степени деформации можно изготовлять заготовки с ультрамелкозернистой структурой. Исследование процесса РСП для титанового сплава Ti-18Zr-14Nb [69] при температуре 900 ^{0}C от диаметра 50 мм до

15,3 мм показало, что полученный полуфабрикат имеет градиентную структуру, в приповерхностном слое размеры зерен составляют 25 мкм, а в промежуточной области – эта величина составляет 44 мкм, и в центральном зоне – 130 мкм. При прокатке нержавеющей аустенитной стали 08Х18Н10Т в горячем состоянии [70-71] структура зерна, расположенная 0,75R от поверхности, достигает наноразмерного диапазона (размеры зерен от 200-700 нм), при этом размеры зерен в центральной области выше на 10,2 %. Медные сплавы системы Cu–Ni–Cr–Si после РСП также обладают градиентной структурой, размеры зерен увеличиваются от поверхности до центра от 8,22 мкм до 15,95 мкм [64]. В последнее время для формирования градиентной структуры для алюминиевых сплавов проводятся исследования с применением метода РСП [66, 68, 71-72] .

Метод РСП значительно улучшает механические свойства металла. Твердость сплава 08Х18Н10Т после РСП увеличивается почти в 2 раза (от 160 HV до 288-321 HV) после 7 проходов, при этом и прочность в этом случае также в 2 раза выше, чем исходной заготовки и достигает 1074 МПа. Однако относительное удлинение снижается также в 2 раза [70]. Для медного сплава Cu–Ni–Cr–Si [64] процесс РСП совместно с термической обработкой повышает твердость сплава от 130-150 HV до 260 – 280 HV, а предел текучести и предел прочности увеличиваются от 220 -240 МПа до 557-606 МПа и от 340-380 МПа до 650-750 МПа, соответственно. Кроме измельчения зерна для сплавов, содержащих вторые фазы, процесс РСП также измельчает их и равномерно распределяет в объеме заготовки. Благодаря тому, что механические свойства значительно повышаются после РСП, деформированный алюминиевый сплав А2024 после обработки имеет предел текучести и предел прочности 255 МПа и 430 МПа соответственно, и относительное удлинение ~15% (а в исходном состоянии эти параметры составляют 178 МПа, 285 МПа и 11%) [68].

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Методы исследований

2.1.1 Расчет параметра Зинера-Холломона

Во многих работах [70-82] показано, что при увеличении температуры с постоянными скоростями деформации предел текучести металлических материалов уменьшается. А при постоянной температуре увеличение скорости деформации приводит к увеличению предела текучести металла. В горячей деформации кривые течения металлических материалов зависят и от температуры и от скорости деформации.

На рисунке 2.1 показаны два типичных наблюдаемых кривых течения в пластической области. При относительно низких температурах и высоких скоростях деформации механизмом разупрочнения является динамический возврат, заключающийся в аннигиляции и перераспределении дислокаций в структуре. При этом напряжения течения металла достигают максимального значения σ_s и при дальнейшем увеличении степени деформации такая величина остается практически постоянной при установлении равенства скоростей аннигиляции и размножения дислокаций (рисунок 2.1, тип I) [81].

При малых скоростях деформации и высоких температурах тип кривых течения металла приобретает иной вид: падение напряжений течения металла наблюдается после достижения пиковых значений σ_p с последующим выходом на постоянное установившееся значение σ_{ss} (рисунок 2.1, тип II). Процесс разупрочнения в данном случае является динамической рекристаллизацией, начинающейся при некоторой критической степени деформации ε_c и приводящей к установлению нового баланса между процессами разупрочнения и упрочнения [81].

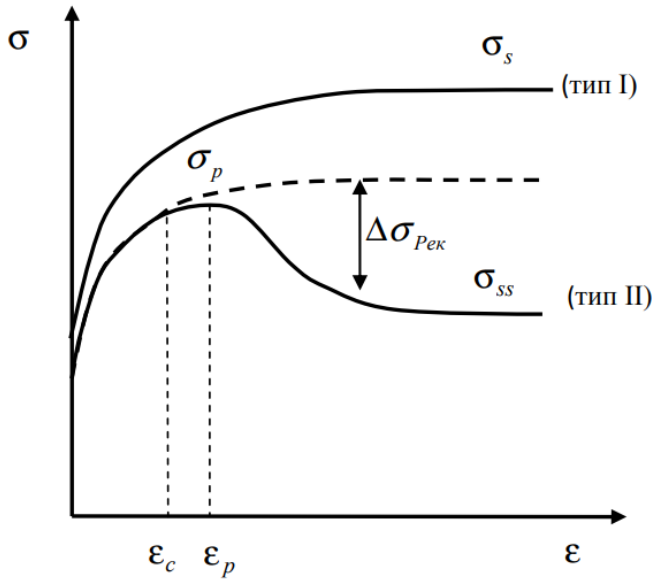


Рисунок 2.1 – Типичные кривые течения металлов в условиях динамического возврата (тип I) и динамической рекристаллизации (тип II) [81]

Для описания взаимосвязи между скоростью деформации ($\dot{\varepsilon}$), напряжениями течения (σ) и абсолютной температурой (T) наиболее часто применяются реологические модели [83], формулы которых в зависимости от определенного интервала изменения σ представляются следующими зависимостями:

$$\dot{\varepsilon} = A'\sigma^{n'} exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2.1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A" exp(\beta\sigma) exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2.2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A[sh(\alpha\sigma)]^n exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2.3)$$

Где T – соответственно абсолютная температура (К); $\dot{\varepsilon}$ - скорость деформации ($с^{-1}$); A, α, β, n’ и n – константы метериала; R- газовая постоянная = 8,31 (Дж.$моль^{-1}$.$К^{-1}$) и Q – энергия активации (Дж/моль).

Степенной закон (2.1) применим для низких напряжений (ασ < 0,8), а экспоненциальной (2.2) для высоких напряжений (ασ > 0,8). Для более широких диапазонов температур и скоростей деформации можно использовать закон гиперболического синуса (2.3).

Модели динамической рекристаллизации составляются выражениями, описывающими критическую деформацию, кинетику динамической рекристаллизации и размер зерна после динамической рекристаллизации. В процессе динамической рекристаллизации расчет критической деформации выражается следующей формулой:

$$\varepsilon_c = AZ^p D^q, \quad (2.4)$$

Где Z – параметр Зинера-Холломона, p и q – константы, D – размер зерна;

Чем больше значения параметра Z (при низких температурах и высоких скоростях деформации), тем более высокие напряжения течения, при этом механизмом разупрочнения является динамический возврат (рисунок 2.1 тип I). А при малых значениях параметра Z, механизмом разупрочнения является динамическая рекристаллизация (рисунок 2.1 тип II).

Параметр Зинера-Холломона определяется по следующей формуле:

$$\mathrm{Z} = \dot{\varepsilon}\exp\left(\frac{\mathrm{Q}}{\mathrm{RT}}\right) \quad (2.5)$$

Соответственно, сами напряжения σ_m определяются выражением:

$$\sigma_m = \frac{1}{\alpha}\left(arcsinh\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n}\right) \quad (2.6)$$

Кроме того, связь между напряжениями текучести σ и параметром Зинера-Холломона Z также можно установить в следующим виде:

$$\mathrm{Z} = \mathrm{A}\cdot\mathrm{F}(\sigma), \quad (2.7)$$

где F(σ) - функция, описывающая графическую зависимость напряжения текучести от степени деформации, где [71]:

$$F(\sigma) = \sigma^{n'}, \quad (2.8)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma), \quad (2.9)$$

$$F(\sigma)=[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2.10)$$

В зависимости от полученных экспериментальных данных (величины напряжения течения) осуществляется выбор той или иной функции. Для низких значений напряжения течения применяется степенная функция (2.8), а для высоких значений напряжения течения используется экспоненциальная функция (2.9), функция типа гиперболического синуса применяется для более широкого диапазона напряжения течения.

Формула (2.5) показывает, что параметр Зинера-Холломона Z зависит от энергии активации Q, поэтому для создания модели пластического течения материала необходимо ее определение, также установление связи между параметром Зинера-Холломона Z и пиковыми напряжениями σ_p. Для определения пиковых напряжения течения металла при каждой температуре и скорости деформации используются экспериментальные кривые сопротивления деформации (рисунок 2.1). После математических преобразований формул (2.8 – 2.10), получим уравнения для коэффициентов n', β, n:

$$n' = \left[\frac{dln\dot{\varepsilon}}{dln\sigma}\right]_T; \quad (2.11)$$

$$\beta = \left[\frac{dln\dot{\varepsilon}}{d\sigma}\right]_T; \quad (2.12)$$

$$n = \left[\frac{dln\dot{\varepsilon}}{dln\big(sh(\alpha\sigma)\big)}\right]_T \quad (2.13)$$

Коэффициенты в формулах (2.11-2.13) могут быть найдены как среднее значение углов наклона прямых, построенных по зависимостям $[ln\dot{\varepsilon}] - [ln\sigma]$, $[ln\dot{\varepsilon}] - [\sigma]$ и $[ln\dot{\varepsilon}] - \big[ln\big(sh(\alpha\sigma)\big)\big]$.

2.1.2 Математическое моделирование процесса обработки металлов давлением в программе Qform-3D

Программа QForm применяется для решения задачи технологических процессов ОМД математическим моделированием методом конечных элементов (КЭ) с учетом термомеханических процессов, происходящих при нагреве и охлаждении металла, а также в процессе пластической деформации.

Одним из важных вопросов при изучении процесса ОМД в горячем состоянии является анализ тепловых процессов. Температурное поле существенно влияет как на кинематику течения, так и на силу деформирования. Более нагретые участки заготовки обладают меньшим сопротивлением пластической деформации и, следовательно, больше деформируются. Понимание этих процессов не только помогает обеспечить механические свойства и качество получаемой продукции, но и может экономить энергию, способствовать увеличению срока службы оборудования [84].

При моделировании деформации с учетом тепловых процессов в QForm используется раздельный алгоритм. На каждом шаге расчета сначала определяется напряженно-деформированное состояние заготовки при постоянстве температурного поля за небольшой промежуток времени, соответствующий шагу расчета. После завершения деформационной задачи проводится расчет температурного поля.

В программе QForm моделируются следующие тепловые эффекты:

- теплообмен между частями нагретой заготовки вследствие ее теплопроводности;

- тепловой эффект пластической деформации, заключающийся в частичном преобразовании работы деформации в теплоту;

- теплообмен между заготовкой и окружающей средой, осуществляемый путем конвекции и излучения;

- теплообмен между заготовкой и инструментом, осуществляемый через смазочную пленку;

- тепловой эффект трения, заключающийся в частичном преобразовании в теплоту работы трения между заготовкой и инструментом;

- теплообмен между частями инструмента;

- теплообмен между инструментом и окружающей средой;

- прямой нагрев тепловым потоком части поверхности или объема заготовки.

Математическая модель построена на основе системы уравнений, которые включают уравнения связи между скоростью деформации и полем скоростей материальных точек, уравнение равновесия, уравнение связи между деформированным и напряженным состоянием, критерии пластичности, условия несжимаемости, уравнение энергетического баланса. На сопротивление деформированию материала считается оказывает влияние накопленная деформация, температура нагрева заготовки, скорость деформации. В программе QForm коэффициент трения можно рассчитывать по законам трения Зибеля, Кулона, Леванова или смешанным [84].

Для проведения моделирования в программе Qform-3D были созданы модели 3D в Solidworks (рисунок 2.2).

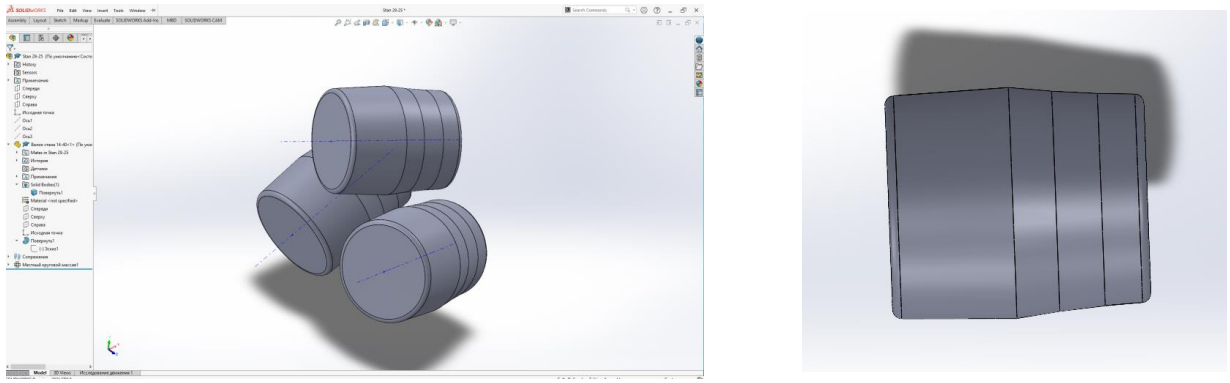


Рисунок 2.2 – Модели для моделирования

После этого данные модели были загружены в программу Qshape, которая принадлежит программе Qform-3D. Затем задавались граничные условия прокатки по плановым режимам моделирования.

2.2 Оборудование и экспериментальные методы исследований

2.2.1 Изготовление образцов

Изготовление образцов для части экспериментальных исследований было проведено в лаборатории кафедры ОМД НИТУ МИСИС. Малогабаритные слитки исследуемых сплавов для изучения микроструктуры и фазового состава, а также цилиндрические слитки для проведения экспериментального анализа в процессе радиально-сдвиговой прокатки были изготовлены методом плавки в печи электросопротивления PlavkaPro ПП-10 (в графитошамотном тигле) и последующего литья в цилиндрическую графитовую изложницу с формообразующей частью Ф42 х 280 мм (рисунок 2.3). Для выплавки применялся алюминий А85 (99,85%), La (99,9%), а также лигатуры Al-10%Ca, Al-5%Sc, Al-10%Fe, Al-20%Mn, Al-30%Mg.



Рисунок 2.3 –Графитовая форма для цилиндрических слитков.

Радиально-сдвиговую прокатку сплава 01570 производили с использованием исходной заготовки диаметром 31 мм, полученной из горячекатаной плиты, произведенной в промышленных условиях на заводе ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод». Исходный слиток, полученный в промышленных условиях, подвергали гомогенизационному отжигу 360 ^{0}С/6 часов и последующей

горячей прокатке при 400 °С при суммарной степени деформации 91,38%. Химический состав сплава представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1- – Химический состав сплава 01570, произведенного на заводе ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод».

Основ.	Si	Fi	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sc	Zr	Be	Другие
Al	0,2	0,3	0,1	0,2-0,6	5,3-6,3	-	0,1	0,01-0,05	0,17-0,27	0,05-0,15	0,0002-0,005	<0,15

Для отрезания шихтовых материалов и образцов были использованы настольный ленточнопильный станок WAY TRAIN 4” PORTABLE BAND SAW (рисунок 2.4а) и консольный ленточнопильный станок V225GH (рисунок 2.4б).



а б

Рисунок 2.4 –Ленточно-пильный станок V225GH (а) и WAY TRAIN 4” PORTABLE BAND SAW (б)

Для подготовки шихтовых материалов применяли весы «ВЕСТА ВМ2202» (±0,5г) (рисунок 2.5а) и «Невские весы» (±1г) (рисунок 2.5б).



а б

Рисунок 2.5 – Весы «ВЕСТА ВМ2202» (а) и весы «Невские весы» (б)

2.2.2 Методы получения деформированных полуфабрикатов

Цилиндрические слитки подвергали радиально-сдвиговой прокатке на мини-стане РСП 20-40 (рисунок 2.6а) и мини стане РСП 10-30 (рисунок 2.6б) при разных температурах. В таблице 2.2 представлены технические характеристики мини-стана РСП 20-40 и мини-стана РСП 10-30.



а) б)

Рисунок 2.6 – Трехвалковый мини-стан винтовой прокатки РСП 20-40 (а) и мини -стан РСП 10-30 (б)

Таблица 2.2 -Техническая характеристика мини-стана РСП 20-40

Технические параметры	**Мини-стан РСП 20-40**	**Мини-стан РСП 10-30**
Исходная заготовка, мм: - диаметр - длина Прокат, мм: - диаметр - длина, не более	 20 - 43 100 – 2000 18 – 35 9000	 12 – 30 100 – 2000 9 – 25 9000
Предельное отклонение по диаметру, %	1	1
Коэффициент вытяжки за проход	1,1 – 4,0	1,1 – 4,0
Производительность, т/ч	0,15 – 0,4	0,1 – 0,3
Мощность главных приводов, кВт	3 х 11,5	3 х 7,5
Масса мини-стана, т.	1,6	1,3

2.2.3 Термическая обработка

Для проведения термической обработки сплавов была использована муфельная электрическая печь SNOL 8,2/1100 (рисунок 2.7а) (для процессов, проводимых при температурах выше 300 ^{0}C) и сушильный электрический шкаф СНОЛ-3,5.5.3,5/5-И2 (рисунок 2.7б) (для процессов, проводимых при температурах меньше 300 ^{0}C).



а б

Рисунок 2.7 – Электрические печи SNOL 8,2/1100(а) и SNOL-3,5.5.3,5/5-И2(б) для термической обработки

2.2.4 Микроструктурные исследования и фазовый анализ сплавов

Для микроструктурных исследований образцы сплавов отрезались с помощью настольного отрезного станка ATM Brilliant 250 (рисунок 2.8а). После чего проводили шлифование на полуавтоматической шлифовально-полировальном станке Saphir 360 (рисунок 2.8б) с использованием различных шлифовальных бумаг: 600 -1200-2500-4000. Полировка проводилась на сукне с применением алмазной поликристаллической суспензии.



а) б)

Рисунок 2.8 – Отрезной станок ATM Brilliant 250 (а); шлифовальная ленточная машина ATM Jade 700 (б) и шлифовально-полировальный станок Saphir 360 (в)

Предварительное изучение микроструктуры сплавов после подготовки образцов проводилось с использованием оптического микроскопа Axio Observer D1m Carl Zeiss (рисунок 2.9) при увеличении 200, 500 и 1000 крат.



Рисунок 2.9 – Световой микроскоп Axio Observer D1m Carl Zeiss

Для исследований микроструктуры и фазового состава, а также химического состава фаз, первичных кристаллов и твердого раствора использовали СЭМ (сканирующий электронный микроскоп) TESCAN VEGA 3 SBH (рисунок 2.10а) с приставкой-микроанализатором INCA Energy 15013 X-act (рисунок 2.10б). Анализ методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) был проведен с использованием детектора NordlysMax2 (Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy).



а



б

Рисунок 2.10 – Сканирующий электронный микроскоп TESCAN VEGA 3 SBH (а) и приставка-микроанализатор INCA Energy 15013 X-act (б)

Для анализа тонкой микроструктуры сплавов использовался ПЭМ (просвечивающим электронным микроскопом) Jeol JEM 1400 (рисунок 2.11а). Фольги для данного анализа были получены методом ионной полировки на установке JEOL Ion Slicer IS 9100 (рисунок 2.11б) после полировки листа до 0,5 и 0,2 мм.



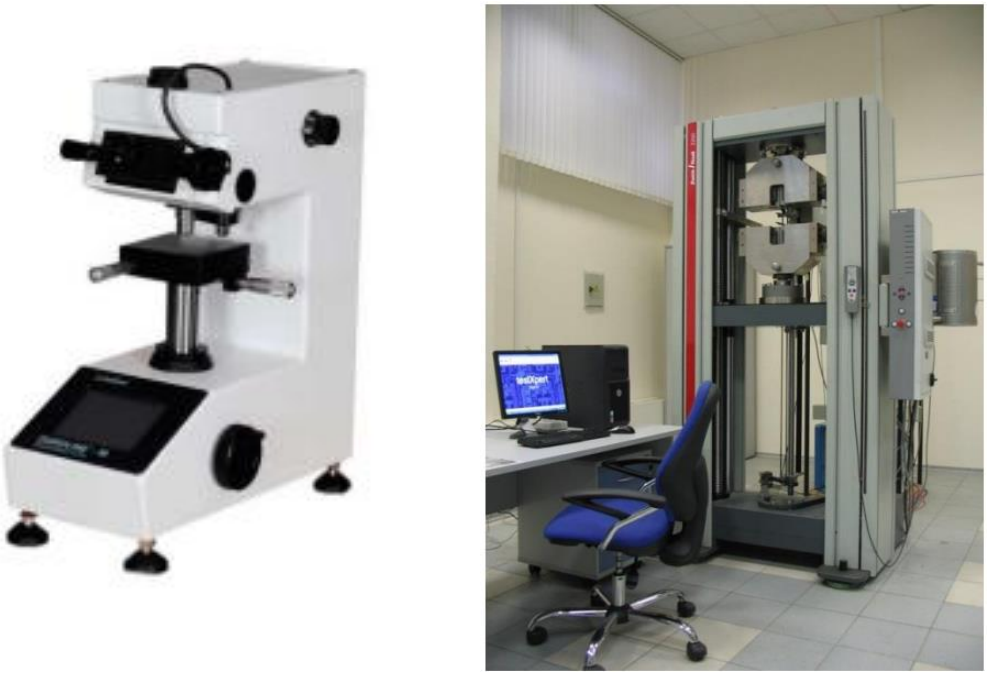
а) б)

Рисунок 2.11 – Просвечивающий электронный микроскоп Jeol JEM 1400 (а) и установка для ионного травления JEOL Ion Slicer IS 9100 (б)

2.2.5 Анализ механических свойств

Измерение микротвердости образцов проводилось с помощью прибора METKON DUROLINE MH-6 (рисунок 2.12а) по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) с нагрузкой 1 кгс и времени выдержки 10 с. Для получения достоверных результатов измерения проводились по сериям 5-10 измерений.

Испытания на растяжения были проведены с помощью установки Z250 Zwick/Roell с усилием от 500Н до 6000 кН (рисунок 2.12б).



а) б)

Рисунок 2.12– Микротвердомер METKON DUROLINE MH-6 (а); испытательная машина Zwick/Roell Z250 (б)

Исследования реологических свойств сплавов проведены на установке «Gleeble System 3800» (рисунок 2.13) методом сжатия. Цилиндрические образцы (с диаметром 10 мм и высотой 15 мм), вырезанные из исходной заготовки, подвергались испытаниям при разных скоростях и температурах деформации.



Рисунок 2.13 – Установка Gleeble System 3800 для испытания на реологические свойства

ГЛАВА 3. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРУТКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ИЗ СПЛАВА 01570

3.1 Анализ структуры и реологических свойств сплава 01570, полученного в лабораторных условиях.

Образцы сплава 01570 получали в процессе плавки и литья в графитовую форму с размерами полости Ф42 х 280 мм при температуре заливки расплава около 800 ^{0}C (рисунок 3.1). Химический состав исследуемого сплава представлен в таблице 3.1.

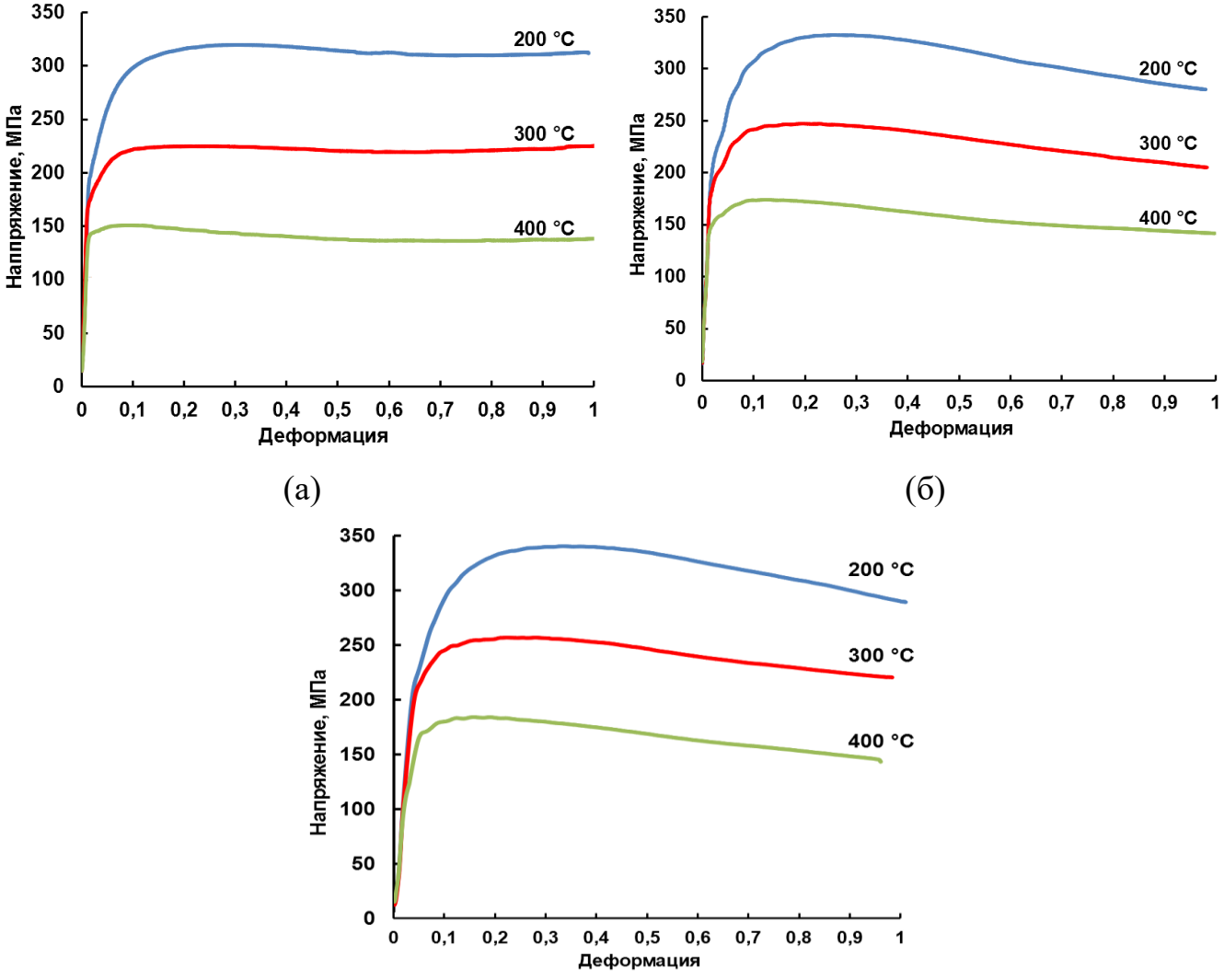


Рисунок 3.1 – Заготовки после литья

Таблица 3.1 – Химический состав сплава 01570

Химический состав, % масс.							
Al	Mg	Mn	Sc	Zn	Fe	Si	Прочие
Основа	6,25	0,46	0,27	0,2	0,3	0,2	0,1

Для алюминиевого сплава 01570 в настоящее время нет данных реологических свойств в библиотеке QForm, поэтому для реализации моделирования было проведено испытание по изучению его реологических свойств. После литья и гомогенизационного отжига при 360^{0}C/6ч для образцов из изучаемого сплава проводили испытания на осевое сжатие на установке механических испытаний Gleeble System 3800 при различных температурах 200, 300, 400 ^{0}C и скоростях деформации 1 с$^{-1}$, 10 с$^{-1}$ и 20 с$^{-1}$. Результаты исследования реологических свойств материала 01570 представлены на рисунке 3.2 [83].



(а) (б)

(в)

Рисунок 3.2 - Кривые сопротивления деформации сплава Al-6Mg-0,3Sc при скорости деформации 1 с$^{-1}$ (а), 10 с$^{-1}$ (б) и 20 с$^{-1}$ (в)

Пиковое напряжение при испытании в разных условиях представлено в таблице 3.2. Видно, что данная величина увеличивается при увеличении скорости деформации и уменьшается при повышении температуры деформации.

Таблица 3.2 – Пиковое напряжение при испытании в разных условиях

Температура испытания, ^{0}C	200			300			400		
Скорость деформации, c^{-1}	1	10	20	1	10	20	1	10	20
Пиковое напряжение, МПа	320	333	341	226	247	257	151	174	184

Для исходных заготовок после литья и гомогенизации измеряли микротвердость по Виккерсу на установке DUROLINE MH-6 (нагрузка 1 кг, время выдержки 10 с). Твердость сплава 01570 в литом состоянии составляет 84±5 HV, а после гомогенизации 360 ^{0}C/6ч 100 ±2 HV.

На рисунке 3.3 представлены EDS-карты и исходная микроструктура литого сплава после гомогенизационного отжига при 360°C в течение 6 ч. В процессе отжига Mg растворяется и равномерно распределяется в алюминиевой матрице. Частиц Sc-содержащей фазы кристаллизационного происхождения в структуре сплава не обнаружено, что говорит о растворении скандия в алюминиевой матрице в процессе кристаллизации сплава. Mn распределяется между алюминиевой матрицей и частицами нерастворимой Fe- содержащей фазы. Как можно видеть из рисунка 3.3а, включения, обнаруживаемые по границам дендритных ячеек, насыщены Fe и Mn, что указывает на наличие Al_6(Fe,Mn) фазы [83].

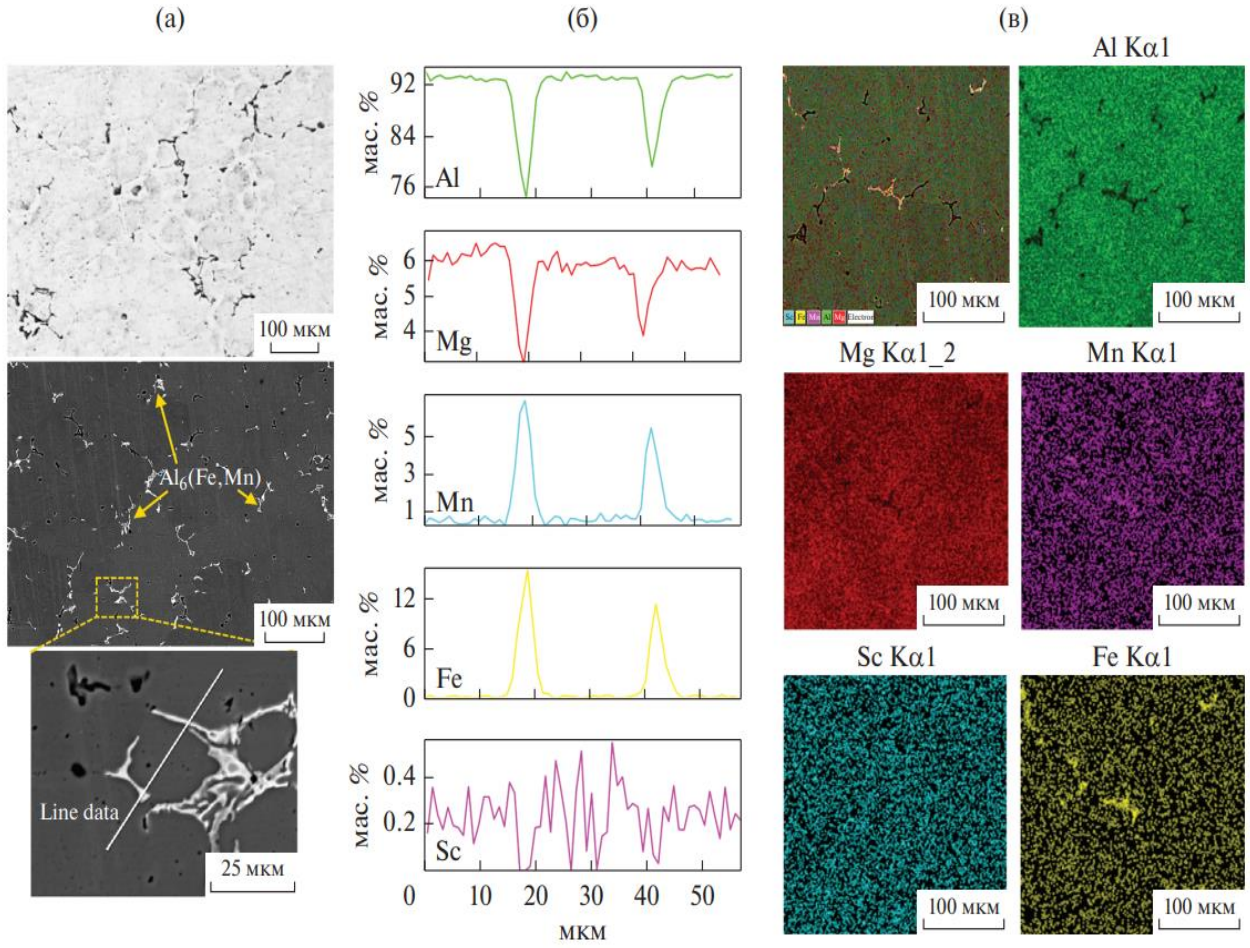


Рисунок 3.3 – Микроструктура исходного литого сплава 01570 (а), распределение основных элементов по линии сканирования, указанной на нижнем снимке на рисунок 3.2а (б) и EDS карты (в) (после гомогенизационного отжига 360^0C/6 ч)

3.2 Расчет параметра Зинера-Холломона

Влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зинера–Холломона (формула 2.5), называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации.

Полученные коэффициенты по графикам зависимостей $[ln\dot{\varepsilon}] - [ln\sigma]$, $[ln\dot{\varepsilon}] - [\sigma]$ и $[ln\dot{\varepsilon}] - \left[ln\left(sh(\alpha\sigma)\right)\right]$ (рисунок 3.4) составили n = 23,8; n' = 29,1; β = 0,112 [83].

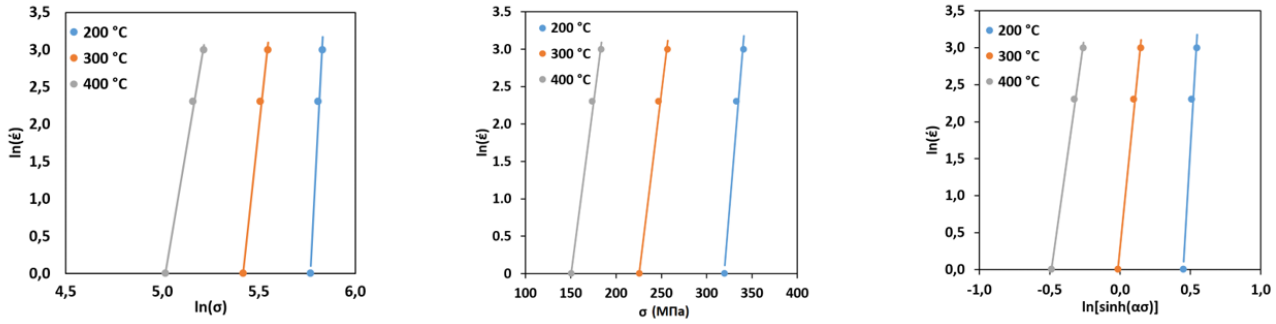


Рисунок 3.4 - Определение коэффициентов (а) n', (б) β, (в) n

Отсюда коэффициент: $\alpha = \frac{\beta}{n'} = 0{,}0038$.

Для определения энергии активации Q возможно использовать следующие выражения:

$$Q = Rn' \left[\frac{d(ln[\sigma])}{d(1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}}; \quad (3.1)$$

$$Q = R\beta \left[\frac{d(\sigma)}{d(1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (3.2)$$

$$Q = Rn \left[\frac{d\{ln[sh(\alpha\sigma)]\}}{d(1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} \quad (3.3)$$

Используя имеющиеся данные по экспериментальным температурам и напряжениям, возможно построить графики зависимости ln(σ), σ и ln(sh(ασ)) от температуры 1/T для всех имеющихся скоростей деформации (рисунок 3.5). Среднее значение угла наклона полученных графиков будет определять значение энергии активации Q.

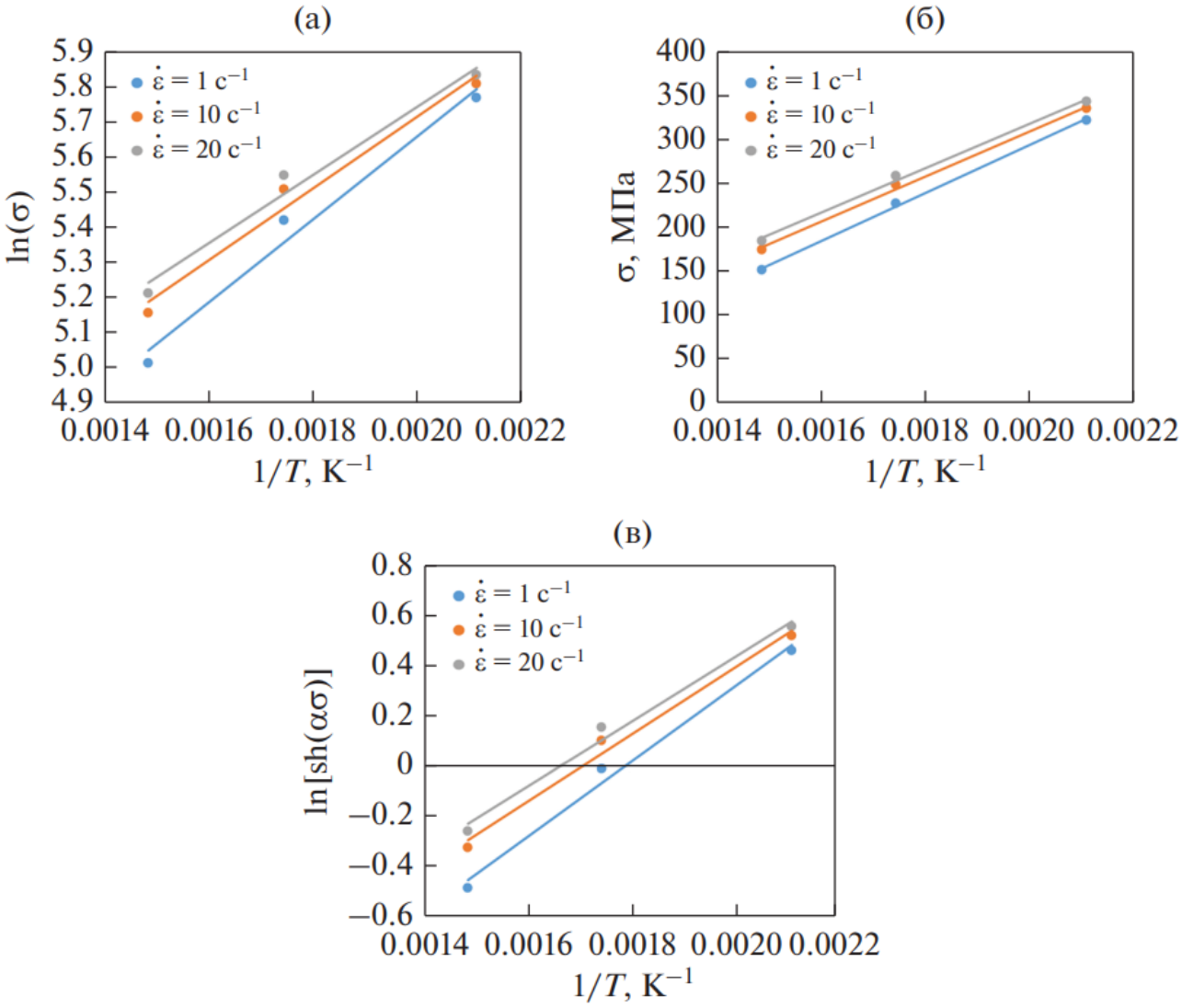


Рисунок 3.5 - Графики для определения значения энергии активации Q

В соответствии с описанными расчетами получены следующие значения энергии активации: 255,26 кДж/моль для уравнения (3.1), 239,01 кДж/моль для уравнения (3.2) и 244,63 кДж/моль для уравнения (3.3).

Теперь, имея полученные значения Q, возможно рассчитать значения Z и ln(Z) для каждой температуры и скорости деформации (таблица 3.3). С использованием рассчитанных значений ln(Z), коэффициентов материала и значений сопротивления деформации возможно построить графики зависимости ln(Z) от ln(σ), σ и ln(sh(σα)) и по пересечению линии с вертикальной осью определить искомые значения ln(A), ln(A') и ln(A") для трех рассматриваемых моделей (рисунок 3.6). Исходя из выполненных расчетов данные значения составляют ln(A) = –97,5, ln(A') = 25,3 и ln(A") = 51,4 [83].

Таблица 3.3 – Расчетные параметры Зинера-Холломона

T, °C	$\dot{\varepsilon}$, c^{-1}	Z			ln(Z)		
		Степенная функция	Экспоненц. функция	Функция гиперб. синуса	Степенная функция	Экспоненц. функция	Функция гиперб. синуса
200	1	1,6E+28	2,6E+26	1,1E+27	64,9	60,8	62,2
	10	1,6E+29	2,6E+27	1,1E+28	67,2	63,1	64,5
	20	3,2E+29	5,1E+27	2,1E+28	67,9	63,8	65,2
300	1	1,9E+23	6,3E+21	2,0E+22	53,6	50,2	51,4
	10	1,9E+24	6,3E+22	2,0E+23	55,9	52,5	53,7
	20	3,8E+24	1,3E+23	4,1E+23	56,6	53,2	54,4
400	1	6,6E+19	3,6E+18	9,9E+18	45,6	42,7	43,7
	10	6,6E+20	3,6E+19	9,9E+19	47,9	45,0	46,0
	20	1,3E+21	7,3E+19	2,0E+20	48,6	45,7	46,7

Далее остается определить расчетные значения сопротивления деформации σ по формулам:

$$\sigma = \left(\frac{Z}{A'}\right)^{1/n'}; \tag{3.4}$$

$$\sigma = \frac{\ln(Z) - \ln(A'')}{\beta}; \tag{3.5}$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} ash\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \tag{3.6}$$

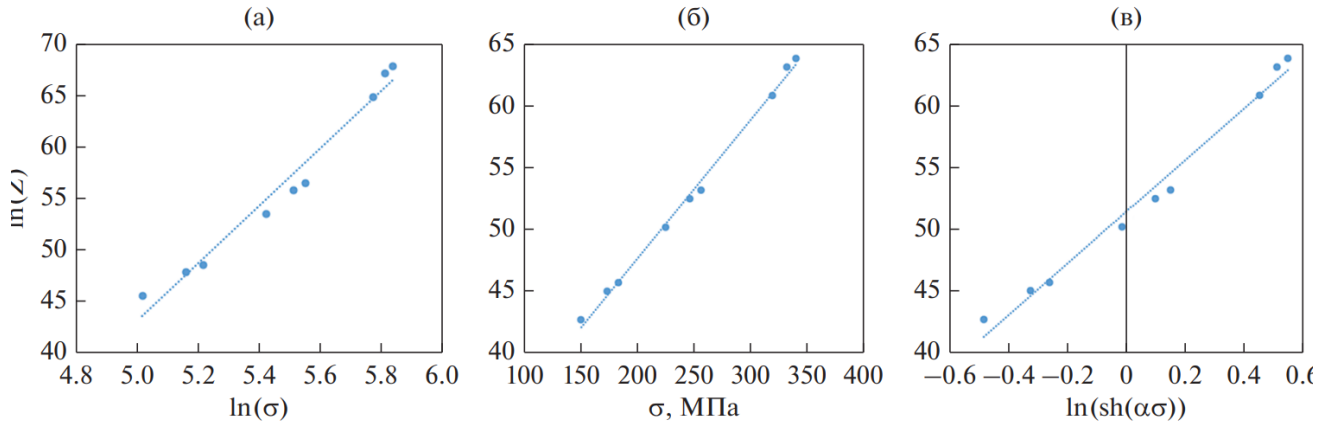


Рисунок 3.6 – Графики для определения коэффициентов A, A’, A”

Из графиков на рисунке 3.7 видно, что наилучшие результаты по сходимости получены для экспоненциальной функции. Стоит отметить, что в данном случае использовано небольшое количество экспериментальных данных для узкого диапазона изменения скоростей деформации и температур, как наиболее характерного для некоторых процессов ОМД, таких как прокатка. Расширение диапазона даст более точную модель.

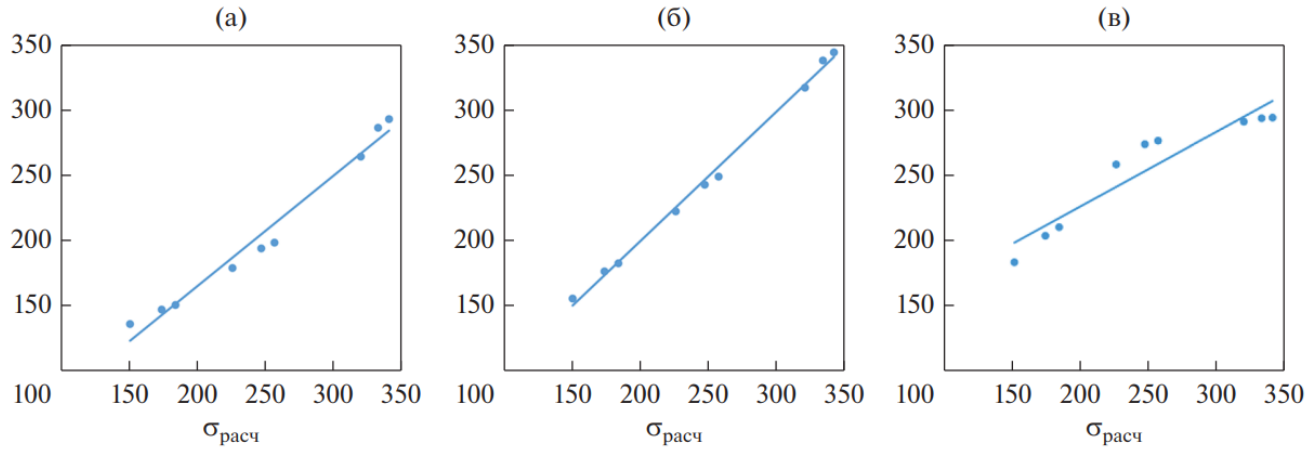


Рисунок 3.7 – Сравнение расчетных значений сопротивления деформации с экспериментальными для (а) степенной функции; (б) экспоненциальной функции; (в) функции гиперболического синуса

3.3 Моделирование процесса радиально-сдвиговой прокатки сплава 01570 в среде QFORM-3D

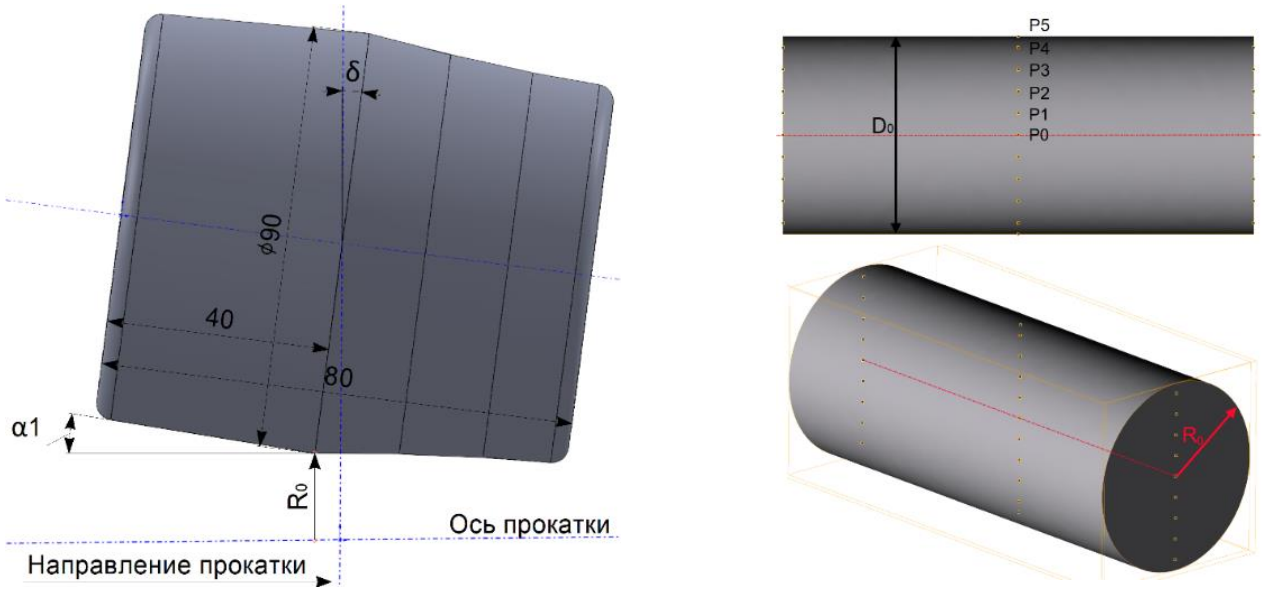
3.3.1 Результаты моделирования и их обсуждение

На первом этапе моделирование прокатки выполнялось в 1 проход с варьированием коэффициента вытяжки за проход λ и изменением частоты вращения рабочих валков n (скорости прокатки). В результате получено 8 вариантов расчета. Основные параметры моделирования представлены в таблице 3.4. Полученные данные представлены в публикации [85].

Таблица 3.4 - Параметры модели для моделирования

Параметр	Обозначение	Единица измерения	Значение
Диаметр заготовки	D_0	мм	42
Температура заготовки перед прокаткой	T	^{0}C	400
Угол конусности очага деформации на обжимном участке	α_1	градусы	11
Угол подачи	β	градусы	20
Угол раскатки	δ	градусы	7
Материал валков	-	-	Сталь 5ХНМ
Температура валков	$T_в$	°C	20
Температура окружающей среды	$T_{о.с.}$	°C	20
Коэффициент вытяжки	λ	-	1,2; 1,6; 2,0; 2,4
Частота вращения валков	n	об/мин	15; 30; 60; 120

Для анализа изменения параметров в очаге деформации создана область точек на краях и по середине длины заготовки (рисунок 3.8).



(а) (б)

Рисунок 3.8 - Калибровка рабочего валка (а) и схема положения трассируемых точек(б)

После завершения расчета в режиме постпроцессора программы выполняется трассировка данных точек вдоль траектории их движения. Для анализа использованы точки, обозначенные P0 - P5, где точка P0 находится на оси заготовки, а точка P5 на её наружной поверхности. По результатам расчета выполнялся анализ распределения температуры и траекторий течения в трассируемых точках [85].

3.3.1.1 Траектории течения металла и цикличность процесса

Изучение траекторий истечения деформируемого металла позволяет выявить наиболее общие закономерности конкретного процесса. Траекторный метод особенно информативен и популярен в исследованиях стационарных процессов ОМД [82, 86]. Конечно-элементное моделирование существенно расширяет возможности этого метода, в первую очередь, за счет детализации параметров траекторий для произвольной точки и наглядности представления результатов.

На рисунке 3.9 приведены проекции траекторий истечения металла на плоскость перпендикулярную оси прокатки для трех точек *P1, P3* и *P5*.

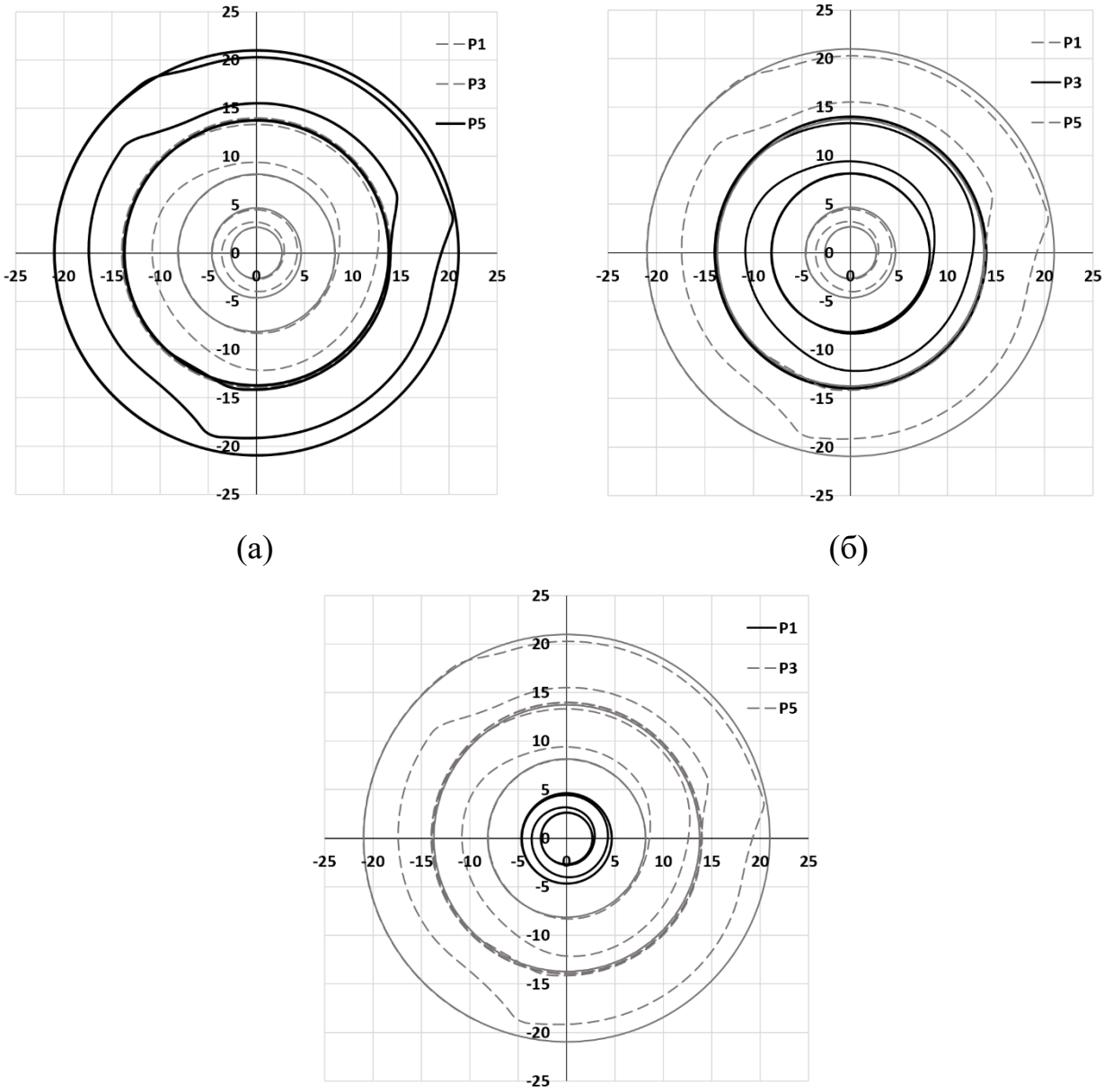
Периферийная траектория (точка *P5*, рисунок 3.9а) имеет знакопеременную кривизну. Вблизи контакта заготовки с валками образуются вогнутые участки с условно отрицательной кривизной, в зазоре между валками – выпуклые с условно положительной кривизной. Деформация элементарных объемов, совершающих движения по этой траектории, имеет немонотонный, явно выраженный циклический характер [85].

Проявление элементов цикличности процесса максимально на внешнем контуре и затухает по мере приближения к центру. В промежуточной зоне (точка *P3*, рисунок 3.9б) имеется определенная немонотонность в изменении радиуса и кривизны траектории, при существенно ослабленной цикличности.

В центральной зоне (точка *P1*, рисунок 3.9в) металл постоянно находится в состоянии непрерывного радиального и окружного сжатия и, соответственно, осевого растяжения. Радиус геликоидальной траектории монотонно уменьшается без изменения знака кривизны. Цикличность деформации практически отсутствует. Деформированное состояние близко к осесимметричному.

Известно [87], и это подтверждается настоящими расчетами [85], что особенности пластического течения при РСП моделируются выделением двух характерных зон с качественно различными условиями формоизменения. Во внешней зоне развивается знакопеременная радиальная деформация циклического характера. В центральной зоне металл постоянно находится в состоянии равномерного радиального сжатия. Согласно расчетам, величина накопленной степени деформации в центральной зоне определяется текущим значением коэффициента вытяжки λ для всего сечения, практически совпадая с $ln(\lambda)$, а во внешней зоне в 8-10 и более раз больше, чем в центральной. Именно с наличием внешней зоны связаны наиболее характерные особенности РСП, такие как циклический, знакопеременный характер развития деформации, интенсивная проработка структуры с формированием мелкодисперсного строения даже при

небольших изменениях габаритных размеров заготовки, существенный и неравномерный деформационный разогрев [85].



(а) (б)

(в)

Рисунок 3.9 - Проекция траекторий точек *P5* (а), *P3* (б) и *P1* (в) (толстые сплошные линии) на плоскость поперечного сечения заготовки при λ=2,4 [85].

3.3.1.2 Распределение температуры

Исследования влияния коэффициента вытяжки на изменение температуры заготовки показали, что увеличение коэффициента вытяжки оказывает

существенное влияние на результирующий рост температуры сплава Al-6Mg-0,3Sc в процессе прокатки (рисунок 3.10).

В приконтактных слоях отмечается резко выраженная цикличность изменения температуры по ходу движения контрольных точек Р4 и Р5. В зоне контакта с валками температура падает, в зазоре между валками возрастает. Максимальный прирост температуры приходится на точку Р4, которая находится на расстоянии приблизительно 3,5 мм (или 0,3R) от поверхности. Температура в точке Р5 на поверхности заготовки имеет наибольшую амплитуду колебаний, что связано резким охлаждающим действием валков на поверхности контакта [85].

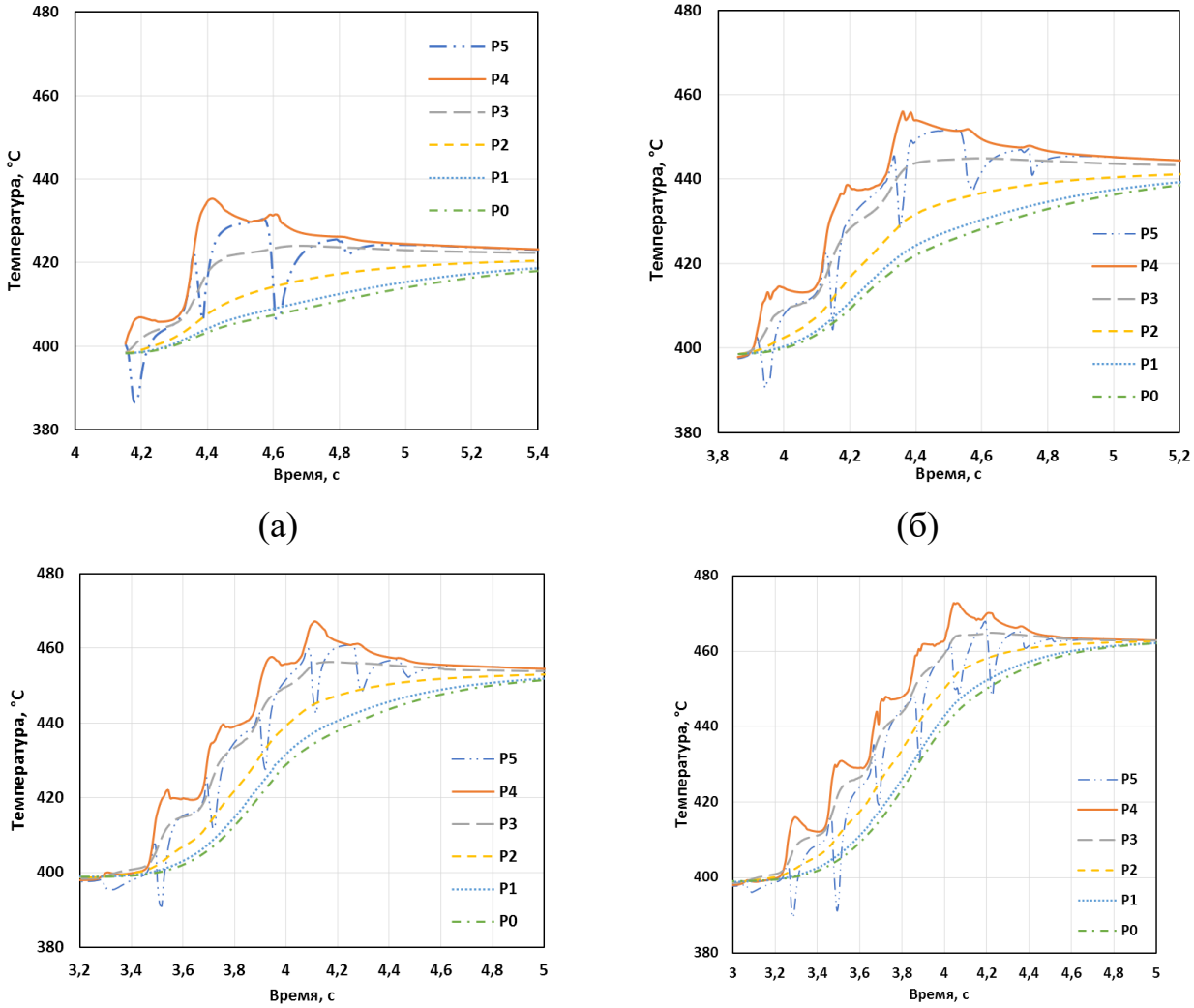


Рисунок 3.10 - Распределение температуры в очаге деформации при различных коэффициентах вытяжки: (а) λ=1,2; (б) λ=1,6; (в) λ=2,0; (г) λ =2,4

По мере приближения к центру очага деформации (точки Р3-Р0) цикличность изменения температуры затухает, приобретая характер монотонного роста от входа в очаг деформации к выходу.

Наибольший деформационный разогрев имеет место на участке обжатия до сечения пережима, а на калибрующем участке температура всех точек стремится к одинаковому значению. При коэффициенте вытяжки λ=1,2 среднее увеличение температуры прутка на выходе из очага деформации составляет 20 °С (Рисунок 3.10а), в то время как для коэффициента вытяжки 2,4 разогрев превышает 60 °С (Рисунок 3.10г) [85].

Температурное поле в очаге деформации весьма существенно образом зависит от скорости вращения валков (рисунок 3.11).

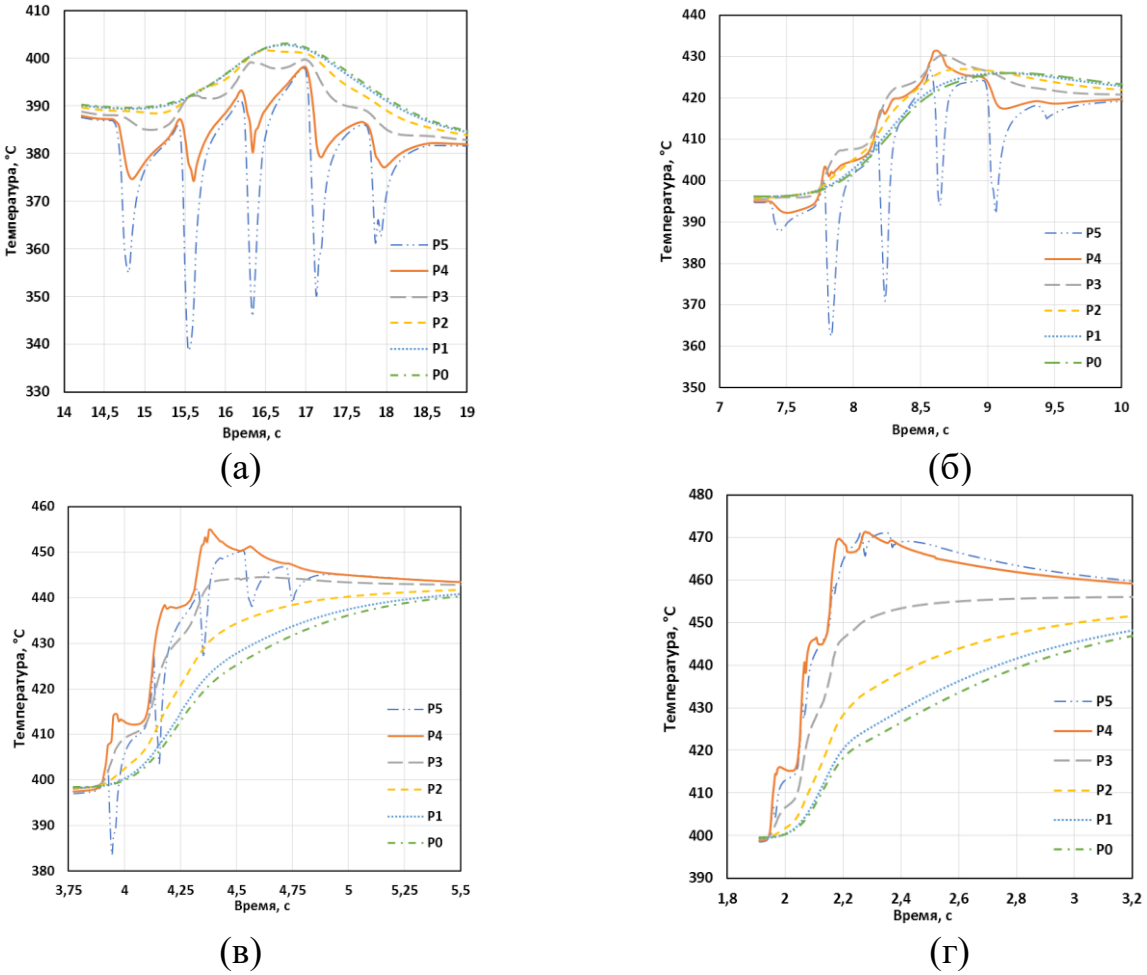


Рисунок 3.11 - Распределение температуры в очаге деформации при различной частоте вращения валков: (а) n=15 об/мин; (б) n=30 об/мин; (в) n=60 об/мин; (г) n=120 об/мин

При высоких скоростях вращения валков, *n*=60-120 об/мин температурное поле для каждой из точек *P0-P5* изменяется достаточно монотонно и равномерно. Амплитуда температурных колебаний в наиболее разогретых периферийных слоях минимальна и не превышает 15 °С. Из валков выходит пруток, температура поверхности которого на 5-15 °С больше температуры центра [85].

Для максимальной скорости прокатки (Рисунок 3.11г) на участке обжатия происходит резкий рост температуры по всему сечению прутка (от 20 °С в центре до 70 °С на поверхности), в результате чего в сечении пережима формируется наибольший перепад температур. После пережима температура поверхности начинает снижаться, а в центральных слоях продолжает расти, приближаясь к одинаковому значению за счет внутренней теплопередачи [85].

С уменьшением скорости прокатки температурное поле качественно изменяется (рисунок 3.11а, б). Возрастает время контакта металла с валками, что приводит к усилению их охлаждающего действия, особенно в приповерхностных слоях. Резко повышается неравномерность температурного поля по ходу движения рассматриваемых точек в очаге деформации. Локальное падение температуры для точки *P5* в зоне контакта увеличивается до 40-50 °С в каждом цикле деформации. Происходит общее снижение температуры наружных слоев. Максимум разогрева смещается в осевую зону очага деформации. Из валков выходит пруток с максимумом температуры на оси и минимумом на поверхности, т.е. с температурным перепадом, обратным по отношению к прокатке на высоких оборотах [85].

Описанные изменения температурного поля прутка в очаге деформации определяются разницей траекторного истечения различных слоев металла при цикличности контактного взаимодействия периферийных слоев металла с валками. Поверхностные слои металла деформируются в условиях резко выраженных колебаний температуры, амплитуда которых зависит от управляемых технологических факторов (температура и скорость прокатки, режим обжатий, калибровка валка). В центральных слоях температура деформируемого металла монотонно повышается. В совокупности данные температурно-траекторные

особенности процесса РСП оказывают влияние на формирование структуры и свойств проката.

3.3.2 Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния и температурного поля в очаге деформации прутка, планируемого к получению в процессе экспериментальной РСП обработки

Для заготовки с исходным диаметром 31 мм было проведено моделирование напряженно-деформированного состояния и температурного поля в очаге деформации по планируемым режимам экспериментальной РСП обработки. Модель стана состояла из трех валков, повернутых под углом подачи $\beta=20°$ и углом раскатки $\delta=7°$ и установленных на расстоянии от оси прокатки, равном радиусу прутка, в соответствии с заданным коэффициентом вытяжки за проход λ_i (таблица 3.5). Скоростью вращения валков при прокатке на мини-стане РСП 20-40 составляла 60 об/мин, а при прокатке на мини-стане РСП 10-30 на последних двух проходах скорость вращения валков повышалась до 100 об/мин. Моделирование осуществлялось для трех исходных температур заготовки: 250; 300 и 400 °С. Деформация производилась в 5 проходов до конечного диаметра прутка 10 мм. Суммарный коэффициент вытяжки составил $\lambda = 9{,}61$. Коэффициент вытяжки за один проход выбран в диапазоне 1,3-2,0, исходя из условия получения качественной поверхности и точных геометрических размеров прутка, а также ограничения интенсивного роста температуры вследствие деформационного разогрева. Использованные для моделирования коэффициенты вытяжки за проход представлены в таблице 3.5.

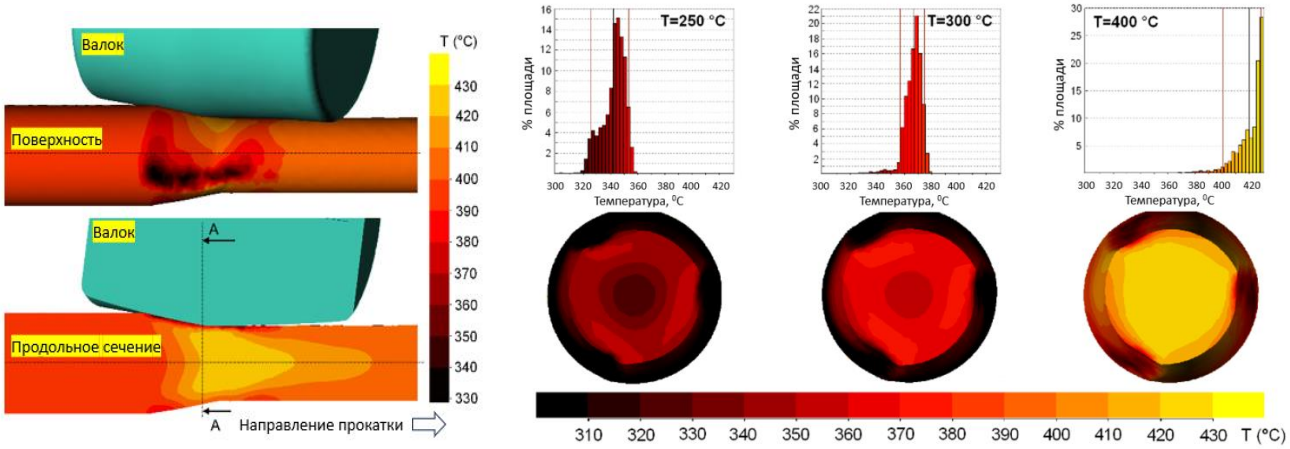
Таблица 3.5 - Таблица прокатки по пяти проходам (Σi = 5)

Номер прохода, i	Диаметр перед прокаткой, D_{i-1} (мм)	Диаметр после прокатки, D_i (мм)	Коэффициент вытяжки $\lambda_i = \frac{D_{i-1}^2}{D_i^2}$
1	31	23	1,82
2	23	18	1,63
3	18	14	1,65
4	14	12	1,36
5	12	10	1,44

3.3.2.1 Анализ температурного поля

Процесс пластической деформации сопровождается тепловом эффектом, в результате которого будет повышаться температура заготовки по сравнению с исходной температурой. Температура заготовки увеличивается, что приводит к повышению пластичности, но в некоторых случаях будет затруднен контроль температуры заготовки в конце процесса деформации. Если скорость деформации и степень деформации высокая, тепловой эффект будет интенсивным, что приведет к существенному увеличению температуры, и, как следствие, повлияет на механические свойства заготовки после деформации или даже вызовет пережог металла. С другой стороны, существующий контакт между заготовкой и инструментами и окружающей средой приводит к охлаждению заготовки, что повышает ее твердость, снижает пластичность, вызывая затруднения в процессе деформирования. Поэтому изучение температуры заготовки в процессе пластической деформации поможет контролировать конечную температуру заготовки, выбрать соответствующую температуру прокатки для достижения наибольшей эффективности деформации и в то же время снизить затраты на процесс нагрева, продлевая срок службы оборудования и снижая технологические затраты.

Распределение температуры на поверхности и в продольном сечении заготовки на установившейся стадии процесса прокатки при Т=400 °С показано на рисунке 3.12а.



(а) (б)

Рисунок 3.12 - Распределение температуры в очаге деформации на 1 проходе (а) в продольном сечении при Т=400 °С и (б) в поперечном сечении (в плоскости желоба валков, сечение А-А)

На поверхности прутка виден темный участок в зоне контакта с валком, где температура падает на 50-70 °С. Однако на продольном сечении прутка видно, что толщина этого слоя невелика. В зоне обжатия происходит повышение температуры заготовки по всему сечению за счет тепловыделения при деформировании. В поперечном сечении заготовки в плоскости желоба валков (рисунок 3.12б, сечение А-А) можно отметить различное формирование температурного поля при изменении начальной температуры деформации Т. При максимальной температуре деформации 400 °С почти все сечение заготовки от поверхности к центру имеет температуру 400 – 420 °С. При снижении температуры до 300 и 250 °С зоны нагрева локализуются в районе кольца, центральная часть имеет более низкую температуру. Из гистограммы распределения температуры (рисунок 3.12б) видно, что с уменьшением температуры Т происходит более интенсивное повышение температуры в очаге деформации, а градиент температуры по сечению растет.

На рисунке 3.13 (а-в) показано изменение температуры прутка после каждого прохода на выходе из очага деформации.

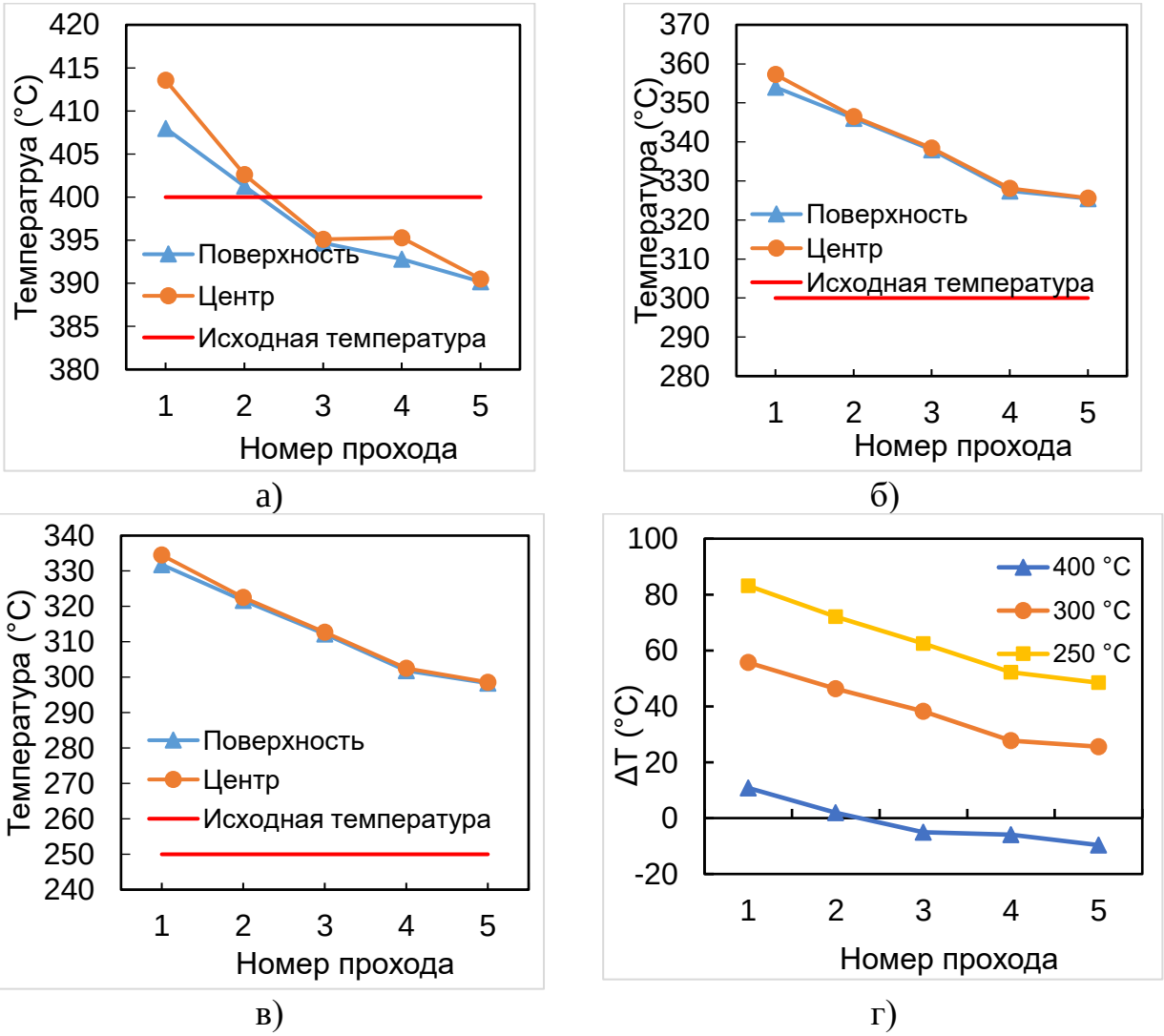


Рисунок 3.13 - Температура прутка в каждом проходе при температуре прокатки 400 °C (а), 300 °C (б), 250 °C (в) и изменение температуры на выходе из очага деформации (г)

Температуру фиксировали в центре и на поверхности прутка и по середине длины прутка в момент выхода из валков. Можно отметить, что существенная разница между поверхностью и центром прутка имеется только для температуры 400 °C. Для двух первых проходов температура прутка после прокатки выше температуры нагрева, а для последующих проходов ниже. Для T = 300 и 250 °C температура прутка после РСП значительно выше исходной температуры для всех

проходов независимо от диаметра прутка (рисунок 3.13б, в). Эти изменения объясняются разницей температур между заготовкой (400-250 °С) и валками (20 °С), а также увеличением общей площади теплообмена прутка с каждым последующим проходом.

3.3.2.2 Анализ напряженно-деформированного состояния

В процессе РСП материал в поперечном сечении очага деформации возможно условно разделить на две части: часть, подверженную среднему напряжению сжатия, и часть, подверженную среднему растягивающему напряжению. Напряжение сжатия возникает в зоне вблизи контакта между заготовкой и валками, а напряжение растяжения возникает в центре заготовки (рисунок 3.14а). Известно, что чем больше уровень сжимающих напряжений в схеме напряженного состояния, тем больших пластических деформаций без разрушения можно достигнуть. Численно уровень сжимающих напряжений оценивают с помощью нормализированного среднего нормального напряжения (то есть отношения среднего нормального напряжения к интенсивности напряжений) [84]:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}, \qquad (4)$$

Ряд исследователей утверждают, что существует предельное значение относительного среднего нормального напряжения, меньше которого пластичность становится бесконечной. Различные авторы оценивают это значение в пределах от -0,33 до 1,0 [84].

В данном случае (рисунок 3.14) в каждом проходе для зоны поверхности минимальное значение нормализированного среднего нормального напряжения составляет -3,17; -2,76; -2,76; -2,82 и максимальное значение для центральной зоны 0,56; 0,64; 0,74; 0,94. Как показано в исследованиях процесса деформирования методом винтовой и поперечной прокатки, как правило, разрушение может происходить в центральной области [88-89], что связано со схемой напряженного

состояния. Вместе с тем известны случаи кольцевого разрушения [89], где разрушение металла является следствием локального кольцевого перегрева.

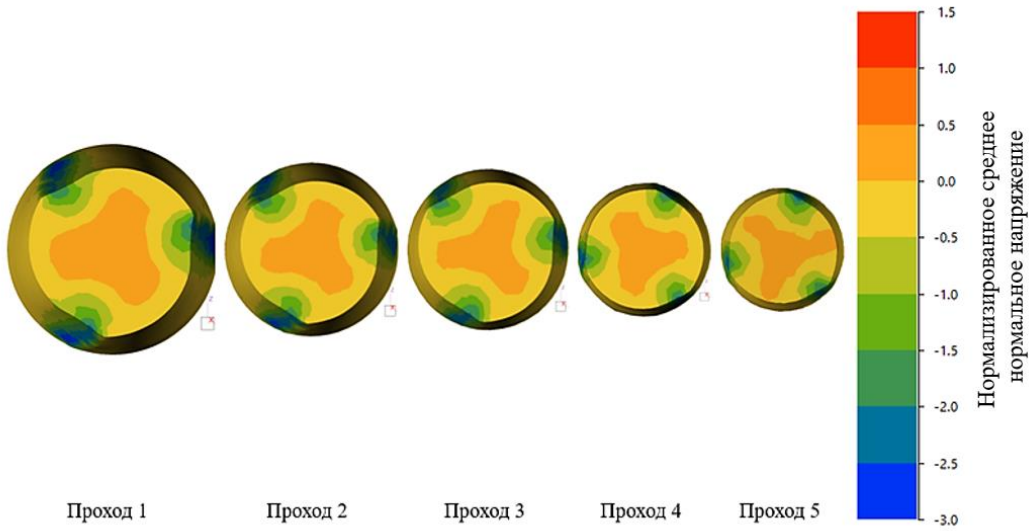


Рисунок 3.14 - Нормализированное среднее нормальное напряжение.

Произведена оценка параметра эквивалентной деформации (рисунок 3.15), который в значительной степени характеризует разное деформированное состояние по сечению прутка в очаге деформации при РСП, равномерность деформации и влияние цикличности на формирование градиентной микроструктуры.

Видно, что параметр эквивалентной деформации в центральной части прутка монотонно возрастает от 0,44-0,55 после первого прохода до ~ 3 после 5-го прохода независимо от температурного режима. Эти значения примерно равны ln(λ). Значения эквивалентной деформации в 5-7 раз выше на поверхности и значительно увеличиваются с каждым новым проходом. Эти отличия характерны для процесса РСП и определяют формирование естественной градиентной структуры материала. Интенсивное нарастание эквивалентной деформации на поверхности прутка связано с большой разницей длин траекторий и непосредственным контактом с валком, при котором происходит резкое изменение кривизны траектории точки материала на каждом цикле деформации и, соответственно, резкое увеличение скорости деформации. Очевидно, что в этом случае увеличение обжатия за цикл, т.

е. увеличение степени удлинения за проход, должно способствовать более интенсивному деформированию материала. При этом необходимо учитывать более интенсивный разогрев, который при определенных условиях может привести к началу процессов рекристаллизации (динамической рекристаллизации, метадинамической или статической).

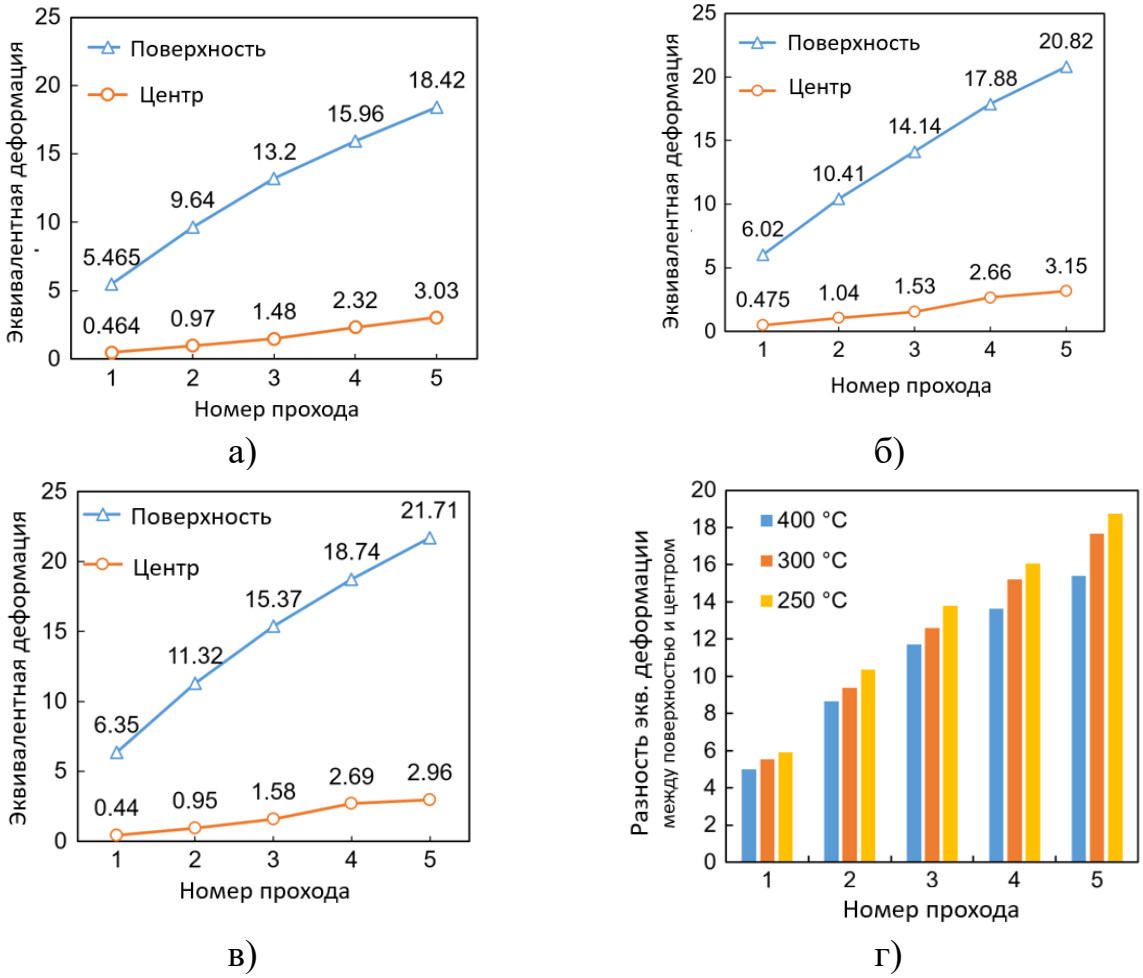


Рисунок 3.15 - Эквивалентная деформация при температуре прокатки (а) 400 °C, (б) 300 °C, (в) 250 °C и (г) разница ЭД между поверхностью и центром в каждом проходе

3.4 Исследование структуры и механических свойств прутков из сплава 01570 после радиально-сдвиговой прокатки

Экспериментальную РСП обработку исходной заготовки диаметром 31 мм проводили на мини-станах РСП 20-40 и РСП 10-30. При этом на мини-стане РСП

20-40 прокатка осуществлялась до диаметра прутка 18 мм, а на мини-стане РСП 10-30 до конечного диаметра 10 мм. После каждого прохода пруток возвращали в нагревательную печь на 15-20 минут для выравнивания температуры. Таким образом деформация в каждом проходе происходила при одинаковых условиях. Основные параметры прокатки соответствовали таковым, использованным для математического моделирования, описанного выше.

Как уже было отмечено выше использованная для экспериментальных исследований заготовка диаметром 31 мм была получена из горячекатаной плиты, произведенной в промышленных условиях на заводе ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод». Микротвердость заготовки в состоянии поставки составила 105±5 HV, предел прочности 396-397 МПа, предел текучести 255 МПа и относительное удлинение 17-18 %. Подробное описание использованного объекта исследований представлено в главе «Материалы и методы исследований».

Полученные прутки диаметром 10 мм после прокатки на мини-станах РСП 20-40 и РСП 10-30 (рисунок 3.16) не имели видимых дефектов.

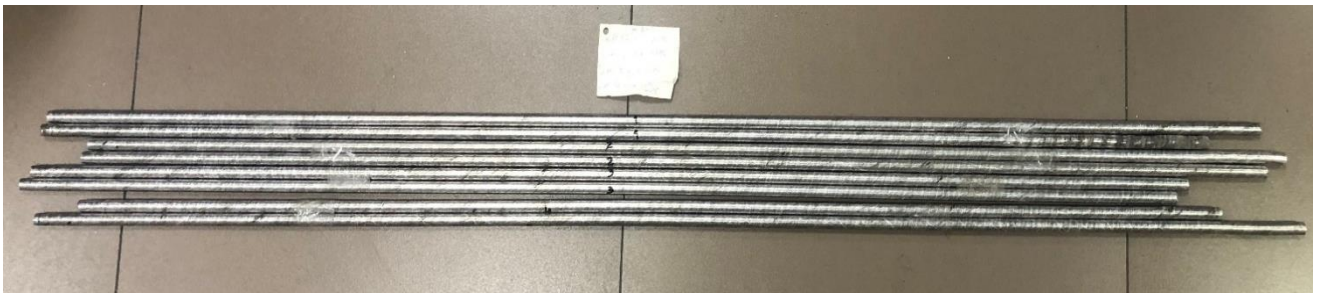


Рисунок 3.16 – Полученные на мини-станах РСП прутки диаметром 10 мм

Для полученных прутков по различным температурным режимам производили измерение микротвердости в продольном сечении от поверхности до оси деформированного полуфабриката диаметром 10 мм. Результаты измерения микротвердости представлены на рисунок 3.17.

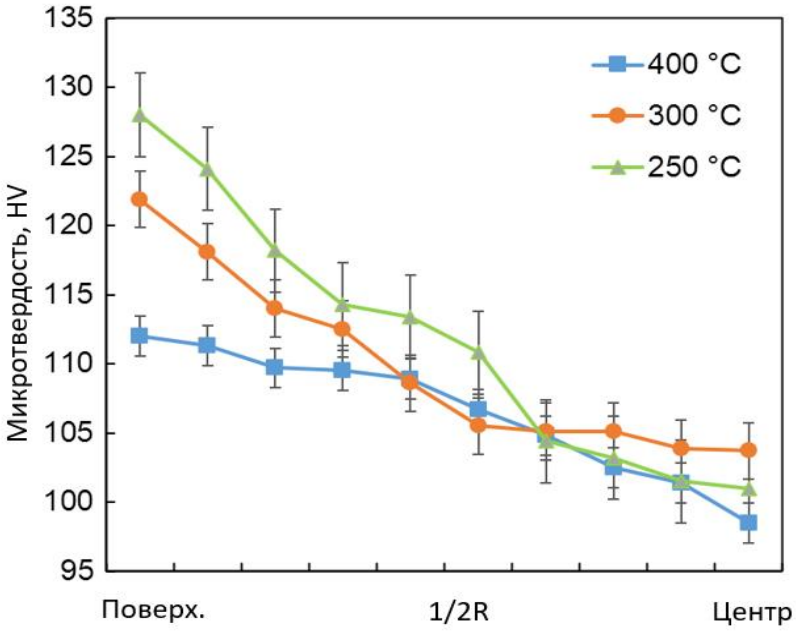


Рисунок 3.17 - Микротвердость в поперечном сечении прутков (D=10 мм), полученных при различных температурах прокатки.

По результатам измерений показано градиентное распределение микротвердости по сечению прутков, что находится в хорошем соответствии с результатами теоретических исследований, описывающих существенно более высокие значения накопленной деформации в приповерхностной области (рисунок 3.15). Можно видеть, что для всех рассмотренных температурных режимов твердость плавно снижается от поверхности прутка к его центру, при этом разница в микротвердостях варьируется в интервале ~10-30 % в зависимости от исходной температуры заготовки. Максимальная твердость прутка составляет ~128 HV для образцов, полученных при температуре РСП 250 °C, что на ~ 22 % выше, чем для исходной заготовки. Увеличение температуры прокатки до 400 °C приводит к незначительному снижению твердости в центральной зоне, в то время как на расстоянии от 1/2R прутка до поверхности отмечается более значительное уменьшение твердости (в среднем с 128 HV до 112 HV вблизи поверхности прутков). Таким образом, основные микроструктурные изменения, оказывающие влияние на механические свойства, происходят в поверхностных и приповерхностных слоях заготовки, которые характеризуются интенсивным изменением температуры (рисунок 3.11), напряжений и деформаций (рисунок

3.15). Подобное распределение микротвердости по сечению свидетельствует о формировании так называемой градиентной структуры, детально рассмотренной ниже.

Для объяснения причин наблюдаемого распределения микротвердости по сечению были проведены исследования структуры, при этом дополнительные прецизионные исследования были проведены для прутка, полученного при температуре прокатки 300 °С. Как будет показано ниже именно для этой температуры в выбранных условиях прокатки был получен пруток с наиболее высоким уровнем свойств.

Анализ микроструктуры прутка, полученного при температуре прокатки 300 °С, определяет наличие относительно большого количества нерастворимых частиц (рисунок 3.18а). Наиболее крупные из них имеют линейный размер около 10 мкм (рисунок 3.18а, б). Более детальный анализ с помощью атомного картирования (рисунок 3.18в-ж) показал, что наблюдаемые кристаллы принадлежат не только фазе $Al_6(Mn,Fe)$ (рисунок 3.18е, ж), но и фазе, содержащей Zr и Sc (рисунок 3.18г, д). Последняя соответствует первичным кристаллам фазы $Al_3(Sc, Zr)$, образующимся при затвердевании сплава. Их образование часто является следствием либо недостаточной скорости охлаждения при затвердевании, либо недостаточно высокой температуры литья. Тем не менее наличие этих кристаллов не помешало успешной деформационной обработке. Последнее обстоятельство также связано с тем, что деформация приводит к измельчению нерастворимых кристаллов [83].

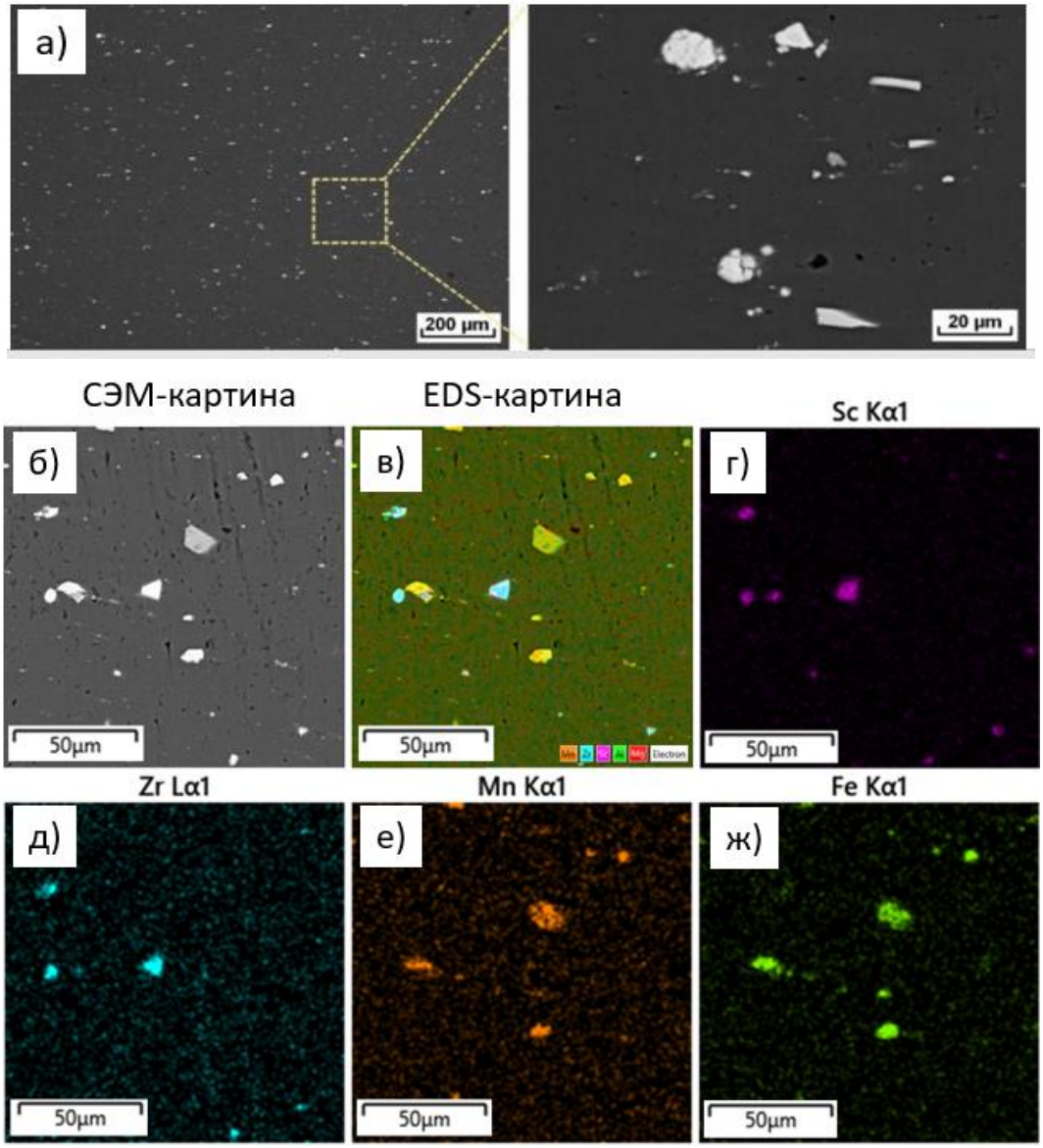


Рисунок 3.18 - СЭМ-микроструктура прутка с конечным диаметром 10 мм, полученным при температуре прокатки 300 °С (а, б), послойное изображение (в) и карты распределения элементов в структуре сплава (г-ж).

В связи со значительной неоднородностью деформации по сечению прутка, полученного при РСП, для выявления возможных различий в морфологии избыточных кристаллов, расположенных в различных сечениях полученного прутка, был использован количественный металлографический анализ. Анализ проводили для приповерхностной и центральной части прутков, полученных при всех трех температурных режимах прокатки: 250, 300 и 400 °С (рисунок 3.19).

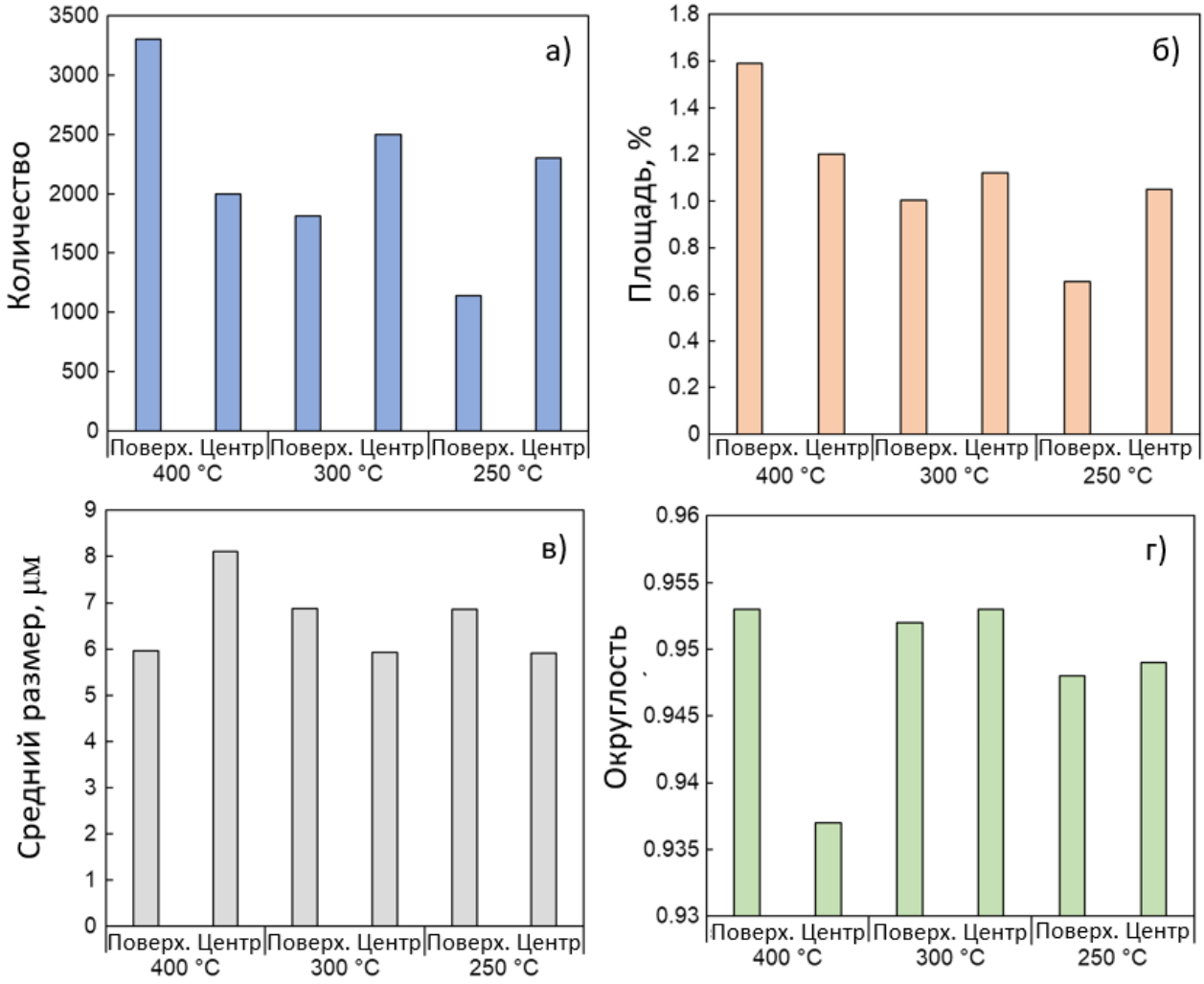


Рисунок 3.19 - Данные по распределению количества (а), площади (б), среднего размера (в) и сферичности (г) частиц нерастворимых фаз в прутках диаметром 10 мм из сплава 01570, полученных методом РСП при различных температурах

Согласно представленным данным, объемная доля этих нерастворимых кристаллов составляет около ~1,5 %. Однако существенной разницы в размере и морфологии кристаллов как в зависимости от режима обработки, так и от расположения в сечении прутка не наблюдалось. Действительно, морфология большинства наблюдаемых кристаллов очень близка к сферической (рисунок 3.19г), а средний размер составляет около 6-8 мкм (рисунок 3.19в). Следует отметить, что, несмотря на относительно грубую структуру, форма кристаллов с

высокой округлостью значительно снижает их вредное влияние на механические свойства.

На микрофотографиях EBSD (рисунок 3.20) черные линии обозначают большеугловые границы зерен (HAGBs) с относительной разориентировкой более 15°, а серые линии используются для обозначения малоугловых границ зерен (LAGB) с относительной разориентировкой от 2° до 15°. Карты ориентации зерен EBSD и полюсные фигуры получены для трех слоев: приповерхностного, центрального и на середине радиуса в продольном сечении прутка с конечным диаметром 10 мм, полученным в процессе РСП при 300 °С. Можно видеть, что в микроструктуре в приповерхностных слоях (рисунок 3.20а) преобладают рекристаллизованные дисперсные зерна, оконтуренные HAGB. Действительно, по результатам моделирования, эквивалентная деформация в приповерхностной области достигает высоких значений уже после первого прохода (рисунок 3.15). Чрезвычайно высокая деформация в сочетании с деформационным разогревом запускают процессы динамической рекристаллизации. Однако благодаря высокой гетерогенности структуры сформировавшаяся в этой части мелкозернистая структура успешно стабилизируется. Указанная гетерогенная иерархическая структура образуется в результате присутствия в структуре сплава наночастиц фазы $Al_3(Sc,Zr)$ (рисунок 3.21), образование которой происходит в процессе термомеханической обработки сплава в результате распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора при нагреве заготовки при температурах 300-400 °С. Эти частицы обладают исключительной высокой стабилизирующей способностью, тормозя движение как дислокаций, так и границ зерен (рисунок 3.21в, г). В результате последнего наблюдается формирование мелкозернистой структуры со средним размером зерна менее 1 мкм (рисунок 3.21а). Более того, хотя непротяженные субграницы могут быть обнаружены внутри зерен, большая часть структуры рекристаллизована, что также подтверждается данными относительной разориентировки зерен (рисунок 3.22б). Согласно последним, разориентировка для большинства границ превышает 15°. Кроме того, направление <001> является доминирующим для большинства зерен. Более детальный анализ

кристаллографической текстуры с помощью полюсных фигур (рисунок 3.23а) выявил формирование текстуры типа Гаусса {110}<100>.

Накопленная деформация в центральной части прутка согласно математическому моделированию (рисунок 3.15), даже после последнего прохода ниже в несколько раз. Низкая деформация в сочетании с относительно невысокой температурой в этой области и наличием высокой доли дисперсных стабилизирующих частиц приводят к сохранению деформированной волокнистой структуры в центральной части заготовки. Также можно наблюдать незначительную долю рекристаллизованных и относительно мелких зерен по границам вытянутых зерен. Вытянутые деформированные зерна также содержат развитую субструктуру (рисунок 3.20в) с сеткой LAGB. Последнее хорошо подтверждают и данные рисунка 3.22б, показывающие, что разориентировка почти половины границ зерен составляет менее 15°. Границы субзерен, вытянутые в направлении прокатки (рисунок 3.21д) и содержащие внутри большое количество включений фазы $Al_3(Sc,Zr)$ (рисунок 3.21ж), также хорошо выявляются на ПЭМ-фотографиях. С учетом границ субзерен средний размер зерна в этой части составляет около 4 мкм (рисунок 3.22а). Анализ кристаллографической текстуры с помощью полюсных фигур (рисунок 3.23в) показал, что данный участок имеет аксиальную текстуру {hkl}<111>, характерную для волочения или прессования алюминия.

EBSD-анализ на половине радиуса от центра прутка (рисунок 3.20б) показал, что, хотя некоторые деформированные волокнистые зерна все еще различаются, большая часть структуры преимущественно рекристаллизованая с образованием обширной сети LAGBs внутри зерен. Средний размер зерна в этой части несколько больше, чем в приповерхностной области, и составляет около 2 мкм (рисунок 3.22а).

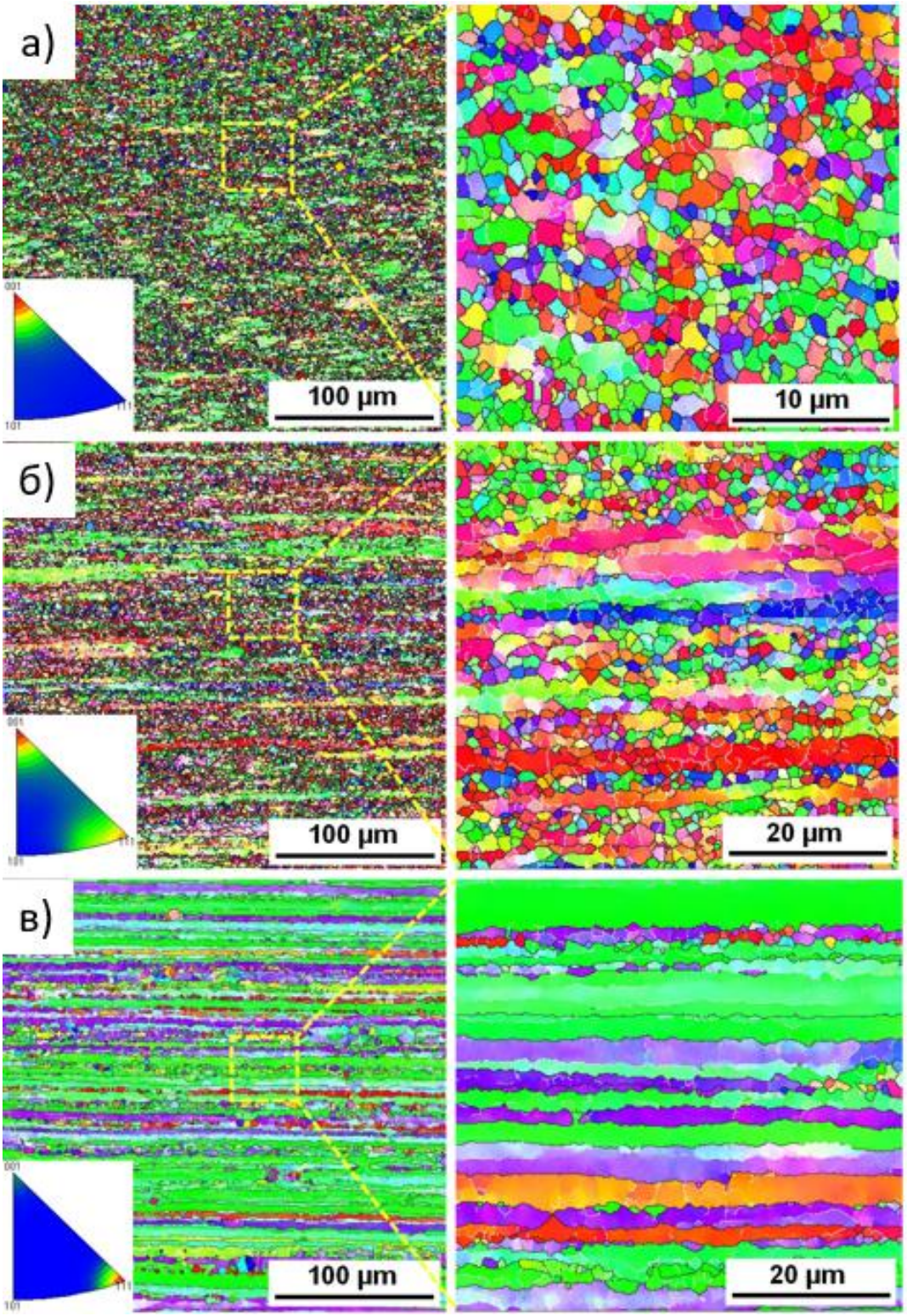


Рисунок 3.20- EBSD-микрофотографии (цветная карта) ориентации зерен следующих участков обработанного прутка с конечным диаметром 10 мм в продольном сечении: (а) у поверхности, (б) в середине радиуса и (в) вблизи центра. LAGB и HAGB показаны серыми и черными линиями, соответственно

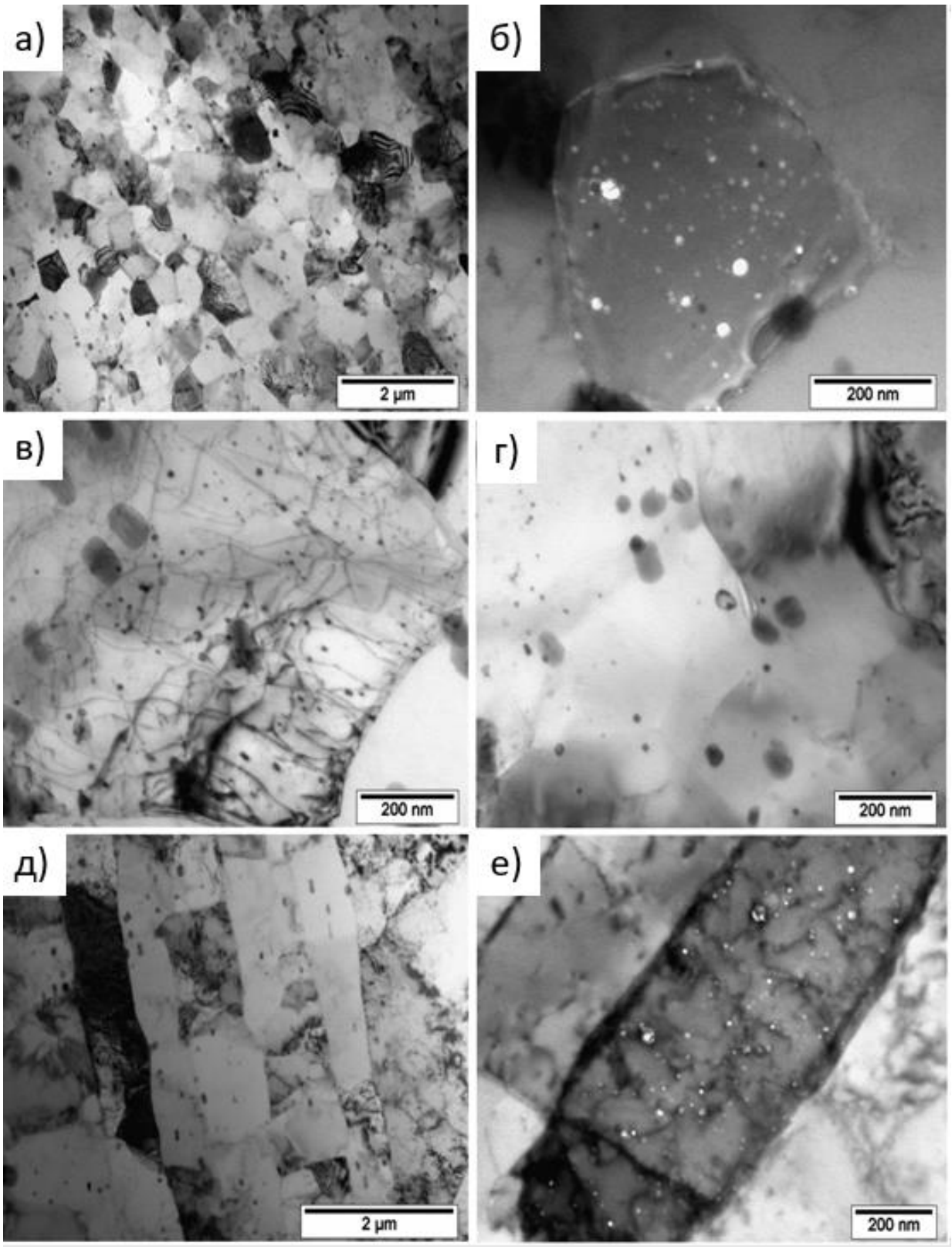


Рисунок 3.21 - Микроструктура ПЭМ, показывающая дислокационную структуру и интерметаллидные частицы, соответствующие фазе $Al_3(Zr,Sc)$ в обработанном РСП прутке с конечным диаметром 10 мм; (а-г) у поверхности и (д, е) у центра

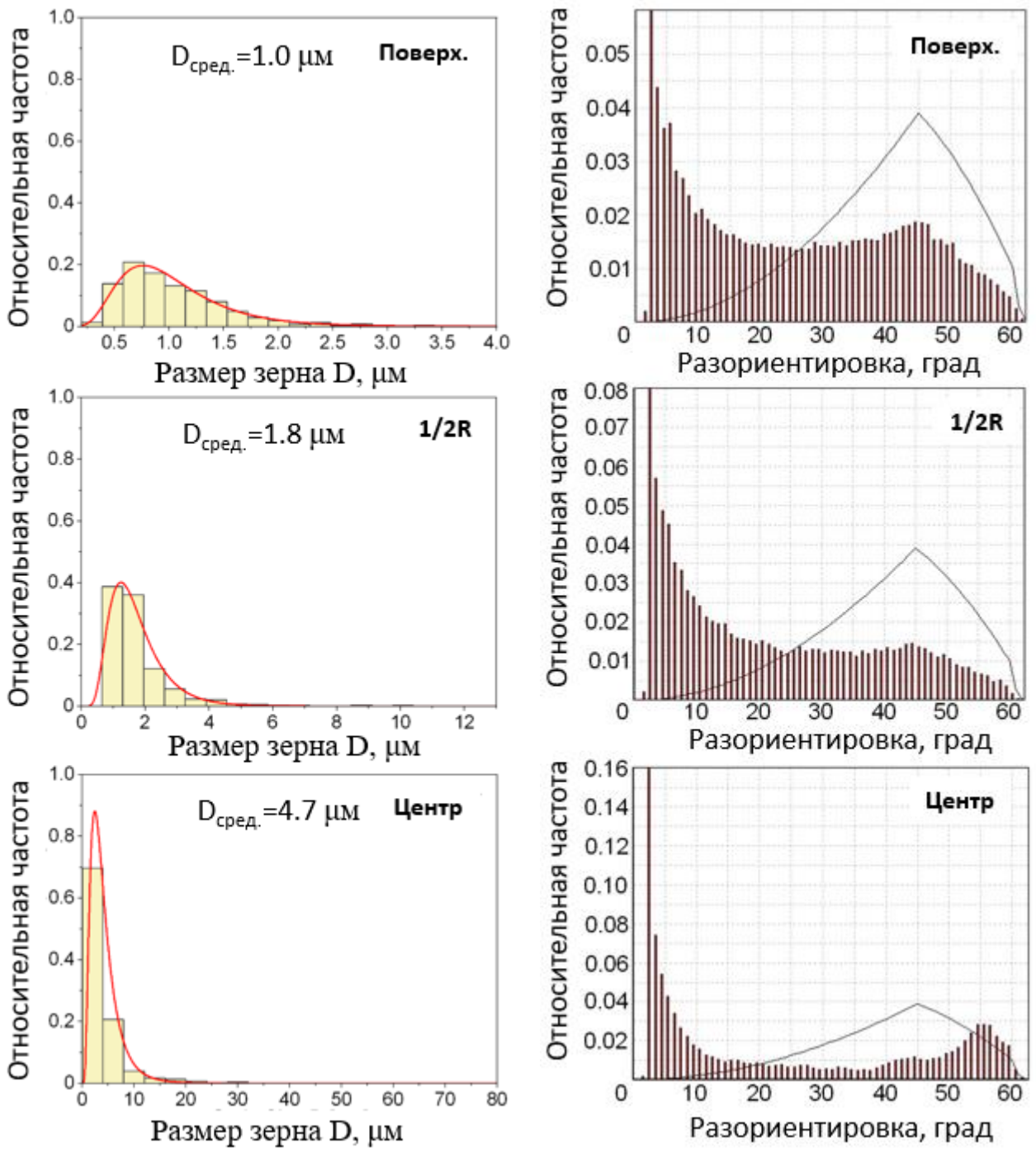


Рисунок 3.22 - Распределение зерен по размерам (а) и по углам разориентировки в обработанном РСП прутке с конечным диаметром 10 мм (б)

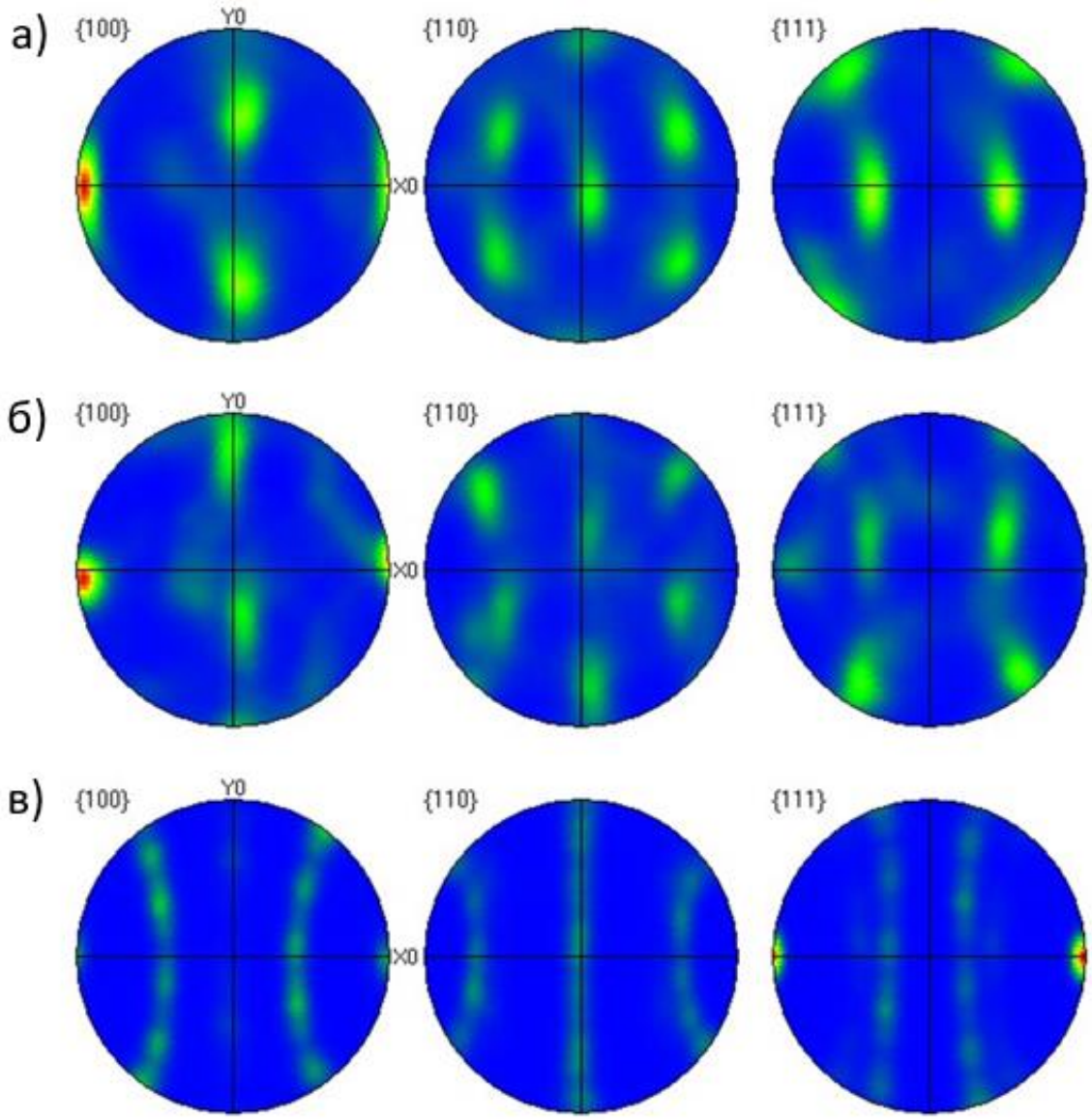


Рисунок 3.23 - (100), (110), (111) полюсные фигуры для следующих участков в продольном сечении обработанного РСП прутка с конечным диаметром 10 мм: (а) у поверхности, (б) на середине радиус и (с) вблизи центра. Y0 и X0 соответствуют поперечному направлению и направлению прокатки соответственно

В целом на основании полученных данных можно утверждать, что наблюдаемая структура является промежуточной между ранее описанными поверхностными и центральными областями. Действительно, текстурный анализ выявляет компоненты, характерные одновременно для обоих типов структур. Можно констатировать одновременное наличие текстуры {110}<100>, которая,

однако, претерпевает значительное размытие по сравнению с поверхностным слоем (рисунок 3.23б). Анализ разориентировки границ зерен (рисунок 3.22б) также хорошо подтверждает промежуточную структуру этой области.

Таким образом, на основании полученных данных EBSD можно сделать вывод о том, что за счет сочетания специфического вида деформации и распределения напряжений происходит формирование градиентной зеренной структуры по сечению полученной заготовки. В зоне от поверхности прутка до середины радиуса, где преобладают большие значения сдвиговых деформаций, происходит полная перестройка структуры материала относительно исходного состояния. Удлиненные деформированные зерна трансформируются в ультрамелкозернистую динамически рекристаллизованную структуру с равноосными зернами и развитой сеткой HAGBs.

Таким образом, на основе полученных данных можно утверждать, что наблюдаемое на рисунке 3.17 распределение микротвердости по сечению прутков является прямым следствием формирования градиентной структуры. Как показано выше, для прутков, полученных при температуре РСП 300 °С, субмикронная структура зерна в сочетании с интенсивно развитой сеткой LAB и высокой долей дисперсных стабилизирующих частиц обеспечивают повышенную микротвердость приповерхносной области. Повышение температуры прокатки до 400 °С приводит к снижению микротвердости вблизи поверхности, что связано с интенсивным развитием рекристаллизационных процессов с ростом температуры. В то же время снижение температуры до 250 °С приводит к увеличению твердости за счет наклепа. Следует отметить, что повышение температуры прокатки незначительно влияет на микротвердость в центральной части, что связано с низкой степенью деформации и недостаточным запасом накопленной энергии для интенсивного развития рекристаллизационных процессов. Напротив, как видно из рисунка 3.17, повышение температуры деформации приводит к резкому снижению микротвердости вблизи поверхности, что связано с укрупнением стабилизирующих наночастиц фазы $Al_3(Sc,Zr)$ и развитием интенсивных

рекристаллизационных процессов, в результате чего образуется крупнозернистая структура.

Данные по механическим свойствам полученных образцов диаметром 10 мм при испытаниях на одноосное растяжение представлены на рисунке 3.24.

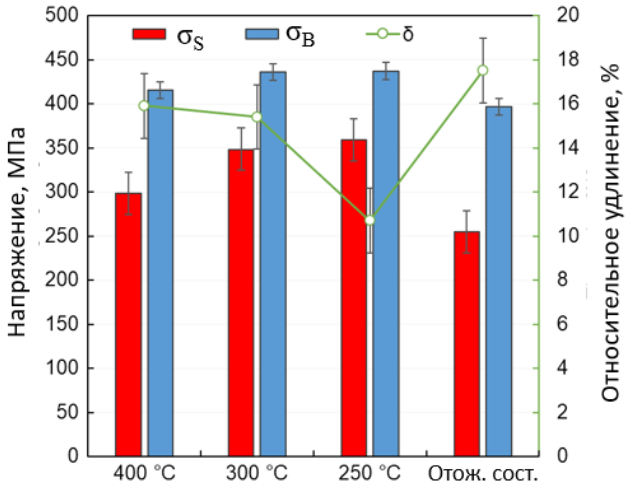


Рисунок 3.24 - Механические свойства прутков после испытаний на одноосное растяжение. Образец «Отожженное состояние» соответствует свойствам исходной заготовки перед РСП прокаткой

Полученные результаты хорошо согласуются с выводами, описанными выше. В частности, пруток, полученный при температуре 250 °C, имеет наибольшую прочность (предел прочности ~ 437 МПа, предел текучести ~ 359 МПа), что соответствует условиям теплой деформации и более высокому деформационному упрочнению. При этом относительное удлинение δ для этого режима снижается до 10-11 % в сравнении со значением, полученным для исходной заготовки (17 %). Повышение температуры прокатки до 400 °C приводит к значительному снижению предела текучести (~ 290 МПа) при максимальном удлинении из всех исследованных режимов, равном примерно 16 %. Полученные результаты, как отмечалось выше, связаны с интенсивным развитием процессов рекристаллизации. Оптимальное сочетание свойств наблюдается у образцов, полученных при температуре 300 °C. Прочностные свойства заготовок (предел прочности $\sigma_в \sim 436$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} \sim 350$ МПа) практически не уступают

полученным для низкотемпературных образцов, а пластичность 15,5 % почти не уступает высокотемпературному образцу. Такое сочетание свойств является прямым следствием развития в полученных прутках описанной выше градиентной структуры.

3.5 Сравнение механических свойств полуфабрикатов из сплава 01570 после радиально-сдвиговой прокатки и других видов обработки

Как было показано выше, прутки сплава 01570 диаметром 10 мм после РСП обладают градиентной зеренной микроструктурой. Благодаря этому материал обладает высоким сочетанием механических свойств. При температуре прокатки 300 ^{0}C предел прочности и предел текучести составляют соответственно 436 и 350 МПа, а относительное удлинение составляет 15,5%.

Сравнивая механические свойства полуфабрикатов из данного сплава, полученных разными способами обработки (таблица 1.3), можно видеть, что заготовка после РСП имеет более высокую прочность в сравнении со штампованным и прессованным профилем.

Механические свойства полуфабрикатов сплава 01570, полученных при различных режимах прессования, представлены в таблице 3.6 [90]. Можно видеть, что, тогда как предел прочности прутка, полученного методом РСП (при сопоставимых коэффициентах вытяжки), примерно соответствует пределу прочности прессованных прутков, предел текучести оказывается выше минимум на 16 %, что является весьма существенной разницей.

Таблица 3.6 – Механические свойства сплава 01570 при различных режимах прессования

№ образцов	Технология прессования			$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа
	Коэфф. вытяжки	Температура слитка/температура контейнера, ^{0}C	Скорость прессования, м/мин		
1	12	430/420 380/400 330/400	0,3-1,5	428, 428 429, 429 440, 433	272, 283 277, 302 282, 291
2	12	380/400 325/380	0,2-0,8 0,1-1,0	425 430	277 279
3	12	340/380 290/380 270/380	0,2-0,8 0,05-0,2 0,1-0,4	420 430 415	252 278 271
4	12	380/400 310/380 275/380	0,2-1,0 0,2-1,0 0,05-0,4	420 425 425	276 283 280
5	12	400/400 400/400 350/400	0,5 1,0 1,1	435 405 415	305 255 315

Проведен сравнительный анализ механических свойств полуфабрикатов из сплава марки 01570, полученных разными методами обработки металлов давлением (рисунок 3.25).

Вся область данных, описывающая взаимосвязь между пределом текучести и удлинением, выделена цветом, где правый верхний угол определяет высокую прочность в сочетании с высокой пластичностью, а левый нижний угол определяет низкую прочность и низкую пластичность. Средняя область, условно отмеченная пунктирным кружком, показывает средние значения, объединяющие допустимые значения. Видно, что прочностные характеристики сплава, полученные после РСП обработки, превосходят показатели, полученные методами прессования. Таким образом, метод РСП позволяет получить деформированный полуфабрикат из сплава Al-Mg-Sc с высокой прочностью и средней пластичностью,

соответствующий требованиям нормативной документации на этот сплав. Следует отметить, что при сравнении не учитывались исходное состояние заготовки, степень деформации и другие параметры, которые могут повлиять на конечные свойства.

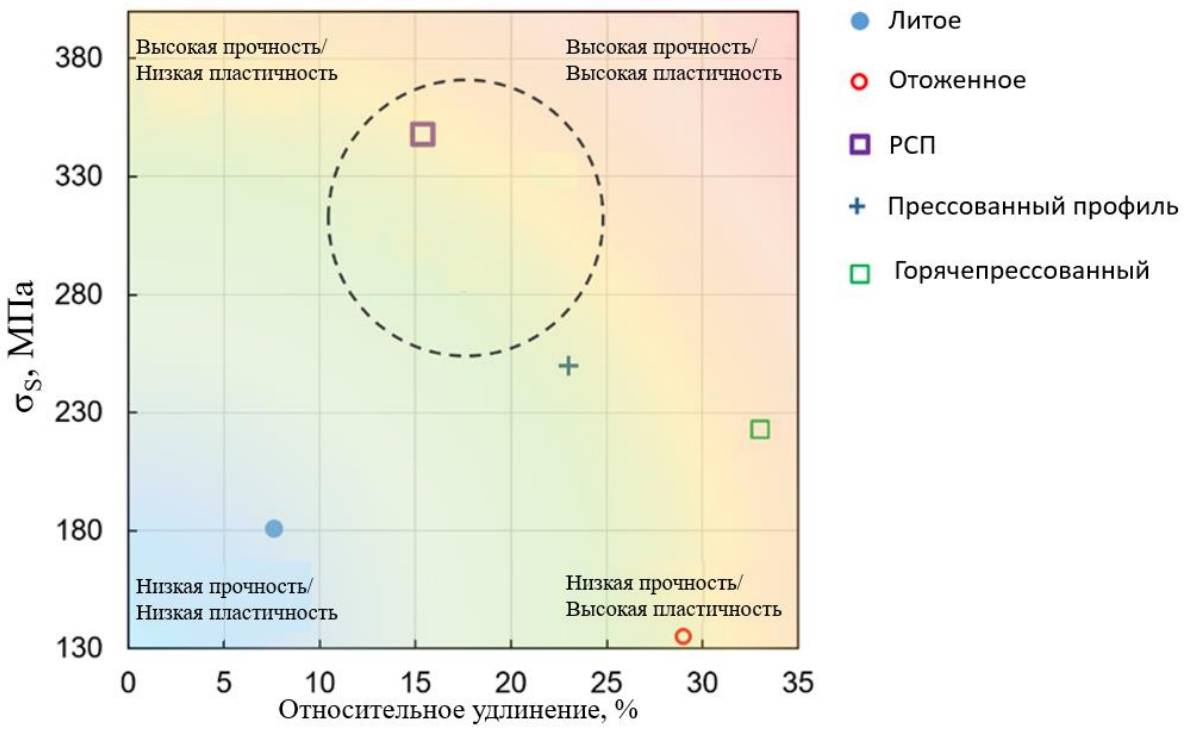


Рисунок 3.25 - Сравнение механических свойств сплава Al-Mg-Sc, обработанного различными методами деформации: литье [91], отжиг [92], РСП, Профиль прессованный [93], Горячепрессованный [94]

3.6 Технологическая схема для изготовления прутков малого диаметра из алюминиевого сплава 01570 методом РСП

Изготовление прутков было проведено на кафедре ОМД НИТУ МИСИС. По результатам исследования была предложена технологическая схема для изготовления прутков диаметром менее 18 мм из алюминиевого сплава 01570 (рисунок 3.26).

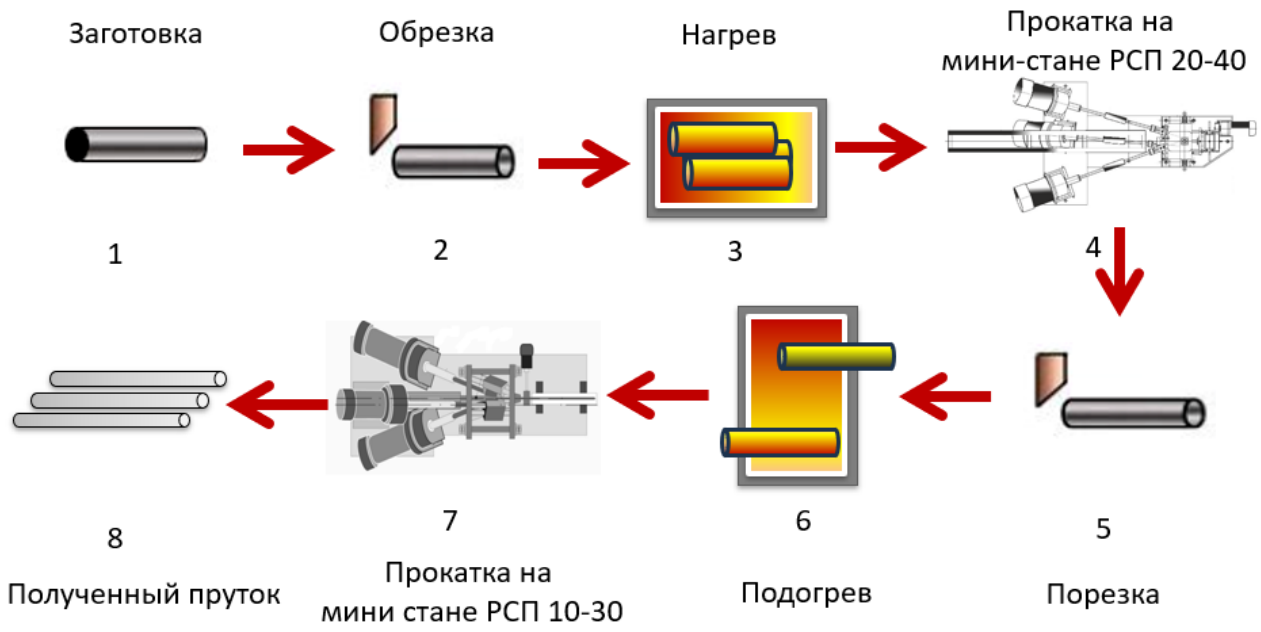


Рисунок 3.26 – Технологическая схема для изготовления прутков малого диаметра из алюминиевого сплава 01570 методом РСП

Перед прокаткой заготовка нагревается в печи до температуры прокатки (3) для выравнивания температуры по всему объему. После достижения температуры прокатки производится выдержка в печи 1,5 ч. Для получения прутков диаметром >18 мм процесс прокатки производится на мини – стане РСП 20-40 за определенное количество проходов (4). При необходимости заготовка подвергается подогревам. Для получения прутков диаметром < 18 мм заготовка отрезается по заданному размеру (5). Последовательно проводится нагрев до температуры прокатки (6). Прутки диаметра до 10 мм (8) получают в процессе прокатки на мини – стане РСП 10-30 (7).

ГЛАВА 4. РАДИАЛЬНО-СДВИГОВАЯ ПРОКАТКА ОПЫТНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ca-La-Mn

4.1 Анализ реологических свойств нового Al-Ca-La-Mn сплава. Расчет параметра Зинера-Холломона

Перед проведением расчета параметра Зинера-Холломона для данной новой группы сплавов были проведены исследования реологических свойств. Испытания на реологические свойства сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn (таблица 4.2) при одноосном сжатии были проведены при температурах 300-350-400-450 ^{0}C и скоростях деформации 0.1-1-10 с$^{-1}$. Результаты испытаний представлены на рисунке 4.1.

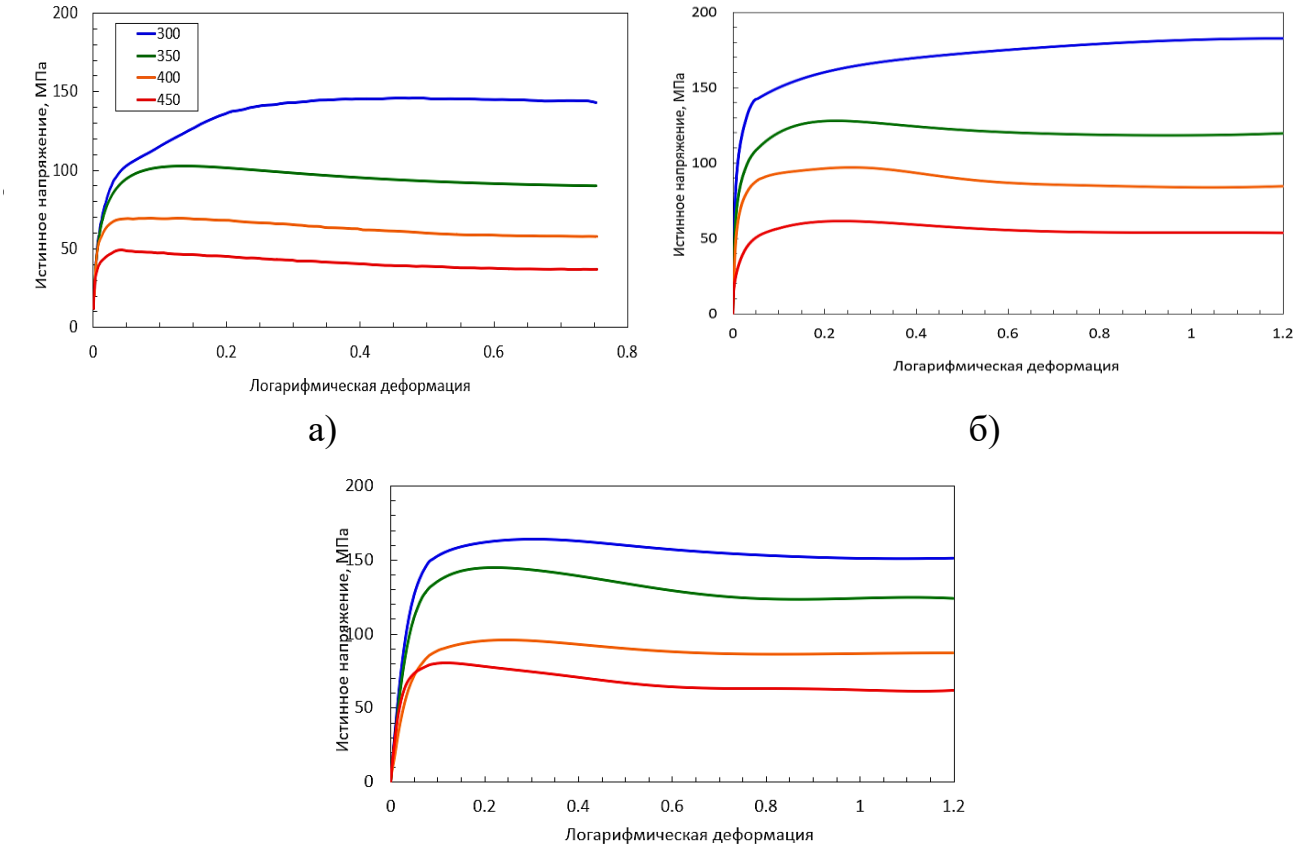


Рисунок 4.1 – Испытание на реологические свойства сплава Al-3Ca-2La-,5Mn при температурах 300-350-400-450 ^{0}C и скоростях 0.1 с$^{-1}$ (а); 1 с$^{-1}$ (б) и 10 с$^{-1}$ (в)

Аналогичным образом проводили расчет параметра Зинера-Холломона и для сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn. Коэффициенты η', β, α и n в формулах 2.8-2.10 для сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn составляют 13,6; 0,13; 0,009 и 9,8, соответственно.

Энергия активации процесса пластической деформации Q, определенная при помощи построения графиков зависимостей $\ln[\sinh(\alpha\sigma_s)] - 1/T$, $\ln(\sigma) - 1/T$ и $\sigma - 1/T$ составляет 293,5; 306,2 и 303,6 кДж/моль, соответственно. Далее получали параметры модели горячей деформации сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn, представленные в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Параметры модели горячей деформации сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn

T, °C	$\dot{\varepsilon}$	Z			ln(Z)		
		Степенная функция	Экспоненциальная функция	Функция гиперболического синуса	Степенная функция	Экспоненциальная функция	Функция гиперболического синуса
450	0.1	1.37E+21	1.65E+20	8.86E+20	48.7	46.6	48.2
450	1	1.37E+22	1.65E+21	8.86E+21	51.0	48.9	50.5
450	10	1.37E+23	1.65E+22	8.86E+22	53.3	51.2	52.8
400	0.1	6.03E+22	6.21E+21	3.78E+22	52.5	50.2	52.0
400	1	6.03E+23	6.21E+22	3.78E+23	54.8	52.5	54.3
400	10	6.03E+24	6.21E+23	3.78E+24	57.1	54.8	56.6
350	0.1	4.89E+24	4.19E+23	2.95E+24	56.8	54.4	56.3
350	1	4.89E+25	4.19E+24	2.95E+25	59.2	56.7	58.6
350	10	4.89E+26	4.19E+25	2.95E+26	61.5	59.0	60.9
300	0.1	8.53E+26	5.90E+25	4.93E+26	62.0	59.3	61.5
300	1	8.53E+27	5.90E+26	4.93E+27	64.3	61.6	63.8
300	10	8.53E+28	5.90E+27	4.93E+28	66.6	63.9	66.1

В таблице 4.1 для различных условий деформации представлены значения параметра Зинера-Холломона, расположенные в порядке снижения. Отмечается, что режимам пластической деформации с близкими значениями параметра Зинера – Холломона соответствуют близкие значения экспериментальных характеристик, определяемыми по кривым деформации. Результаты расчета показывает, что наиболее близкие расчетные значения пиковых напряжений в сравнении с

экспериментальными значениями получаются при использовании экспоненциальной функции.

При сравнении значений параметра Зинера-Холломона Z с типом кривых деформации (рисунок 4.1), видно, что полное протекание процесса динамической рекристаллизации с выходом на установившиеся значения напряжения наблюдается в первых десяти режимах.

4.2 Радиально-сдвиговая прокатка опытных Al-Ca-La-Mn сплавов

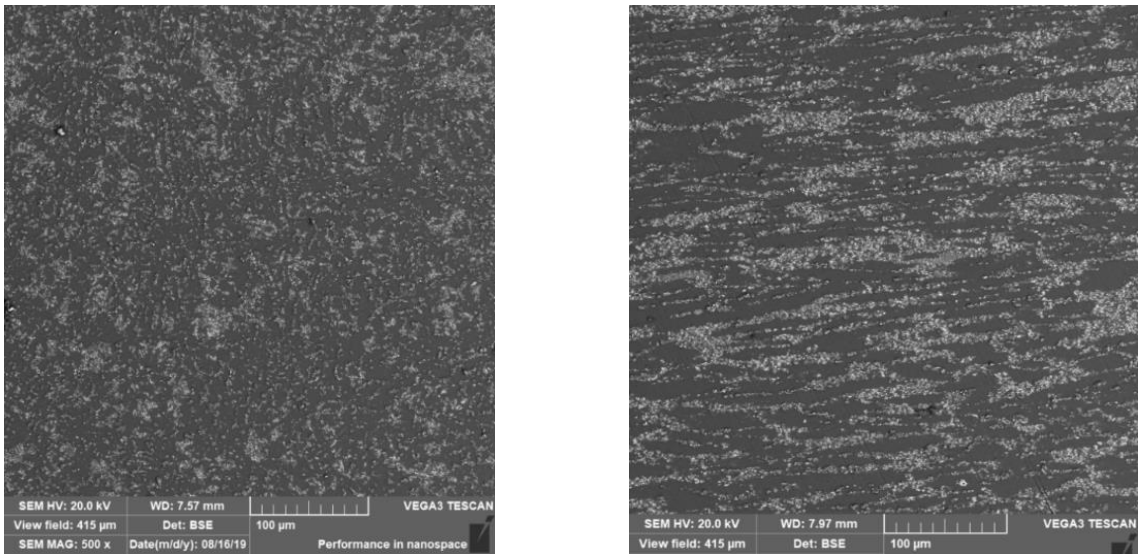
Цилиндрические слитки из сплавов Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn (таблица 4.2) после литья были обработаны методом радиально-сдвиговой прокатки по режиму 42-31-24-17-14-9 мм (суммарная степень деформации 95 %) при температурах 350-450 °С на мини-станах РСП 20-40 и РСП 10-30 с углом подачи β=20° и углом раскатки δ=7°. Скоростью вращения валков при прокатке на мини-стане РСП 20-40 составляла 60 об/мин, а при прокатке на мини-стане РСП 10-30 на последних двух проходах скорость вращения валков повышалась до 100 об/мин. Коэффициент вытяжки за один проход выбран в диапазоне 1,4-2,5, исходя из условия получения качественной поверхности и точных геометрических размеров прутка, а также ограничения интенсивного роста температуры вследствие деформационного разогрева.

Таблица 4.2 – Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация масс.%					
	Al	Ca	La	Mn	Si	Fe
Al-3Ca-2La-1,5Mn	Ост.	3,30	2,24	1,26	0,1	0,07
Al-3Ca-1La-1,5Mn	Ост.	3,14	1,05	1,38	0,1	0,07
Al-3Ca-0,5La-1,5Mn	Ост.	3,14	0,53	1,28	0,1	0,05

Микроструктура после радиально-сдвиговой прокатки сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn при 450 °С в поперечном и продольном направлениях представлены на

рисунке 4.2. Можно видеть характерную для эвтектических сплавов деформированную структуру, состоящую из дендритов алюминиевого твердого раствора и эвтектических колоний по границам дендритных ячеек, вытягивающихся в направлении прокатки. Согласно ранее полученным результатам [95] эвтектика в сплавах данной группы образована интерметаллидным соединением $Al_4(Ca,La)$, объемная доля которого достигает ~10 %.



а) б)

Рисунок 4.2 - Микроструктура в поперечном (а) и продольном (б) сечении прутка диаметром 9 мм после радиально-сдвиговой прокатки сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn при 450 ˚С

После прокатки была измерена твердость в поперечном сечении заготовки. Результаты измерения показывают, что при прокатке при температуре нагрева заготовки 450 ˚С твердость не одинакова по сечению, максимальная твердость достигается ~ 55±5 HV в средней области заготовки (рисунок 4.3).

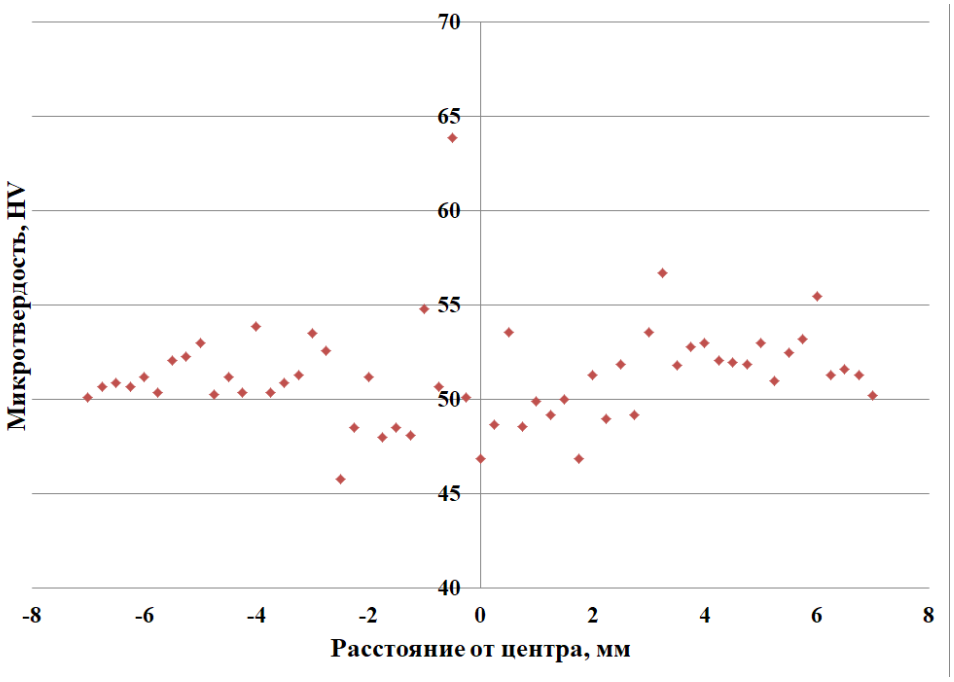


Рисунок 4.3 - Распределение микротвердости вдоль диаметра 14 мм прутков из сплавов Al-3Ca-2La-1,5Mn

Для снижения себестоимости экспериментальных сплавов дальнейшие исследования проводились для композиций, отличающихся от базового более низким содержанием лантана в диапазоне 0,5-1,0 масс.% [95].

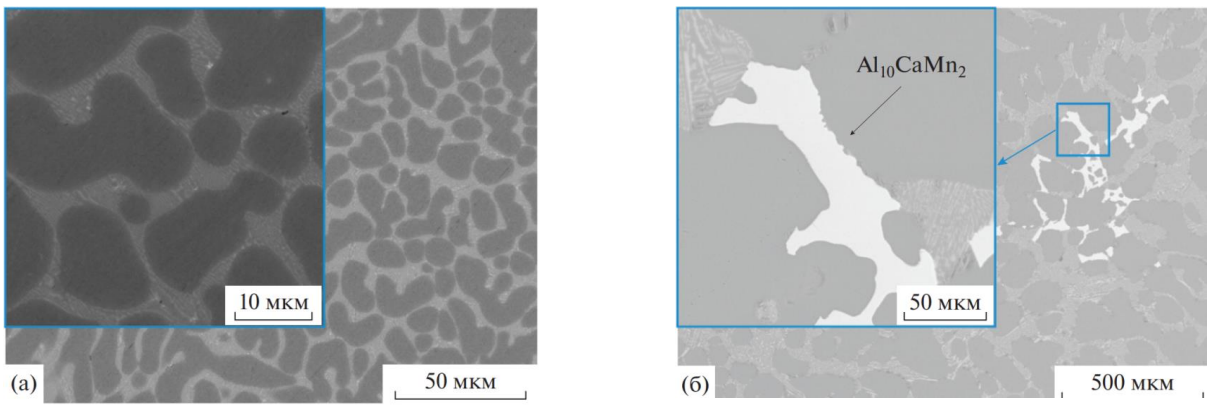


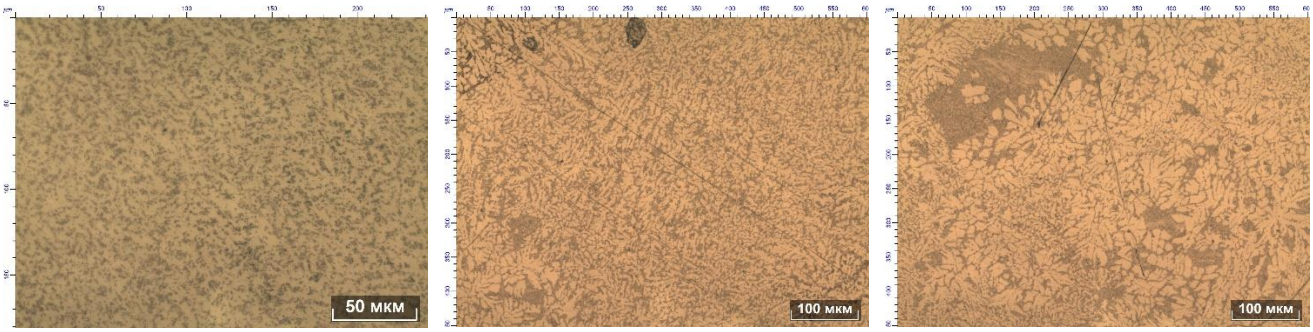
Рисунок 4.4 – Структура сплава Al-3Ca-0,5La-1,5Mn в литом состоянии при охлаждении со скоростью ~ 10 ^{0}C/c (а) и ~ 0,01 ^{0}C/c (б)

Микроструктурные исследования показывают, что сплав Al-3Ca-0,5La-1,5Mn (таблица 4.2) имеет в литом состоянии типичную доэвтектическую структуру (рисунок 4.4), где более светлые эвтектические области (колонии)

окружают области алюминиевого твердого раствора. Исходя из имеющихся данных и результатов МРСА, эвтектические частицы в виде компактных колоний сформированы алюмокальциевыми интерметаллидами Al_4(Ca,La) со средним характерным размером менее 1 мкм [95].

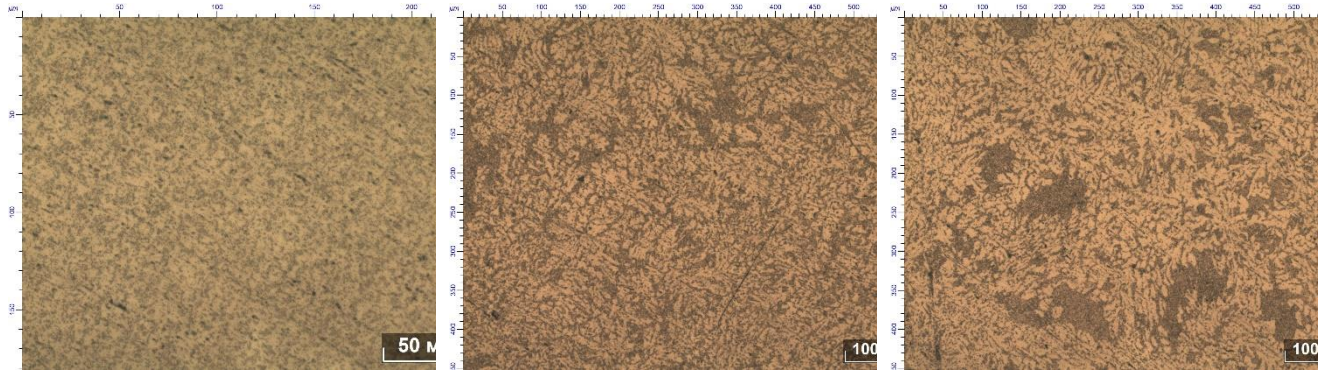
В процессе деформационной обработки методом РСП сплавы с концентрацией лантана 0,5 и 1,0 масс. %, аналогично ранее изученному сплаву Al-3Ca- 2La-1,5Mn, демонстрируют высокую технологичность.

На рисунке 4.5-4.6 представлена структура сплавов с концентрацией лантана 0,5 и 1 % после прокатки при температуре 350 ^{0}C. В приповерхностной области процесс динамической рекристаллизации, вероятно, успевает проходить полностью, что обеспечивает равномерное распределение эвтектических включений по сечению. В промежуточной области динамическая рекристаллизация происходит частично, а в центре практически полностью подавлена, поэтому микроструктура в этой области слабо отличается от исходной литой.



а) б) в)

Рисунок 4.5 – Структура в поперечном сечении прутка диаметром 10 мм сплава Al-3Ca-0,5-La-1,5Mn после РСП в приповерхностной (а), на середине радиуса 1/2R (б) и в центральной (в) областях



а) б) в)

Рисунок 4.6 – Структура в поперечном сечении прутка диаметром 10 мм сплава Al-3Ca-1La-1,5Mn после РСП в приповерхностной (а), на середине радиуса 1/2R (б) и в центральной (в) областях

Прутки сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn диаметром 10 мм после прокатки методом РСП при температуре 450 ^{0}C подвергали механическим испытаниям на одноосное растяжение. Результат испытания представлены в таблице 4.3. Видно, что после прокатки при высокой температуре (450 ^{0}C), сплав обладает средними прочными свойствами и высоким относительным удлинением.

Таблица 4.3 – Механические свойства сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn после РСП при температуре 450 ^{0}C

Сплав	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Al-3Ca-2La-1,5Mn	162±4	100±5	17,5±3,0

Механические свойства сплавов системы Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn (таблица 4.2) после прокатки при более низкой температуре (350 ^{0}C) представлены в таблице 4.4. При температуре прокатки 350 ^{0}C прочные свойства сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn в сравнении с температурой 450 ^{0}C увеличиваются более, чем на 50 %. При этом пластичность уменьшается незначительно.

Таблица 4.4 – Механические свойства сплавов системы Al-Ca-La-Mn после прокатки при температуре 350 ^{0}C

№	Сплав	$\sigma_{B,}$ МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
1	Al-3Ca-0,5La-1,5Mn	230	160	18,0
2	Al-3Ca-1La-1,5Mn	230	158	23,0
3	Al-3Ca-2La-1,5Mn	240	166	13,4

Результаты испытаний показывает, что уменьшение содержания лантана в сплавах системы Al-Ca-La-Mn приводит к незначительному уменьшению прочностных свойств, а относительное удлинение увеличивается на 9,7 % (для сплава с 1% La) и 4,8 % (для сплава с 0,5 % La)

Механические свойства данных сплавов можно сравнить со сплавами системы 6XXX (сплав 6063- EN -755-2) (таблица 4.5).

Таблица 4.5 – Сравнение механических свойств алюминиевых сплавов системы Al-Ca-La-Mn со сплавом 6063 (EN-755-2)

№	Сплав	$\sigma_{B,}$ МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
1	Al-3Ca-0,5La-1,5Mn	230	160	18,0
2	Al-3Ca-1La-1,5Mn	230	158	23,0
3	Al-3Ca-2La-1,5Mn	240	166	13,4
4	6063 (T_6)	215	170	10,0
5	6063(T_{66})	245	200	10,0

Алюминиевый сплав 6063 системы Al-Mg-Si после термообработки по режиму Т6 (искусственное старение после деформации) имеет предел прочности 215 МПа, предел текучести 170 МПа и относительное удлинение 10%. Предел прочности и относительное удлинение сплава 6063 уступают сплавам системы Al-Ca-La-Mn, но предел текучести выше. А после термообработки Т66 (естественное старение), предел прочности сплава 6063 незначительно (3,8 %) выше, чем у сплава

Al-3Ca-2La-1,5Mn, предел текучести выше на 17,6 %, при этом относительное удлинение меньше на 3,4 %. Поскольку для новых сплавов Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn для достижения таких механических свойств не требуется упрочняющей термической обработки, при производстве такое преимущество приведет к экономии времени и энергии и соответствующему снижению стоимости продукции.

4.3 Радиальная сдвиговая прокатка прутков из алюминиевого сплава Al-3Ca-2La-1,5Mn с большим обжатием на специальных валках

Для некоторых сплавов с высокой пластичностью, как углеродистые и низколегированные стали, можно применять метод РСП с высокими обжатиями (коэффициент вытяжки 4-6). А для других материалов для получения такого же суммарного коэффициента вытяжки нужно больше проходов с меньшими обжатиями. Деформация с большой степенью деформации не только экономит время, но и снижает затраты на производство.

Таким образом, целью данного раздела являлась экспериментальная проверка возможности радиально-сдвиговой прокатки с высоким обжатием алюминиевого эвтектического сплава Al-3Ca-2La-1Mn и анализ изменения микроструктуры.

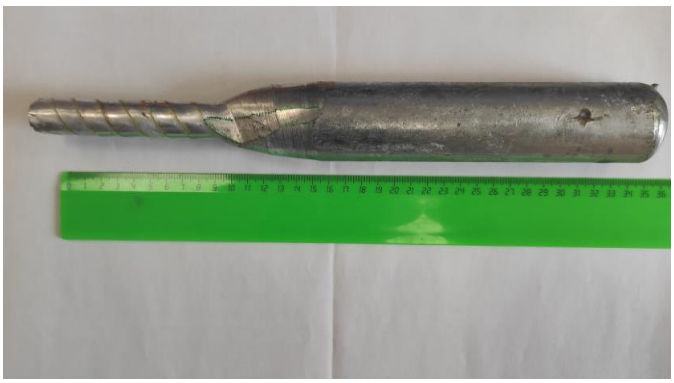
Для проведения экспериментального исследования использовались цилиндрические литые заготовки диаметром 42 мм. После этого заготовки подвергались предварительному отжигу в течение 3 ч при температуре 350 ^{0}C.

Прокатку осуществляли на мини-стане РСП 20-40. Для этого были изготовлены валки со специальной калибровкой (рисунок 4.7). Прокатку осуществляли в 1 проход с диаметра 42 до диаметра 20 мм.

Деформация в процессе РСП была остановлена, чтобы получить недокатанный образец, который фиксирует фактический очаг деформации (рисунок 4.7б). Образец разрезали на участки для измерения твердости и анализа микроструктуры в различных зонах очага деформации.



а)



б)

Рисунок 4.7 - Валки со специальной калибровкой, использованные для радиально-сдвиговой прокатки с высоким обжатием (а) и внешний вид полученного образца (б)

На рисунке 4.8 показаны участки, на которых измерялась микротвердость. Сечения определяются по состоянию деформации вдоль оси прокатки: 1 – преддеформация; 2 – начало деформации; 3 – наивысшая степень деформации; 4 – последняя стадия деформации; 5 – после деформации. Различие микротвердости обнаружено между тремя зонами в каждом сечении: в центре, на 0,5 радиуса и у поверхности. Также микротвердость измерялась по двум направлениям, как показано на рисунке 4.8. Нормальное направление, где кромка не связана с валком (синяя стрелка); и направление деформации, где кромка находится под давлением прокатки (красная стрелка).

Анализ микроструктуры проводили на первом, четвертом и пятом образцах. После процесса шлифовки и полировки образцы травили реактивом Келлера. Микроструктуру анализировали с помощью оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Lab.A1. Микроструктуру наблюдали у первого и пятого образцов в центре (C1, C5) и у поверхности (R1, R5). Для четвертого образца микроструктура наблюдалась в центре (C4), у поверхности свободной краевой зоны (R4) и, кроме того, у поверхности зоны деформации (D4).

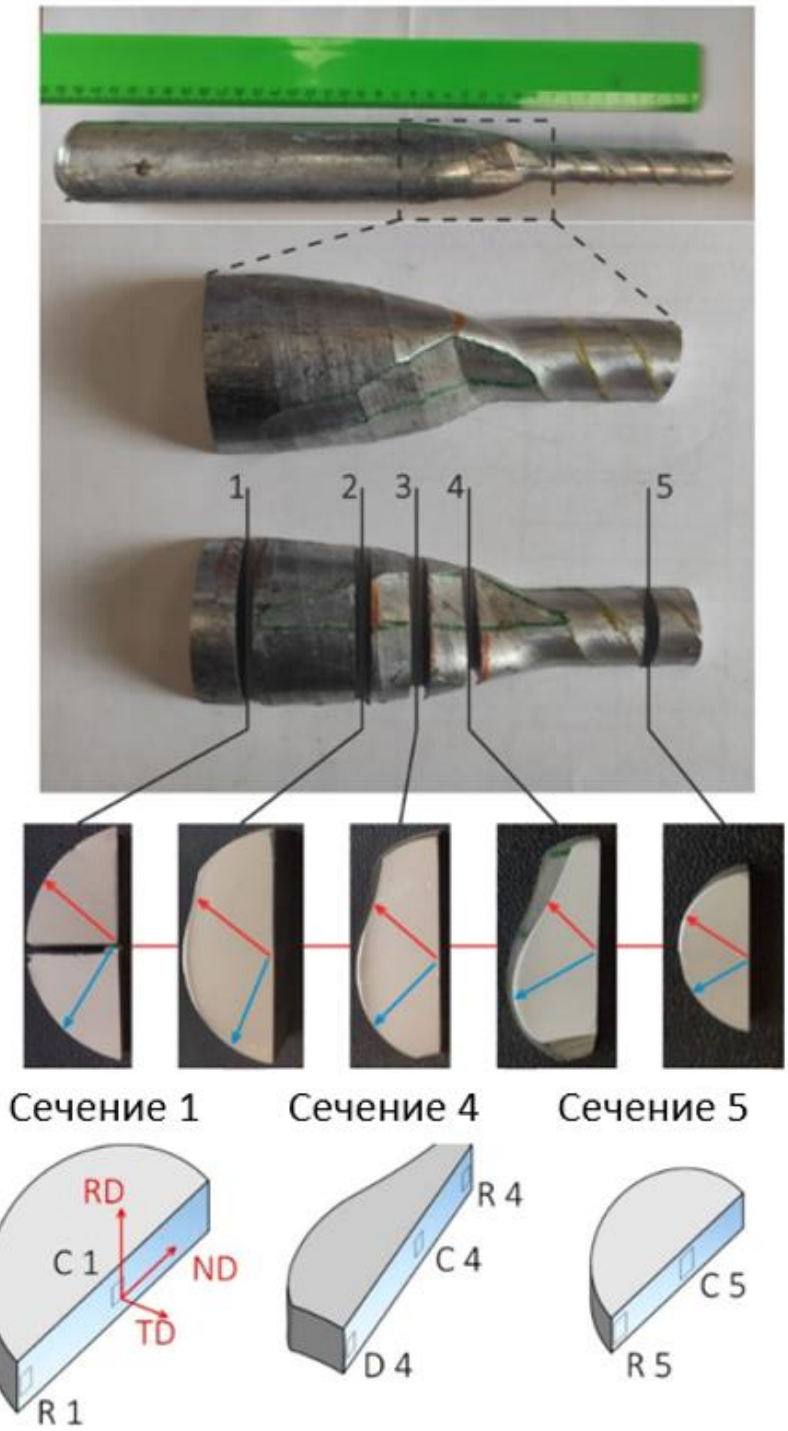


Рисунок 4.8 - Схема вырезки образцов и направление измерений

В сечении 1 микроструктура как в центре, так и на краю заготовки слабо отличается от литого состояния, и образована дендритами алюминиевого твердого раствора, по границам которого расположены эвтектические колонии с тонкодисперсной структурой (рисунок 4.9). В центральной части промежуточного сечения 4 дендритная структура (рисунок 4.9), характерная для литого состояния,

остается практически неизменной. Последнее обстоятельство хорошо сходится с данными твердости, которая едва достигает (~57 HV). По краям данного сечения наблюдается отличная структура, характеризующаяся равномерным распределением эвтектических включений в алюминиевой матрице, для которой исходная дендритная структура более не наблюдается (рисунок 4.9). Подобное изменение микроструктуры является следствием развития интенсивной деформации в данной области, что также хорошо согласуется с результатами твердости, достигающими максимального значения ~70-85 HV в силу интенсивного развития деформационного упрочнения. В сечении 5, то есть на выходе из зоны деформации, структура в центральной части претерпевает дополнительную деформацию, приводящую к формированию некоторой волокнистости, при этом исходную дендритную литую структуру все еще можно хорошо различить (рисунок 4.9). Структура вблизи края, также как и для предыдущего сечения, характеризуется равномерно распределенными эвтектическими включениями в алюминиевой матрице. Суммарная накопленная степень деформации в данной области достигает максимального значения (~11), что в совокупности с интенсивным деформационным разогревом приводит к развитию процессов возврата и к соответствующему наблюдаемому снижению твердости (~70 HV).

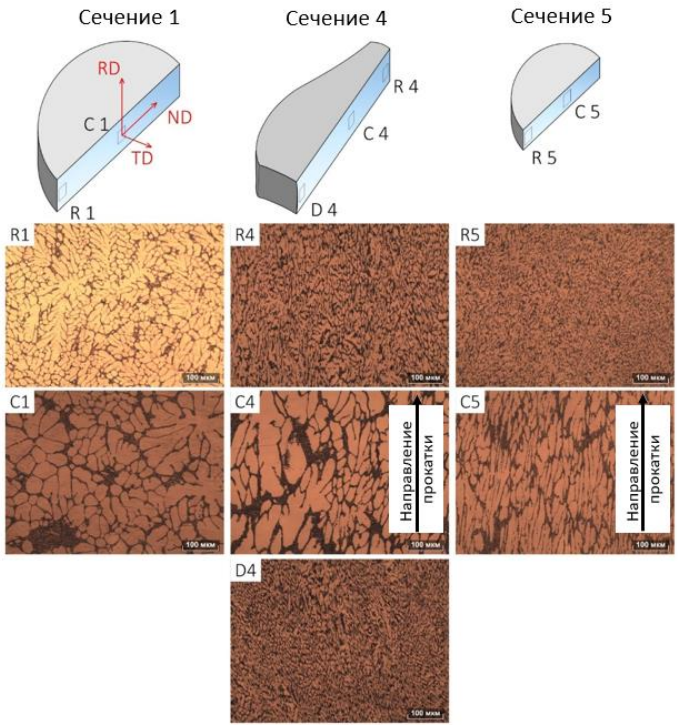
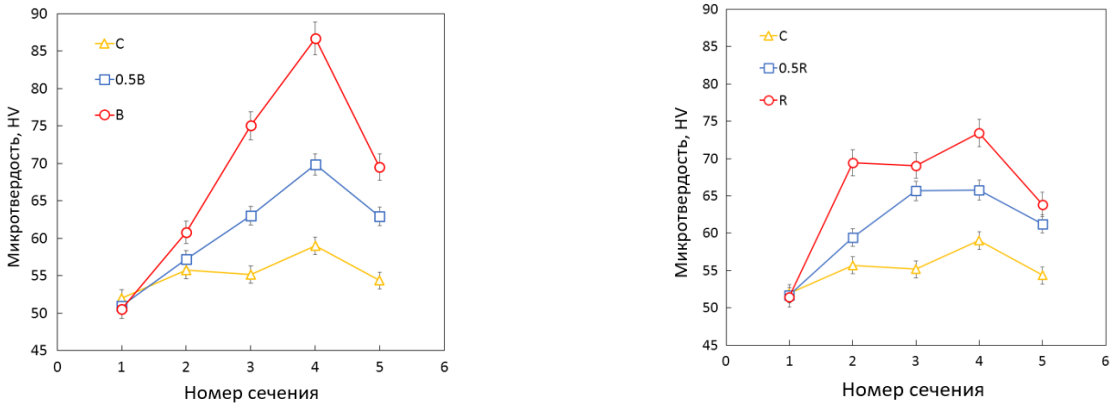


Рисунок 4.9 - Оптическая микроструктура сплава Al-3Ca-2La-1Mn (масс. %) в различных сечениях

Данные измерения твердости могут дать начальное представление об однородности микроструктуры различных точек на разных участках валка в процессе прокатки. На рисунке 4.10 показаны результаты измерения твердости в двух направлениях: 1 - в направлении контакта с валком; 2 - в направлении свободной поверхности между валками. В сечении 1 твердость заготовки равномерна по сечению и составляет 50-52 HV, что соответствует литому состоянию материала после гомогенизации. Далее в сечениях 2-4 происходит резкое возрастание твердости, в особенности в зоне контакта с валком (рисунок 4.10а, кривой В). Твердость по сечению распределена неравномерно с максимальными значениями на поверхности и минимальными в центре заготовки.

Стоит отметить, что для поверхности заготовки (и в меньшей степени для зоны вблизи середины радиуса) наблюдается разница в твердости для разных направлений (Рисунок 4.10а и б).



а) б)

Рисунок 4.10 - Распределение микротвердости в направлении деформации (а) и в направлении свободного края (б)

В направлении контакта с валком, как было отмечено, твердость возрастает стремительно от 1 до 4 сечения, что соответствует максимальному обжатию в очаге деформации. Здесь твердость достигает 87 HV на поверхности и только 55 HV в центре заготовки. Напротив, в направлении свободной зоны без контакта с валком твердость у поверхности сначала резко возрастает до сечения 2, а затем в сечениях 3 и 4 меняется незначительно (70-75 HV). Данный факт может говорить о микроструктурных превращениях, происходящих динамически в очаге деформации. В зоне деформации валком происходит интенсивное деформационное упрочнение и дробление микроструктуры за счет сочетания большого обжатия и сдвиговых деформаций. В то время как на участке между валками происходят процессы динамического разупрочнения, которые снижают твердость в этом сечении.

В сечении 5, которое соответствует концу калибрующего участка валка, происходит снижение твердости и выравнивание ее по двум направлениям измерения (Рисунок 4.10, сечение 5). Неравномерность по поперечному сечению заготовки также сокращается и составляет в среднем 10 HV.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Для изученных алюминиевых сплавов, включающих марочный сплав 01570 и опытные сплавы на базе системы Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn, продемонстрирована и обоснована возможность изготовления качественных прутков диаметров менее 18 мм с высоким уровнем механических свойств с использованием метода радиально-сдвиговой прокатки (РСП) при варьируемых режимах деформационной обработки.

2. Для экспериментальных сплавов проведены механические испытания для определения реологических свойств, с использованием которых методом конечно-элементного математического моделирования, реализованного в программе QForm, изучено влияние варьируемых параметров деформационной обработки (температура, скорость и степень деформации) на напряженно-деформированное состояние (накопленная степень деформации, характер и величина действующих напряжений) и распределение температурного поля в очаге деформации в процессе получения прутков малых диаметров методом радиально-сдвиговой прокатки.

3. На основании анализа траекторий истечения деформируемого металла в очаге деформации выявлены и описаны особенности процесса радиально-сдвиговой прокатки и их влияние на параметры формоизменения. Поверхностные слои металла характеризуются цикличностью изменения параметров температуры и напряжений, амплитуда которых зависит от управляемых технологических факторов (температура и скорость прокатки, режим обжатий), а центральные слои подвержены монотонному изменению.

4. Показано, что изменение температурного поля в очаге деформации в процессе РСП изучаемых сплавов носит сложный характер, связанный с интенсивным деформационным разогревом и одновременным теплообменом заготовки с инструментом и окружающей средой. Установлено, что при характерной для сплавов типа 01570 температуре деформации 400 °С практически все поперечное сечение заготовки имеет повышенную температуру 410-420 °С. При снижении температуры деформации до 300 и 250 °С зоны нагрева

локализуются в кольцевой зоне, приближенной к поверхности, тогда как центральная часть имеет более низкую температуру.

5. На основе расчетных и экспериментальных исследований произведено обоснование режима деформационной обработки экспериментальных сплавов для получения прутков диаметров менее 18 мм методом РСП. В частности, для марочного сплава 01570 предложена технологическая схема, включающая горячую радиально-сдвиговую прокатку при начальной температуре исходной заготовки 250-400 °С, угле подаче 20 °, угле раскатки 7 °, среднем коэффициенте выдержки за проход 1,8 и частоте вращения валков 60-100 об/мин. Для опытных модельных сплавов Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn произведено изучение возможности получения прутков методом РСП при температурах 250-450 °С, угле подаче 20 °, угле раскатки 7 °, среднем коэффициенте вытяжки за проход 1,8 и частоте вращения валков 60-100 об/мин. Показано, что во всем изученном диапазоне режимов возможно получение требуемых цилиндрических прутков без видимых дефектов геометрии или структуры металла, но отличающихся уровнем механических свойств.

6. Анализ влияния варьируемых параметров деформационно-термической обработки на структуру получаемых заготовок показал, что РСП сплавов приводит к формированию градиентной зеренной структуры. В частности, приповерхностные слои сплава 01570, подвергнутого РСП при 300 °С, характеризуются образованием рекристаллизованной мелкозернистой структуры со средним размером зерна менее 1 мкм, тогда как вблизи центра прутка наблюдается формирование деформированной волокнистой структуры зерен. Сохранение дисперсной рекристаллизованной структуры в приповерхностных слоях обрабатываемых сплавов является прямым следствием высокой гетерогенности структуры, образованной наночастицами фазы $L1_2$ в сплаве 01570 и эвтектическими частицами фазы $Al_4(Ca,La)$ в сплавах на основе системы Al-Ca-La-Mn.

7. На основе полученных данных произведен выбор наиболее перспективных режимов деформационно-термической обработки, обеспечивающих наилучший комплекс механических свойств заготовок из экспериментальных сплавов. В

частности, для марочного сплава 01570 предложен режим деформационной обработки, включающий радиально-сдвиговую прокатку при 300 °С со средним коэффициентом вытяжки за проход 1,8 и частоте вращения валков 60-100 об/мин. В результате деформационной обработки получены прутки диаметром 10 мм, обладающие следующим уровнем механических свойств: $\sigma_в$~ 436 МПа, $\sigma_{0,2}$ ~ 350 МПа, относительное удлинение 15,5 %.

8. Наиболее оптимальное сочетание механических свойств полученных прутков из сплавов Al-3Ca-(0,5-2)La-1,5Mn установлено в случае РСП при минимально рассмотренной начальной температуре исходной заготовки 350 °С, среднем коэффициенте вытяжки за проход 1,8 и частоте вращения валков 60-100 об/мин, обеспечивающих достижение в деформированном полуфабрикате конечного диаметра 9 мм следующего сочетания механических свойств: $\sigma_в$~ 230-240 МПа, $\sigma_{0,2}$ 160-165 МПа и относительное удлинение 13-23 %. Полученный уровень свойств прутка после РСП близок со свойствами прессованных прутков из марочного сплава типа 6063 после полного цикла упрочняющей термической обработки, включающей закалку и старение.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Полухин, П.И. Обработка металлов давлением в машиностроении/ П.И. Полухин, В.А. Тюрин, П.И. Давидков, Д.Н. Витанов –М.: Машиностроение. – 1983. – 279 с.

2. Белов, Н. А. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования/ Н. А. Белов, Е. А. Наумов, Т. К. Акопян// изд. «Руда Металлы». - 2016.-256 с.

3. Zhang, L. Mechanical properties of Al–Mg alloys with equiaxed grain structure produced by friction stir processing/ L. Zhang, C.Y. Liu, B. Zhang, H.F. Huang, H.Y. Xie, K. Cao// Materials Chemistry and Physics. - 2023. - Vol. 294. - P. 127010.

4. Min-Seok Baek. Microstructures, tensile properties, and strengthening mechanisms of novel Al-Mg alloys with high Mg content/ Min-Seok Baek, Abdul Wahid Shah, Young-Kyun Kim, Shae-K. Kim, Bong-Hwan Kim, Kee-Ahn Lee// J. Alloys and Compounds. – 2023. – Vol. 950. – P. 169866.

5. Kwangtae Son. Mg effect on the cryogenic temperature toughness of Al-Mg alloys/ Kwangtae Son, Michael E. Kassner, Tae-Kyu Lee, Ji-Woon Lee// Materials & Design. – 2022. – Vol. 224. – P. 111336.

6. Dengshan Zhou. Influence of Mg on tensile deformation behavior of high Mg-content Al-Mg alloys/ Dengshan Zhou, Xiuzhen Zhang, Hao Wang, Yue Li, Binhan Sun, Deliang Zhang// Int. J. Plasticity. – 2022. – Vol. 157. – P. 103405.

7. Heng-Bin Liao. Grain refinement of Mg-Al binary alloys inoculated by in-situ oxidation/ Heng-Bin Liao, Li-Ling Mo, Cheng-Bo Li, Mei-Yan Zhan, Jun Du// Trans. Nonferrous Metals Society of China. – 2022. – Vol. 32 (10). – P. 3212-3221.

8. Sasaki, T.T. Deformation induced solute segregation and G.P. zone formation in Mg-Al and Mg-Zn binary alloys/ T.T. Sasaki, J.Y. Lin, Peng Yi, Kazuhiro Hono// Scripta Materialia. – 2022. – Vol. 220. – P. 114924.

9. Tingting Liu. Role of Al in the Solution Strengthening of Mg–Al Binary Alloys/ Tingting Liu, Yanglu Liu, Lu Xiao, Bo Song// Metals. – 2022. – P. 84.

10. Bowei Yang. Dynamic recrystallization behavior and mechanical properties response of rheo-extruded Al–Mg alloys with various Mg contents/ Bowei Yang, Minqiang Gao, Yu Wang, Renguo Guan// Mater. Sci. Eng. A. - 2022. - Vol. 849. - P. 143450.

11. Бронз, А.В. Сплав 1570с — Материал для герметичных конструкций перспективных многоразовых изделий ркк «энергия»/ В.И. Ефремов, А.Д. Плотников, А.Г. Чернявский // Космическая техника и технологии - 2014.- №. 4(7) –сс. 62-67.

12. Elagin, V.I. Treshchinostoikost' listov iz splavov Al–Mg–Sc [Crack resistance of sheets of Al–Mg–Sc alloys]/ E.I. Shvechkov, Yu.A. Filatov, V.V. Zakharov//. Tekhnologiya legkikh splavov – 2005. - №. 1–4. - pp. 40–44.

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

14. Igor Lazarevich Konstantinov. Study the influence of scandium content and annealing regimes on the properties of alloys 1580 and 1581/ Igor Lazarevich Konstantinov, Pavel Olegovich Yuryev, Vladimir Nikolaevich Baranov, Aleksandr Innokentyevich Bezrukikh, Sergey Borisovich Sidelnikov, Tamara Aleksandrovna Orelkina, Marina Vladimirovna Voroshilova, Maxim Yurievich Murashkin, Yuriy Viktorovich Baykovskiy, Evgeniy Gennadyevich Partyko, Nikita Andreevich Stepanenko, Yulbarskhon Nabievich Mansurov// Int. J. of Lightweight Materials and Manufacture.- 2023. – Vol. 6. – C.15-24.

15. Gang Wang. The intrinsically quasi-isotropic tensile properties of as-fabricated Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy produced by selective laser melting/ Gang Wang, Shuai Zhang, Tong Liu, Feng Peng, Jianzhou Long// J. Alloys and Compounds. - 2023. – Vol. 947. – P. 169707.

16. Сидельников, С.Б. Разработка, моделирование и исследование технологии получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из алюминиево-магниевого сплава с низким содержанием скандия/ С.Б. Сидельников,

О.В. Якивьюк, В.Н. Баранов, Е.Ю. Зенкин, И.Н. Довженко// Известия вузов. Цветная металлургия. – 2019. - №. 6. – С. 51-59.

17. Baranov, V. N. The research of the cold rolling modes for plates of aluminum alloy sparingly doped with scandium/ V. N. Baranov, E. Yu. Zenkin, I. L. Konstantinov, S. B. Sidelnikov//Non-Ferrous Metals. – 2019. - №. 2. – С. 48-52.

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

19. Филатов, Ю.А. Развитие представлений о легировании скандием сплавов Al-Mg / Ю.А. Филатов // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 19–22.

20. 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.

21. Long Jiang. Study on Sc Microalloying and Strengthening Mechanism of Al-Mg Alloy/ Long Jiang, Zhifeng Zhang, Yuelong Bai, Shilin Li and Weimin Mao// Crystals. - 2022. - Vol. 12 (5).- P. 673.

22. Якивьюк, О.В. Разработка технологии получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-Mg, легированных скандием, и исследование их свойств : диссертация ... кандидата технических наук : 05.16.05/ О.В. Якивьюк//Красноярск.-2018. С148.

23. Андреев, В.В. Экспериментальное исследование прокатываемости алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc/ В.В. Андреев, А.Н. Головко// Вісник Національного технічного університету «ХІІІ». Збірник наукових праць. Тематичний випуск: Нові рішення в сучасних технологіях. - 2010.- № 42. – С.14-19.

24. Dimatteo, V. Weldability and mechanical properties of dissimilar laser welded aluminum alloys thin sheets produced by conventional rolling and Additive Manufacturing/ V. Dimatteo, E. Liverani, A. Ascari, A. Fortunato// J. Mater. Proces. Tech. - 2022. - V. 302. - c. 117512.

25. Cui, L. Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys/ L. Cui, Z. Peng, Y. Chang, D. He, Q. Cab, X. Guo, Y. Zeng// Optics and Laser Technology. - 2022. - V. 150. - P. 107952.

26. Ascari, A. New possibilities in the fabrication of hybrid components with big dimensions by means of selective laser melting (SLM)/ A. Ascari, A. Fortunato, E. Liverani, A. Gamberoni, L. Tomesani// Phys. Procedia. - 2016. - V. 83. - P. 839–846.

27. Chen, L. Microstructural, porosity and mechanical properties of lap joint laser welding for 5182 and 6061 dissimilar aluminum alloys under different place configurations/ L. Chen, C. Wang, L. Xiong, X. Zhang, G. Mi// Mater. Design. - 2020. - V. 191. - P. 108625.

28. Летягин, Н.В. Влияние термодеформационной обработки на структуру и механические свойства сплава Al3Ca1Cu1.5Mn/ Н.В. Летягин, П.К. Шуркин, З. Нгуен, А.Н. Кошмин// ФММ. - 2021. - Т. 122. - С. 873–879.

29. Akopyan, T.K. Description of the new eutectic Al-Ca-Cu system in the Aluminum corner/ T.K. Akopyan, N.A. Belov, N.V. Letyagin, S.O. Cherkasov// Metals. - 2023., V. 13. – P. 802.

30. Shurkin, P.K. Remarkable thermal stability of the Al–Ca–Ni–Mn alloy manufactured by laser-powder bed fusion/ P.K. Shurkin, N.V. Letyagin, A.I. Yakushkova, M.E. Samoshina, D.Yu. Ozherelkov, T.K. Akopyan // Mater. Lett. - 2021. - V. 285. - P. 129074.

31. Акопян, Т.К. Анализ микроструктуры и механических свойств нового деформируемого сплава на основе ((Al) + Al4(Ca,La)) эвтектики/ Т.К. Акопян, Н.В. Летягин, Н.А. Белов, А.Н. Кошмин// ФММ. - 2020. - Т.121. № 9. - С. 1003–1008.

32. Akopyan, T.K. New Casting Alloys Based on the Al + Al4(Ca,La) Eutectic/ T.K. Akopyan, N.V. Letyagin, T.A. Sviridova, N.O. Korotkova, A.S. Prosviryakov// JOM. - 2020. - V. 72. - P. 3779–3786.

33. Akopyan, T.K. Al-matrix composite based on Al–Ca– Ni–La system additionally reinforced by L12 type nanoparticles/ T.K. Akopyan, N.A. Belov, E.A.

Naumova, N.V. Letyagin, T.A. Sviridova// Trans. Nonferrous Metals Soc. China. - 2020. - № 30. - P. 850–862.

34. Shurkin, P.K. Novel High-Strength Casting Al–Zn–Mg–Ca–Fe Aluminum Alloy without Heat Treatment/ P.K. Shurkin, N.A. Belov, A.F. Musin, A.A. Aksenov// Rus. J. Non-Ferrous Metals. - 2020. - V. 61. - P. 179–187.

35. Raabe, D. Strategies for improving the sustainability of structural metals/ D. Raabe, C.C. Tasan, E.A. Olivetti// Nature. - 2019. - V. 575. - P. 64–74.

36. Das, S.K. The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys/ S.K. Das, J.A.S. Green, J.G Kaufman // JOM. - 2007. - V. 59. - P. 47–51.

37. Das, S.K. Designing aluminium alloys for a recycling friendly world/ S.K. Das // Mater. Sci. Forum. - 2006. - V. 519–521. - P. 1239–1244.

38. Belov, N.A. Effect of scandium on the phase composition and hardening of casting aluminum alloys of the Al–Ca–Si system/ N.A. Belov, E.A. Naumova, V.V. Doroshenko, T.A Bazlova // Russ. J. Non-ferrous Metals. - 2016. - Vol. 57. - № 7. - P. 695–702.

39. Шуркин, П. К. Влияние кальция и кремния на структурные характеристики и материалы Al- сплава – 8% Zn – 3% Mg/ П. К. Шуркин, Н. А. Белов, А. Ф. Мусин, М. Е. Самошина// Физика металлов и металловедение. – 2020. - Т. 121. - № 2. - С. 149-156.

40. Белов, Н.А. Структура, фазовый состав и упрочнение алюминиевых сплавов системы Al-Ca-Sc-Mg/ N.A. Belov, Наумова Е.А., Базлова Т.А., Алексеева Е.В.// Физика металлов и металоведение. - 2016. - Т.117. - №2. - С. 208-215.

41. Belov, N.A. Effect of scandium on structure and hardening of AleCa eutectic alloys/ N.A. Belov, E.A. Naumova, A.N. Alabin, I.A. Matveeva // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 646. - P. 741-747.

42. Akopyana, T. K. Analysis of the Microstructure and Mechanical Properties of a New Wrought Alloy Based on the ((Al) + Al4(Ca, La)) Eutectic/ T.K. Akopyan, N. V. Letyagina, N. A. Belova, A. N. Koshmina, D. Sh. Gizatulina// Physics of Metals and Metallography. – 2020. – vol. 121(9). – P. 1003 -1008.

43. Akopyan, T.K. New eutectic type Al alloys based on the Al-Ca-La(-Zr, Sc) system/ T.K. Akopyan, N.V. Letyagin , N.A. Belov , P.K. Shurkin// Materials Today: Proceedings. – 2019. – Vol. 19 (5). – P. 2009-2012.

44. Akopyan, T.K. Effect of highpressure torsion on the precipitation hardening in Al–Ca–La based eutectic alloy/ T.K. Akopyan, N.A. Belov, A.A. Lukyanchuk, N.V. Letyagin, T.A. Sviridova, A. N. Petrova, A.S. Fortuna, A.F. Musin// Materials Science & Engineering A. – 2021. – Vol. 802. – P. 140633.

45. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы / Р. З. Валиев, И. В. Александров – М.: ИКЦ Академкнига, 2007.– 398с.

46. Сегал, Я.Е. Устройство для упрочнения материала давлением/ Сегал Я.Е., Щукин В.Я.// СССР № 492780 Опубл. 23.02.76. бюл. №43 /– С.2.

47. Langdon, T. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement / Langdon T. // Acta Materialia – 2013. – Т. 61 – С.7035–7059.

48. Salishchev, G. Development of Submicrocrystalline Titanium Alloys Using “abc” Isothermal Forging/ Salishchev G., Zherebtsov S., Valiakhmetov O., Galeyev R., Mironov S. // Materials Science Forum – 2004. – Т. 447–448 – С.459–464.

49. Terada, D. Microstructure and mechanical properties of commercial purity titanium severely deformed by ARB process / Terada D., Inoue S., Tsuji N. // Journal of Materials Science – 2007. – Т. 42 – С.1673–1681.

50. Бейгельзимер, Я.Е. Винтовая экструзия – процессы накопления деформации / Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков – Донецк: Фирма. ТЕАН, 2003.– 87с.

51. Та Динь Суан. Исследование и разработка технологического процесса получения прутков мелких сечений из биосовместимых сверхупругих сплавов нового поколения системы Ti-Zr-Nb с применением радиально-сдвиговой прокатки и ротационной ковки : диссертация кандидата технических наук : 05.16.05/ Та Динь Суан// Москва. – 2020. – с. 148.

52. Патент № RU 2293619 «Способ винтовой прокатки» - 2007.

53. Потапов, И.Н.Технология винтовой прокатки / И. Н. Потапов, П. И. Полухин// М.: Металлургия. - 1990.- Вып. 2. – 344с.

54. Galkin, S.P. Regulating radial-shear and screw rolling onthe basis of the metal trajectory// Steel in Translation. – 2004. – Т. 34. – № 7. – С.57–60.

55. Галкин, С.П. Способ винтовой прокатки/ С.П. Галкин - Патент России № 2293619. - 2007.

56. Потапов, И.Н. Способ получения круглого сортового проката/ И.Н. Потапов, С.П. Галкин, Е.А. Харитонов, В.К. Михайлов, В.П. Пахомов, В.С. Душин, П.М. Финагин, М.А. Минтаханов – Патент России № SU 1816236 A3. – 1990.

57. Negodin, D.A. Testing of the technology of radial-shear rolling and predesigning selection of rolling minimills for the adaptable production of titanium rods with small cross sections under the conditions of the "chmp" jsc/ D.A. Negodin, D.N. Khar'kovskii, I.A. Dubovitskaya, S.P. Galkin, E.A. Kharitonov, B.V. Karpov, P.V. Patrin// Metallurgist. – 2019. – № 62 (11-12). – p. 1133-1143.

58. Karpov, B.V. Radial-shear rolling of titanium alloy vt-8 bars with controlled structure for small diameter ingots (≤200 mm)/ B.V. Karpov, P.V. Patrin, S.P. Galkin, E.A. Kharitonov, I.B. Karpov//Metallurgist. – 2018. – № 61 (9-10). – p. 884 - 890.

59. Харитонов, Е.А. Об особенностях моделирования процесса радиально-сдвиговой прокатки прутков из сплава Ti-6Al-4V с помощью комплекса Deform-3D/ Е.А. Харитонов, П.Л. Алексеев, А.С. Хамраев , С.А. Усталов, М.Г. Петрень// Технология Легких Сплавов. – 2015. - № 1. – с. 48-51.

60. Харитонов, Е.А. Сравнение схем радиально-сдвиговой прокатки по основным параметрам процесса и формируемой структуре титановых прутков/ Е.А. Харитонов, В.А. Семенцов, В.С. Душин, А.В. Трубочкин, М.Г. Петрень/ Технология Легких Сплавов. – 2014. – № 2. – с. 96-100.

61. Харитонов, Е.А. Исследование теплового состояния титановых сплавов при радиально-сдвиговой прокатке/ Е.А. Харитонов, П.Л. Алексеев, В.П. Романенко, Р.И. Ахмедшин// Цветные Металлы. – 2008. - № 2. – с. 88-90.

62. Та Динь Суан. Влияние комбинации радиально-сдвиговой прокатки и ротационной ковки на напряженно-деформированное состояние прутковой

заготовки малого диаметра из титановых сплавов/ Та Динь Суан, В.А. Шереметьев, А.А. Кудряшова, С.П. Галкин, В.А. Андреев, С.Д. Прокошкин, В. Браиловский// Обработка металлов давлением. – 2020. - №. 2. – С. 22-31.

63. Панов, Е.И. Пластическое деформирование литейных заэвтектических силуминовых сплавов с высоким содержанием кремния/ Е.И. Панов// Москва. – 2012. – с. 286.

64. Gamin, Yu.V. Influence of the radial-shear rolling (RSR) process on the microstructure, electrical conductivity and mechanical properties of a Cu–Ni–Cr–Si alloy/ Yu.V. Gamin, Jairo Alberto Munoz Bolanos, A.S. Aleschenko, A.A. Komissarov, N. S. Bunits, D.A. Nikolaev, A.V. Fomin, V.V. Cheverikin// Materials Science & Engineering A. – 2021. – Vol. 822. – P. 141676.

65. Andrzej Stefanik. Changes in the Properties in Bimodal Mg Alloy Bars Obtained for Various Deformation Patterns in the RSR Rolling Process/ Andrzej Stefanik, Piotr Lech Szota, Sebastian Mróz, Marcin Wachowski// Materials. – 2022.- Vol. 15 (3). – P. 954.

66. Galkin, S.P. Analysis of Temperature Influence on Strain–Speed Parameters of Radial-Shear Rolling of Al-Zn-Mg-Ni-Fe Alloy/ Sergei P. Galkin, Yury V. Gamin and Tatiana Yu. Kin//Materials. – 2022. – Vol. 15. – P.7202.

67. Alexandr Arbuz. Using of Radial-Shear Rolling to Improve the Structure and Radiation Resistance of Zirconium-Based Alloys/ Alexandr Arbuz, Anna Kawalek, Kirill Ozhmegov, Henryk Dyja, Evgeniy Panin, Anuar Lepsibayev, Sanzhar Sultanbekov and Rakhima Shamenova//Materials. – 2020. – Vol. 13. – P. 4306.

68. Torgom Akopyan. Effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of bars from Al-Cu-Mg alloy processed by multipass radial-shear rolling/ Torgom Akopyan, Yury Gamin, Sergey Galkin, Alexander Koshmin, Tatiana Kin, Vladimir Cheverikin, and Alexander Aleshchenko// J. Mater. Sci. Metals & corrosion. – 2022. – Vol. 57. – P. 8298-8313.

69. Sheremetyev, V. Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti-18Zr-14Nb (at. %) alloy for bone implants: Microstructure, texture and functional properties/ V. Sheremetyev, A. Kudryashova, V. Cheverikin, A. Korotitskiy, S. Galkin,

S. Prokoshkin, V. Brailovski// Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 800. – P. 320-326.

70. Abdrakhman Naizabekov. The effect of radial-shear rolling on microstructure and mechanical properties of stainless austenitic steel AISI-321/ Abdrakhman Naizabekov, Sergey Lezhnev, Alexandr Arbuz, Evgeniy Panin// MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol. 190. – P. 11003.

71. Найзабеков, А. Б. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на микроструктуру и механические свойства нержавеющей аустенитной стали 08х18н10т/ А. Б. Найзабеков, С. Н. Лежнев, Е. А. Панин, А. С. Арбуз//Бюллетень «Черная металлургия». – 2020. – Т. 76 (2). – С. 162-168.

72. Гамин, Ю.В. Изучение влияния режимов радиально-сдвиговой прокатки на температурно-деформационные условия процесса обработки алюминия ад0/ Ю.В. Гамин, А.Н. Кошмин, А.П. Долбачев, С.П. Галкин, А.С. Алещенко, М.В. Кадач// Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. – Vol. 5. – С. 70-83.

73. Пасынков, А. Ю. Термодинамика и кинетика эволюции структуры и фазового состава низколегированных сталей при аустенитизации и горячей деформации: дис… канд. юрид. наук: 01.04.07 / Пасынков Александр Юрьевич. - Екатеринбург, 2019. – С. 118.

74. Ишимов, А. С. Совершенствование методики описания реологических свойств стали и ее применение при моделировании горячей штамповки прямоугольных головок путевых шурупов с целью повышения их качества: дис… канд. юрид. наук: 05.16.05 /Ишимов Алексей Сергеевич. – Магнитогорск, 2017. – С. 147.

75. Ахмедьянов, А.М. Физическое и математическое моделирование горячей деформации стали 20х13/ А.М. Ахмедьянов, С.В. Рущиц, М.А. Смирнов// Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2013. – Т. 13 (2). – С. 116-124.

76. Cai-He Fan. Hot deformation behavior of Al−9.0Mg−0.5Mn−0.1Ti alloy based on processing maps/ Cai-He Fan, Ying-Biao Peng, Hai-Tang Yang, Wei Zhou, Hong-Ge Yan// Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2017. – Vol. 27. – P. 289-297.

77. Гречников, Ф.В. Разработка реологической модели горячей деформации на примере алюминий-литиевых сплавов 1424 и в-1461/ Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов, С.В. Сурудин, В.А. Разживин// Известия вузов. Цветная металлургия. – 2020. - №. 6. – С. 44-51.

78. Милевская, Т.В. Деформационное поведение высокопрочных алюминиевых сплавов в условиях горячей деформации/ Т.В. Милевская, С.В. Рущиц, Е.А. Ткаченко, С.М. Антонов// Авиационные материалы и технологии. – 2015. - №. 2. – С. 3-9.

79. Nikolay Nikolaevich Dovzhenko. Deformation behavior during hot processing of the alloy of the Al-Mg system economically doped with scandium/ Nikolay Nikolaevich Dovzhenko, Sergey Vadimovich Rushchits, Ivan Nikolaevich Dovzhenko, Sergey Borisovich Sidelnikov, Denis Sergeevich Voroshilov, Alexander Igorevich Demchenko, Vladimir Nikolaevich Baranov, Aleksandr Innokentyevich Bezrukikh, Pavel Olegovich Yuryev// Inter. J. Adv. Manu. Tech. – 2021. – Vol. 115. – P. 2571-2579.

80. Ying Deng. Hot deformation behavior and microstructural evolution of homogenized 7050 aluminum alloy during compression at elevated temperature/ Ying Deng, Zhimin Yin, Jiwu Huang// Materials Science and Engineering A. – 2011. – Vol. 528. – P. 1780 – 1786.

81. Ахмедьянов, А.М. Физическое и математическое моделирование горячей деформации стали 20Х13/ А.М. Ахмедьянов, С.В. Рущиц, М.А. Смирнов// Вестник ЮурГУ. Серия «Металлургия». – 2013. - №. 12 (2). – С. 116-124.

82. Никулин, А.Н. Винтовая прокатка. Напряжения и деформация/ А.Н. Никулин – Москва: Металлургиздат. – 2015. – 380 с.

83. Нгуен, С.З. Деформационное поведение и микроструктура алюминиевого сплава Al–6Mg–0.3Sc в условиях горячей деформации/ С.З. Нгуен, Ю.В. Гамин, Т.К Акопян., Т.Ю. Кин//Физика Металлов И Металловедение. – 2022. – Том 123 (11). – с. 1248-1256.

84. Vlasov, A.V. Finite element modeling of forging and stamping processes/ A.V. Vlasov, S.A. Stebunov, S.A. Evsyukov, N.V. Biba, A.A. Shitikov.- Publishing of MSTU Bauman N.E., 2019. - P. 383.

85. Гамин, Ю.В. Анализ температурно-деформационных условий прокатки алюминиевого сплава Al-Mg-Sc на основе моделирования методом конечных элементов/ Ю.В. Гамин, С.П. Галкин, С.З. Нгуен, Т.К. Акопян// Цветная металлургия. – 2022. - №. 3. – с. 57 – 67.

86. Galkin, S.P. Trajectory of deformed metal as basis for controlling the radial-shift and screw rolling/ S.P. Galkin// Steel Transl. – 2004. - Vol. 7. - P. 63–66.

87. Galkin, S.P. Theory and technology of stationary helical rolling of blanks and bars made of low-ductility steels and alloys/ S.P. Galkin. - Extended Abstract of Doctoral Sci. (Eng.) Dissertation, Moscow: Moscow State Institute of Steel and Alloys (Technological Univ.). - 1998.

88. Koji Yamanea. A new ductile fracture criterion for skew rolling and its application to evaluate the effect of number of rolls/ Koji Yamanea, Kazuhiro Shimodaa, Koichi Kurodaa, Shohei Kajikawab, Takashi Kubokib// Journal of Materials Processing Technology. - 2020.- Vol. 291.- P. 116989.

89. Zbigniew Patera. Prediction of ductile fracture in skew rolling processes/ Zbigniew Patera, Janusz Tomczaka, Tomasz Bulzaka, Łukasz Wójcika, Skripalenko M.M// International Journal of Machine Tools and Manufacture- 2021.- Vol. 163.- P.103706.

90. Добаткин, С.В. Механические свойства субмикрокристаллических сплавов Al-Mg (АМг6) и Al-Mg-Sc (01570)/ С.В. Добаткин, В.В. Захаров, В.Н. Перевезенцев, Т.Д. Ростова, В.Н. Колыпов, Г.И. Рааб//Технология материалов. – 2010. – с. 74-84.

91. Zha, M. Achieve high ductility and strength in an Al–Mg alloy by severe plastic deformation combined with inter-pass annealing/ M. Zha, Y. Li, R.H. Mathiesen, R. Bjørge, H.J. Roven// Mater. Sci. Eng. – 2014. - № 598. – pp. 141–146.

92. Belokonova, I. Structure and properties of rolled sheets made of aluminum-magnesium alloys with different scandium content: a comparative analysis. Magnitogorsk Rolling Practice 2020/ I. Belokonova, S. Sidelnikov, D. Voroshilov, O. Yakivyuk// Materials of the V International Youth Scientific and Technical Conference. ed. A.G. Korchunov. Magnitogorsk. – 2020. – pp. 33-35.

93. Baidin, N.G. Structure and mechanical properties of sheets of aluminum alloy type 01570 with reduced scandium content/ N.G. Baidin, Yu.A. Filatov// Tech. of light alloys. – 2016. -№ 4. – pp. 12-17.

94. Filatov, Yu.A. Further development of wrought aluminum alloys based on the Al–Mg–Sc system/ Yu.A. Filatov// Tech. of light alloys. – 2021. -№ 2. -pp. 12-22.

95. Летягин, Н.В. Влияние La на микроструктуру и механические свойства деформированных сплавов на базе системы (Al) + Al_4(Ca,La)/ Н.В. Летягин, Т. К. Акопян, З. Нгуен, Т.А. Свиридова, А.Н. Кошмин, А.А. Аксёнов// Физика металлов и металловедение. – 2023. – Т. 124, №. 1. – с. 84-90.