

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования Самарский национальный исследовательский
университет имени академика С.П.Королёва

На правах рукописи

Носова Екатерина Александровна
ФОРМИРОВАНИЕ В ЛИСТАХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ
ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ
УПОРЯДОЧЕННОЙ СТРУКТУРЫ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ
ШТАМПУЕМОСТИ

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Диссертация
на соискание учёной степени доктора технических наук

Научный консультант –
доктор физико-математических наук,
профессор А.П.Амосов

Самара - 2022

Содержание

Введение.....	6
1 Современные достижения в области исследования влияния состава и структуры листовых алюминиевых сплавов на повышение их штампуемости.....	18
1.1 Штампуемость алюминиевых сплавов	18
1.2 Энтропийная концепция пластичности	20
1.3 Влияние химического состава на штампуемость листовых алюминиевых сплавов.....	39
1.4 Влияние зёрненной структуры на штампуемость листовых алюминиевых сплавов.....	43
1.5 Влияние состава и распределения упрочняющих фаз на штампуемость листов из алюминиевых сплавов.....	51
1.6 Влияние текстуры на штампуемость листовых алюминиевых сплавов	56
2 Расчётная модель формирования требуемой структуры	66
2.1 Применение термодинамического анализа к расчёту размера зерна в алюминиевых сплавах.....	67
2.2 Экспериментальная проверка расчётной модели изменения размера зерна в алюминиевых сплавах при рекристаллизации	78
2.3 Формирование упорядоченной структуры фаз	81
2.4. Формирование упорядоченной кристаллографической текстуры.....	84
2.5 Выявление роли структурных элементов в упорядочивании структуры.....	86
2.6 Выводы по главе 2.....	87
3 Материалы и методы экспериментальных исследований	92
3.1. Формирование требуемой структуры	92
3.1.1. Получение требуемого размера зерна.....	92
3.1.2 Пластическая деформация при одноосном растяжении	92
3.1.3 Выбор режимов термической обработки.....	93
3.2 Проведение микроструктурного анализа	94
3.2.1 Количественная оценка структуры	95
3.2.1.1 Оценка зёрненной структуры.....	95

3.2.1.2 Оценка областей когерентного рассеяния	97
3.2.2 Оценка равномерности распределения фаз	100
3.3 Оценка кристаллографической текстуры	102
3.4. Оценка штампуемости	107
3.4.1 Оценка пригодности листовых образцов к вытяжным операциям листовой штамповки	107
3.4.1.1 Технологические испытания на выдавливание сферической лунки	108
3.4.1.2 Технологические испытания на глубокую вытяжку цилиндрического стаканчика	108
3.4.1.3 Коэффициенты анизотропии	111
3.4.1.4 Коэффициенты поперечной деформации	112
3.4.1.5 Разнотолщинность	115
3.4.2 Оценка пригодности листовых материалов к гибочным операциям	115
3.4.2.1 Технологические испытания по определению угла упругой отдачи (пружинения)	116
3.4.2.2 Технологические испытания по определению минимального радиуса гибки	116
3.4.3 Комплексные критерии оценки штампуемости	117
3.5. Исследование деформации алюминиевых сплавов с учетом их фазового состава и структуры	123
3.5.1 Расчёт механических свойств сплавов с учетом их фазового состава и структуры	123
3.5.2 Расчёт механических свойств по данным кривых упрочнения алюминиевых сплавов	130
3.5.3 Исследование микротвёрдости упрочняющих фаз	135
3.6 Расчёт структурной энтропии	135
3.7. Получение многослойных образцов	142
3.7.1 Совместная прокатка без полимера	142
3.7.2 Совместная прокатка с применением полимера	144
3.8 Выводы по главе 3	145

4 Изменение структуры листовых сплавов после холодной деформации и термообработки	148
4.1 Изменение зёрненной структуры листовых сплавов АМг2 и АМг6 после холодной деформации и отжига	148
4.2. Влияние термической и деформационной обработки на изменение зёрненной структуры сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16	152
4.3 Исследование влияния деформации и термической обработки на фрагментацию зёрен в листовых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16	155
4.4 Изменение размера зерна в сплаве АМг10 после закалки, деформации и повторного нагрева	166
4.5. Влияние режимов обработки на текстуру листовых алюминиевых сплавов	173
4.5.1 Текстура упрочняющих фаз	180
4.5.2 Изменение текстурной энтропии.....	185
4.6 Изменение фазового состава при старении сплава Д16.....	188
4.6.1 Экспериментальное исследование упрочнения вторичных фаз в процессе одноосного растяжения	194
4.6.1.1. Результаты расчёта механических свойств упрочняющих фаз.....	194
4.6.1.2. Результаты расчёта механических свойств упрочняющих фаз по экспериментальным кривым растяжения	198
4.6.2 Исследование деформации зёрен и упрочняющих фаз.....	202
4.7 Изменение структурной энтропии при рекристаллизации.....	224
4.8 Изменение структурной энтропии в зависимости от толщины образца листового сплава АМг2	226
4.9. Изменение текстурной энтропии.....	227
4.10 Влияние структурных особенностей на структурную энтропию сплавов....	229
4.11 Выводы по главе 4.....	238
5. Влияние структуры на штампуемость листовых сплавов	241
5.1 Влияние размера зерна и разнотерности на штампуемость листовых сплавов АМг2, АМг6, АМг10 и Д16	241

5.2 Влияние старения на структурную энтропию и штампуемость листов из сплава Д16	250
5.3 Изменение анизотропии	260
5.3.1 Анизотропия листовых полуфабрикатов из алюминиево-магниевых сплавов	260
5.3.2 Анизотропия листовых полуфабрикатов из сплава Д16	262
5.3.3 Изменение разнотолщинности образцов	263
5.4 Изменение равномерности деформации сплавов в процессе одноосного растяжения	265
5.5 Влияние структурной энтропии на штампуемость листовых алюминиевых сплавов.....	270
5.6 Влияние толщины заготовок и слоистой структуры алюминиевых сплавов на энтропию, механические и технологические свойства.....	271
5.6.1 Исследование штампуемости алюминий-полимерных слоистых композитов	281
5.7 Выводы по главе 5.....	288
Заключение	290
Список литературы	294
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	331

Введение

Актуальность работы. Листовые алюминиевые сплавы широко применяются в различных отраслях машиностроения. Из них изготавливают обшивки самолётов и судов, детали автомобилей и железнодорожных вагонов. Большинство крупногабаритных деталей получают методами листовой штамповки. Качество получаемых деталей, их механические свойства и точность размеров в значительной степени зависят от такого технологического свойства листового материала как штампуемость, то есть способности материала листа выдерживать пластическую деформацию в заданной конфигурации без нарушения целостности.

Анализ литературных источников показывает, что большинство научных исследований, направленных на повышение штампуемости листовых алюминиевых сплавов, решают в основном вопросы, связанные с формированием определённого размера зерна, фазового состава и кристаллографической текстуры. Термическая и деформационная обработка позволяют изменять средние размеры зерен, осуществить фазовый переход в твердом состоянии и создать преимущественную кристаллографическую ориентировку зерен. Однако имеется трудность прогнозирования величины изменения свойств материала листа из-за отсутствия методов интерпретации ее реальной структуры.

До недавнего времени трактовка свойств материалов была упрощенная благодаря симметрии решетки относительно трансляций и преобразований в идеальной кристаллической системе. Поскольку сам термин «упорядочение» говорит об изменении порядка в системе, то этот тип структурообразования может быть хорошо описан при помощи энтропийного подхода. При наличии возможности расчета изменений структурной энтропии во время распада твердого раствора и наличии информации о взаимосвязи структурной энтропии со свойствами материала, можно рассчитывать их изменение при упорядочении.

Это удалось сделать благодаря новой интерпретации структуры материала, предложенной Н.Г.Колбасниковым и С.Ю.Кондратьевым, в основе которой лежит описание структуры материала при помощи структурной энтропии. Однако,

несмотря на изученность структурных изменений в металлических сплавах в целом, и в алюминиевых сплавах в частности, остаётся открытым вопрос о влиянии упорядоченности (или энтропии) на механические, физические, служебные и технологические свойства материалов. Низкую штампуемость листовых алюминиевых сплавов обычно объясняют химическим и фазовым составом, определённым типом кристаллографической текстуры, однородностью зерна или наоборот, разнотернистостью. Низкая штампуемость листовых материалов проявляется в образовании фестонов, неравномерном утонении, появлении трещин, низких показателях штампуемости.

Пригодность тонких листов, многослойных образцов и слоистых композитов к получению деталей методами листовой штамповки зависит от вида операции, которая определяет напряженно-деформированное состояние листового материала. Так, низколегированные сплавы, обладающие неупорядоченной структурой, имеют низкие показатели сопротивления деформированию и высокой пластичностью, хорошую способность к формоизменению в вытяжных и гибочных операциях. Наряду с этим, низколегированные сплавы могут иметь неравномерное утонение, склонны к локализации деформации и гофрообразованию по причине высокой пластичности и налипают на стальной штамп. Нагартровка листов из пластичных сплавов приводит к анизотропии, что проявляется в появлении фестонов в изделиях, увеличению пружинения и предельного радиуса гибки. Это вызывает необходимость усложнения технологического процесса, увеличения количества переходов, усложнения вида раскроя листов, что снижает коэффициент использования металла.

Повышение прочности листового алюминиевого сплава за счёт легирования приводит к снижению пластичности, меньшему налипанию металла на штамп и меньшему гофрообразованию. Однако предельные характеристики формоизменения листового материала резко снижаются. Для одной и той же марки сплава можно сформировать довольно широкий спектр механических и

технологических свойств. Это достигается различным структурным состоянием материала листа, которое можно описать при помощи структурной энтропии.

В связи с этим, предлагаемая работа, направленная на выявление наиболее благоприятных механических и технологических свойств и соответственно структуры листовых алюминиевых сплавов с учетом их взаимосвязи с энтропией, является актуальной.

Степень разработанности проблемы. Значительный вклад в классические методы формирования кристаллографической текстуры и ее влияния на технологические свойства листов из алюминиевых сплавов внесли известные ученые Ю.М.Арышенский, Ф.В.Гречников, которые дали начало междисциплинарному направлению, объединив феноменологический и кристаллографический подход к формированию требуемой текстуры.

Исследования учёных, проводимые в настоящее время в рамках научных школ Ф.В.Гречникова (Самарский университет) и С.Я.Бецофена (Московский авиационный институт), направлены на получение рациональной анизотропии свойств за счёт формирования компонент текстуры в процессе прокатки и термообработки (в основном отжига) алюминиевых сплавов. Это позволило существенно увеличить предельные возможности формоизменения листовых материалов. Однако в ряде работ установлено, что способность листовых материалов и композитов на их основе к операциям листовой штамповки напрямую зависит от свойств твёрдого раствора легирующих элементов в алюминии.

Повышение штампуемости деформируемых алюминиевых сплавов за счёт формирования требуемого фазового состава при старении сплавов показано в работах научных школ И.Н.Фридляндера (ВИАМ), В.А.Колачёва (ВИЛС), В.С.Муратова (СамГТУ). Влиянию зёрненной структуры листовых материалов уделялось внимание в рамках рассмотрения процессов рекристаллизации в исследованиях, проводимых последователями научных школ С.С.Горелика (МИСИС) и И.И.Новикова (ИМЕТ). Интерес также представляют работы научной школы В.И.Никитина (СамГТУ), указывающие на влияние морфологии литой

структуры на штампуемость листовых материалов из алюминиевых сплавов. Научные взгляды Н.Г.Колбасникова (СПбГПУ Петра Великого), предполагающие влияние упорядоченности структуры на свойства металлических материалов и сплавов, позволили по-новому взглянуть на формирование структуры листовых алюминиевых сплавов и найти закономерности влияния упорядоченности на штампуемость.

Кроме того, применение в технике и машиностроении композиционных материалов требует решения вопросов, связанных с получением из них конечных изделий с необходимым комплексом свойств. Работы В.В.Антипова (ВИАМ) направлены на формирование структуры и свойств в слоистых металл-полимерных материалах на основе алюминиевых сплавов. Исследования А.Г.Колмакова связаны с формированием градиентной структуры и уникальных служебных свойств в композиционных материалах и изделиях с матрицей из алюминиевых сплавов, а также биметаллических (стале-алюминиевых) материалов, полученных различными методами.

Вместе с тем, вопрос о том, какие из структурных факторов оказывают наибольшее влияние на штампуемость листовых алюминиевых сплавов, остается открытым и вызывает серьёзные споры между материаловедами и специалистами в области классической теории обработки металлов давлением при выявлении оптимальных режимов прокатки и штамповки листовых заготовок. Решению вопроса о влиянии зеренной структуры, степени легирования, состава кристаллографической текстуры, фазового состояния могут способствовать современные средства оценки штампуемости и структурного состояния материалов.

Недостаточная разработанность различных аспектов данной проблемы, теоретическая и практическая значимость ее решения определили выбор темы диссертационного исследования, его цель и задачи.

Цель работы – разработка режимов получения и установление закономерностей влияния упорядоченной структуры на технологические свойства

листовых алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления деталей методами листовой штамповки.

Для достижения указанной цели в диссертационной работе поставлены и решены следующие **задачи**:

1. Разработка способов количественной оценки размера зерна, разнотерности, распределения фаз и кристаллографической текстуры, структурной энтропии, заключающихся в микроструктурном анализе и статистической обработке количественных данных сплавов, принадлежащих к системам легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Cu-Mg.
2. Развитие теоретических основ повышения технологичности листовых алюминиевых сплавов для деталей автомобильной и аэрокосмической отрасли путём формирования упорядоченной структуры в процессе деформационной и термической обработки.
3. Установление закономерностей изменения структуры и свойств листовых алюминиевых сплавов систем легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Cu-Mg при деформировании и термической обработке.
4. Научное обоснование закономерностей и механизма структурообразования при холодной пластической деформации, предварительной и заключительной термической обработке в деформируемых алюминиевых сплавах и их влияния на технологические свойства.
5. Научное обоснование зависимостей технологических свойств листовых алюминиевых сплавов от размера зерна, однородности зёрненной структуры, фазового состава и распределения фаз, кристаллографической текстуры, структурной энтропии.
6. Изучение механизма трансформации упрочняющих фаз в алюминиевых сплавах при термической обработке и пластическом деформировании.

Объекты, методология и методы исследования. Выбор объектов исследования определяется спецификой промышленных предприятий Самарской области, включая ракетно-космическую, авиационную и металлургическую промышленность. В качестве преимущественных объектов теоретического и

экспериментального исследования выбраны деформируемые алюминиевые сплавы, обладающие простой однофазной структурой (АД0, АМг1) и сложной многофазной структурой (АМц, АМг2, АМг6, АМг10, Д16, 1420), сформированной в результате литья, прокатки и термической обработки. Исследованные сплавы нашли применение в качестве основных обшивочных материалов авиационной и ракетно-космической техники.

Экспериментальные исследования проводились с использованием оптической металлографии (микроскопы МЕТАМ РВ34, ОХIOVERT с программным обеспечением для проведения геометрических измерений), растровой электронной микроскопии (микроскоп TESCAN VEGA, оснащённый микроанализатором INCA), рентгенографии (рентгеновский дифрактометр ДРОН 7.0 с медным $K\alpha$ -излучением), метода оценки микротвёрдости (прибор ПМТ-3, HVS1000), метода оценки механических свойств при одноосном растяжении согласно ГОСТ 1487 и ГОСТ 11701 (электромеханические универсальные системы Testometric и Tinius Olsen). Исследование технологических свойств проводилось согласно ГОСТ 10510 (технологические испытания на выдавливание сферической лунки по Эриксену на установке Zwick Roel), ГОСТ 14019 (технологические испытания на изгиб в инструментальном штампе).

Подробно исследованы экспериментальными методами структура и свойства сплавов системы Al-Mg и Al-Cu-Mg, в которых необходимо обеспечить требуемый комплекс технологических свойств, отвечающих требованиям повышения их штампуемости.

Научная новизна работы

1. Созданы научно обоснованные технические и технологические решения в области формирования упорядоченной структуры листовых алюминиевых сплавов, базирующиеся на выявленных закономерностях их преобразования при пластическом деформировании и термической обработке и обеспечивающие возможность создания материалов с повышенными характеристиками штампуемости.

2. Разработан метод интерпретации реальной структуры листовых алюминиевых сплавов при помощи структурной энтропии, обеспечивающий количественную оценку влияния химического и фазового состава сплавов, режима и схемы напряжённо-деформированного состояния, исходного состояния поставки листовых материалов на их способность к последующему деформированию.

3. Установлено, что в процессе холодной прокатки происходит уменьшение структурной энтропии, связанное с упорядочиванием структуры, определяемой преимущественной ориентировкой кристаллографических плоскостей твердого раствора и упрочняющих фаз. При этом последующий отжиг вызывает снижение степени упорядочения структуры на этапе возврата и рекристаллизации, за счёт уменьшения энтропии по окончании первичной рекристаллизации и увеличения энтропии на этапе собирательной рекристаллизации.

4. Впервые показано, что структурная энтропия, рассчитанная на основании аппроксимации кривых растяжения, позволяет разделить стадии старения и структурные превращения, происходящие на его этапах. Предложенный подход позволил провести этот анализ и для этапа зонного старения, как наиболее трудоёмкий с позиции структурного анализа.

5. Установлена взаимосвязь влияния структурных изменений листовых алюминиевых сплавов, полученных ими в процессе технологического цикла изготовления деталей методами листовой штамповки, на технологические свойства.

Практическая значимость результатов.

1. Установлена взаимосвязь структурной энтропии с механическими и технологическими свойствами сплавов, позволяющая выявить наиболее значимые особенности структуры, влияющие на штампуемость листов. Разработанная расчетная модель позволяет формировать требуемые структуру и технологические свойства в полуфабрикатах из сплавов систем Al-Mg и Al-Cu-Mg.

2. Разработаны «Способ количественной оценки неоднородности зёрненной структуры листовых металлических материалов», «Способ количественной оценки распределения упрочняющих фаз листовых алюминиевых сплавов» и «База данных технологических свойств для слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов АМг2 и 1420». Получены два патента РФ на изобретения и одна база данных.

3. Результаты диссертации использованы при проектировании и изготовлении штампованных изделий из листовых алюминиевых сплавов на АО «Авиакор-Авиационный завод», ООО «Зетта», ООО «Гидравлика», ПАО ОДК «Кузнецов», ООО «Димитровградский металлургический завод», а также в качестве методических материалов при чтении лекций, проведении лабораторных работ и подготовке выпускных квалификационных работ бакалавров по направлениям 22.03.02 - Металлургия и 15.03.02- Машиностроение и магистров по направлению 22.04.02- Металлургия в Самарском университете на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту научной специальности 05.16.09 – «Материаловедение (машиностроение)» по

- п.3 Разработка научных основ выбора материалов с заданными свойствами применительно к конкретным условиям изготовления и эксплуатации изделий и конструкций;

- п. 4 Разработка физико-химических и физико-механических процессов формирования новых материалов, обладающих уникальными функциональными, физико-механическими, эксплуатационными и технологическими свойствами, оптимальной себестоимостью и экологической чистотой;

- п.6 Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств материалов на образцах и изделиях

Высокая степень достоверности результатов работы обеспечивается тщательным анализом имеющихся литературных источников, а также использованием комплекса современных методов исследования свойств и структуры листовых материалов; подтверждается соответствием расчётов результатам натурных испытаний.

Личный вклад автора. Диссертационная работа является результатом многолетней исследовательской работы автора (с 1998 г.) на факультете обработки металлов давлением, инженерно-технологическом факультете Самарского государственного аэрокосмического университета и в Институте ракетно-космической техники Самарского университета (по настоящее время).

Диссертанту принадлежит основная роль в постановке цели, задач исследования, в выборе путей и методов их решения. Все этапы экспериментальной работы проведены при непосредственном участии автора работы. Диссертантом лично разработаны расчётные модели процесса рекристаллизации, проведен консолидированный анализ результатов структурных исследований, интерпретированы результаты свойств и режимов обработки, написаны научные статьи, подготовлены заявки на патенты.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях: II, III и IV научно-технических конференциях «Металлдеформ» (г. Самара, 2004, 2009, 2015 г.г.); VII и IX Международной научной конференции «Решетнёвские чтения» (г. Красноярск, 1998, 2005 г.); VII международной научно – технической конференции «Авиакосмические технологии «АКТ-2006» (г. Воронеж, 2006 г.); Международной молодежной научной конференции «XIV Туполевские чтения» (г. Казань, 2006 г.); Всероссийской молодежной НК с международным участием, посвященной 100-летию академика С.П. Королева, 65-летию КуАИ – СГАУ и 50-летию со дня запуска первого искусственного спутника Земли «IX Королевские чтения» (г. Самара, 2007 г.); XII международной научной конференции, посвящённой памяти генерального конструктора ракетно-космических систем академика М.Ф. Решетнёва «Решетнёвские чтения» (г. Красноярск, 2008 г.); Всероссийской

молодежной научной конференции с международным участием «X Королевские чтения» (г.Самара, 2009 г.), I и II международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы авиации и космонавтики (Красноярск, 2010, 2012); международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения выдающегося ученого-металловеда, академика РАН И.Н. Фридляндера «Развитие фундаментальных основ материаловедения легких сплавов и композиционных материалов на их основе для создания изделий аэрокосмической и атомной техники» (Москва, 2013), V и VI Международной конференции «Новые перспективные материалы и технологии их получения» (Волгоград, 2010, 2014 г.г.); III научно-практической конференции молодых учёных и специалистов «Исследования и перспективные разработки в машиностроении, приуроченной к 80-летию филиала ОАО «Компания «Сухой» «КнААЗ им. Ю.А. Гагарина» (Комсомольск-на-Амуре, 2014); научно-технической конференции «Фундаментальные исследования и последние достижения в области литья, деформации, термической обработки и защиты от коррозии алюминиевых сплавов» (Москва, 2015); IIII всероссийской конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России» (Москва, 2015); I международном конгрессе «Процессы пластического деформирования авиакосмических материалов. Наука, технология, производство» «Металлдеформ-2017» (Самара, 2017); международной научно-технической конференции «Современные направления и перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении 2017, 2018» (Севастополь, 2017, 2018), VIII международной научно-технической конференции "Пром-Инжиниринг" (Сочи, 2022).

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения, списка цитируемой литературы и приложения; изложена на 329 странице, включает 161 рисунок, 18 таблиц и список литературы из 305 наименований, в том числе – 31 публикации диссертанта.

Научная ценность работы. Разработана расчётная модель формирования упорядоченной зерённой структуры, фазового состава и кристаллографической

текстуры с учётом обеспечения низкого уровня структурной энтропии. Установлена количественная зависимость структурной однородности, энтропии, и технологических свойств в сплавах АМг2, АМг5, АМг6, АМг10 и Д16.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты критического анализа, выявленные приоритетные направления формирования требуемых свойств и структуры, в том числе структурной энтропии листовых алюминиевых сплавов при деформировании и термической обработке, применяемых для производства изделий методами листовой штамповки.

2. Результаты экспериментальных исследований структуры, свойств и структурной энтропии листовых алюминиевых сплавов АД0, АМц, АМг2, АМг5, АМг6, АМг10, Д16 и 1420 после деформации, отжига, закалки и старения.

3. Закономерности образования упорядоченной структуры и изменения структурной энтропии в листовых алюминиевых сплавах, предназначенных для получения изделий методами холодной листовой штамповки.

4. Метод интерпретации реальной структуры при помощи структурной энтропии, оценивающий степень упорядоченности зёрненной структуры, фазового состава, кристаллографической текстуры, структурной энтропии листовых алюминиевых сплавов АД0, АМц, АМг2, АМг5, АМг6, АМг10, Д16 после деформации, отжига, закалки и старения

5. Результаты расчётной модели и закономерности формирования зёрненной структуры и фазового состава при пластическом деформировании и термической обработке листовых алюминиевых сплавов систем легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Mg-Cu.

6. Результаты разработки способов количественной оценки степени упорядоченности зёрненной структуры, фазового состава, кристаллографической текстуры и структурной энтропии, в многофазных листовых алюминиевых сплавах систем легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Mg-Cu.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 44 работы, в том числе 2 монографии, 2 патента РФ, база данных, 9 статей в журналах, входящих в

международные базы цитирования Scopus и Web of Science, и 16 статей в ведущих рецензируемых научных журналах и изданиях, рекомендованных ВАК.

1 Современные достижения в области исследования влияния состава и структуры листовых алюминиевых сплавов на повышение их штампуемости

1.1 Штампуемость алюминиевых сплавов

Штампуемость характеризует способность металла пластически деформироваться в операциях штамповки без образования дефектов (трещин, гофр, фестонов, разнотолщинности и других). Для листового металла штампуемость является обобщенной относительной характеристикой, зависящей только от его технологических свойств. Она оценивается применительно к определённой технологической операции группой показателей качества обработки, расхода материала на изделие, стойкость инструмента, стоимости его изготовления и обслуживания, энергетических затрат [1].

Необходимые для обеспечения штампуемости технологические свойства листового металла различны для различных операций. Если технологический процесс штамповки включает несколько операций, отличных друг от друга, то технологические свойства должны обеспечивать штампуемость во всех операциях.

На штампуемость листового материала влияют такие показатели как пластичность, прочность, микроструктура, шероховатость поверхности. Как правило, штампуемость улучшается с увеличением пластичности, снижением пределов прочности и текучести. Однако при высокой пластичности алюминиевых сплавов может происходить налипание заготовки на инструмент, что приводит к возникновению трудностей при её извлечении из штампа. Стойкость штампов оказывается выше при более мелкозернистой структуре штампуемых материалов. Кроме этого, способность удерживать смазочно-охлаждающие составы обеспечивает микрорельеф поверхности заготовки, что позволяет улучшить штампуемость трудно деформируемых материалов, обладающих высокими показателями прочности и низкой пластичностью [2, 3].

Штампруемость оказывает важнейшее влияние на проведение операций листовой штамповки. Повышение штампуемости материалов позволяет уменьшить количество переходов при вытяжке и гибке, обтяжке и отбортовке, сократить количество и высоту фестонов в изделиях после вытяжки, тем самым увеличить коэффициент использования металла, сократить себестоимость производства за счёт сокращения количества или объёма штампов. Так, в работе [4] выполнен анализ различных листовых материалов для изготовления элементов кузова автомобилей, включая стали и алюминиевые сплавы. При этом внимание уделяется не только механическим и эксплуатационным свойствам материалов, которые традиционно интересуют инженеров-создателей техники, но и технологическим свойствам, которые обеспечивает более низкую стоимость технологических процессов обработки листовых алюминиевых сплавов по сравнению со сталями. Целью исследования [5] являлось повышение штампуемости сплава АВ, применяемого для изготовления деталей автомобиля в мировом автомобилестроении методом листовой штамповки. В серии работ [6-8] исследуется гибка листового материала с помощью САД/САЕ-моделирования с учётом характеристик штампуемости.

Наиболее часто на практике штампуемость листовых материалов оценивается с помощью технологической пробы по Эриксену [9, 10]. Однако проба по Эриксену не учитывает такие свойства материала, как упругое пружинение или минимальный радиус гибки, нагартовку штампуемого материала при раскрое и другие параметры, поэтому в настоящее время продолжают исследования в области оценки штампуемости и предлагаются другие способы её оценки.

Например, в изобретении [11] для оценки штампуемости предлагается использовать испытания на одноосное растяжение на образцах с определённой обработкой поверхности, имитирующей предварительную нагартовку, возникающей в результате раскроя заготовок.

В способе испытаний листовых материалов, заявленном в патенте [12] предложено проводить качественную оценку технологических свойств листового

проката по величине раскрытия разрыва, который появляется между отверстиями в заготовке, а количественную оценку пластических свойств - путем замера величин деформации окружностей координатной сетки, нанесенной между отверстиями заготовки.

В способе оценки штампуемости листового материала, представленном в изобретении [13] техническое решение направлено на повышение точности технологического испытания путем исключения локализации деформации (образования шейки) на рабочей части образца за счёт использования образца с шириной рабочей части, втрое превышающей его толщину.

В способе оценки предельных деформаций при локальной листовой штамповке [14] на заготовку перед испытанием наносят два вида сетки и проводят испытание сферическим пуансоном до образования утонения или трещины. После испытания проводят оценку делительных сеток и по радиальной разметке определяют направления главных осей тензора деформаций, а квадратной сетки - интенсивность деформаций вблизи образующейся шейки или разрушения.

Несомненна связь штампуемости материала с протеканием пластической деформации и с формированием структуры при этом деформировании.

Один из современных структурных подходов к описанию свойств деформированного металла разрабатывается Н.Г. Колбасниковым на основе энтропийной концепции пластичности металла при обработке давлением и представлен в цикле его работ [15 - 19]. Этот подход представлен в следующем параграфе.

1.2 Энтропийная концепция пластичности

Структурный подход к описанию свойств деформированного металла

Различные уровни структуры металлов оказывают влияние на их физические, механические, технологические свойства, но учитывать их одновременно трудоёмко и не всегда оправданно технически. Поэтому для удобства анализа металлургами и материаловедами структура разделена по

масштабным факторам на макроструктуру, микроструктуру, мезоструктуру, а позже на наноструктуру. На каждом масштабном уровне существуют и применяются свои количественные характеристики структуры. Так, на макроуровне количественными характеристиками структуры могут служить направленность зёрен или волокнистость структуры, - так называемая металлографическая текстура. На микроуровне существуют такие характеристики, как размер микрзерна, угол разориетировки зёрен и множество других. Мезоуровень структуры может быть представлен с помощью плотности дислокаций и дисклинаций, доменами и диполями.

По мере развития структурных методов и средств изучения металлов [20, 21] данная классификация структурных уровней может быть расширена. Кроме количественных характеристик существуют также **качественные**. Например, структуры ледебурита или мартенсита в сталях, форма и количество α и β – фаз в титановых сплавах, фазовый состав алюминиевых сплавов, а также способ армирования композиционных материалов. Чтобы оценить долю их влияния на свойства, в последние десятилетия в материаловедении появились вероятностные характеристики структуры. Они позволяют учесть статистическую природу процессов, происходящих в металле при его обработке.

Одним из примеров количественной взаимосвязи между структурой и свойствами материалов является экспериментальное выражение Холла-Петча: $\sigma_T = a + b \cdot d^{-0.5}$, где a и b – показатели, определяемые экспериментально для каждого материала, d – средний размер зерна. Более детально это соотношение рассмотрено в разделе 1.4 настоящего исследования. Следует отметить, что соотношение Холла-Петча не учитывает деформационное упрочнение, температуру нагрева и ряд других параметров. Несмотря на это, оно может быть использовано для рекристаллизованных металлов с размером зерна в диапазоне $10^{-5} \dots 10^{-1}$ м, что является характерным размерным диапазоном для большинства материалов с поликристаллической структурой.

Похожие эмпирические соотношения установлены между прочностными характеристиками и плотностью дислокаций с помощью коэффициента Пуассона,

модуля сдвига, вектора Бюргера. Однако эти выражения не учитывают многофакторный характер механизмов упрочнения, проявляющихся на различных структурных уровнях по-своему. Обобщение или усреднение этих факторов через коэффициенты может привести к расхождению с экспериментальными данными.

Структурный подход к описанию поведения металлов при их обработке на основе экспериментальных данных представляет собой их аппроксимацию при помощи простейших математических зависимостей. Использование методов и соотношений физики дефектов кристаллического строения даёт возможность описания процессов, но эти методы и математический аппарат не позволяют учитывать все масштабные уровни и их общий вклад в формирование свойств материалов.

Энтропия может являться характеристикой структуры. Из термодинамики Клаузиуса известно, что энтропия характеризует ту часть энергии системы, которая не может быть переведена в полезную работу, например, в механическую [15]. В современной трактовке энтропия, обозначаемая S , определяется как функция состояния системы, зависящая от внутренней энергии системы, объёма и количества вещества (числа молей), количества компонентов. Энтропия обладает свойством аддитивности при разделении системы на подсистемы. Поэтому изменение энергии должно учитывать изменение различных её элементов, а изменение энтропии системы подразумевает сумму изменения энтропии отдельных процессов и явлений в материале (тепловых, магнитных, электрических, конфигурационных):

$$\Delta S = \Delta S_{\text{тепл}} + \Delta S_{\text{конф}} + \Delta S_{\text{магн}} + \Delta S_{\text{эл}}.$$

Каждое слагаемое в этой формуле характеризует часть энергии, которая расходуется на тепловое движение атомов системы при переходе от одной температуры к другой (нагрев или охлаждение) $\Delta S_{\text{тепл}}$, на изменение взаимного расположения атомов $\Delta S_{\text{конф}}$, электрические $\Delta S_{\text{эл}}$ и магнитные $\Delta S_{\text{магн}}$ взаимодействия атомов. При рассмотрении процессов деформирования и термической обработки алюминиевых сплавов слагаемыми $\Delta S_{\text{эл}}$ и $\Delta S_{\text{магн}}$ можно пренебречь. При постоянной температуре $\Delta S_{\text{тепл}}=0$.

Если изменение энтропии системы отсутствует ($\Delta S=0$), то всё изменение внутренней энергии может быть преобразовано в полезную работу. Такие процессы называют обратимыми. Если изменение энтропии системы имеет отрицательное значение ($\Delta S<0$), то процессы протекают необратимо.

Тогда энтропия реального кристалла или термодинамической системы $\Delta S_{\text{реал}}$: $\Delta S_{\text{реал}}=S_{T0}+\Delta S_{\text{конф}}$, где S_{T0} – энтропия равновесной системы.

Поскольку в процессе термической обработки металлических сплавов в общем и алюминиевых сплавов в частности происходит диффузия, в результате которой изменяется положение атомов, то изменение конфигурационной энтропии вычисляют через логарифм возможных перестановок P :

$$\Delta S_{\text{конф}}=k*\ln P, \text{ где } k=1,28*10^{-23} \text{ Дж/К- постоянная Больцмана.}$$

Конфигурационная энтропия $\Delta S_{\text{конф}}$ отражает изменение взаимного расположения элементов системы – атомов в кристалле. Это позволяет считать, что она является мерой беспорядка системы. Если в идеальную кристаллическую решётку с числом атомов $N \gg 1$ вводить дефекты, например вакансии, извлекая из неё атомы, то для каждого числа введённых вакансий n_v можно посчитать $\Delta S_{\text{конф}}$. Если вакансий нет, то перестановки атомов ничего не изменяют, и вероятность перестановок $P=1$. Поэтому $\Delta S_{\text{конф}}=k*\ln P=0$, т.е. $\Delta S_{\text{реал}}=S_{T0}$, - энтропия реальной системы равна энтропии идеальной (равновесной) системы.

Если в кристалле присутствует одна вакансия ($n_v=1$), то её можно перемещать в каждый из N узлов, заменяя атомы. Следовательно, количество перестановок равно числу атомов $P=N$, а $\Delta S_{\text{конф}}=k*\ln P=k*\ln N$.

Аналогично можно рассматривать кристалл, в котором атомы последовательно заменяются атомами другого типа.

Так называемую энтропию смешивания рассчитывают [22] по формуле:

$$\Delta S_{\text{конф}} = k * \ln(n), \text{ где } n \text{ – концентрация легирующего элемента.}$$

Если количество атомов различного типа (заряда, массы, радиуса) несколько, тогда для расчёта энтропии следует суммировать все конфигурационные изменения, вносимые этими атомами:

$$\Delta S_{\text{конф}} = k \sum_{i=1}^{i=m} \ln n_i \quad (1.1)$$

Например, в сплаве Д16, помимо алюминия, содержится медь, магний, марганец и другие элементы в малом количестве. Различные элементы обозначены в формуле через i (в примере с Д16 – алюминий, медь, магний, марганец – $i=4$), n – это количество атомов определённого вида, - фактически их атомная концентрация.

Выражение для расчёта энтропии смешивания (1.1) описывает случай дискретного распределения элементного (энергетического) состояния. Если это распределение имеет непрерывный характер, тогда формула (1.1) преобразуется к виду:

$$\Delta S_{\text{конф}} = k \int f(z) dz \quad , \quad (1.2.)$$

где $f(z)$ – плотность распределения вероятности некоторого состояния системы с энергией (цветом, зарядом), характеризуемой величиной z .

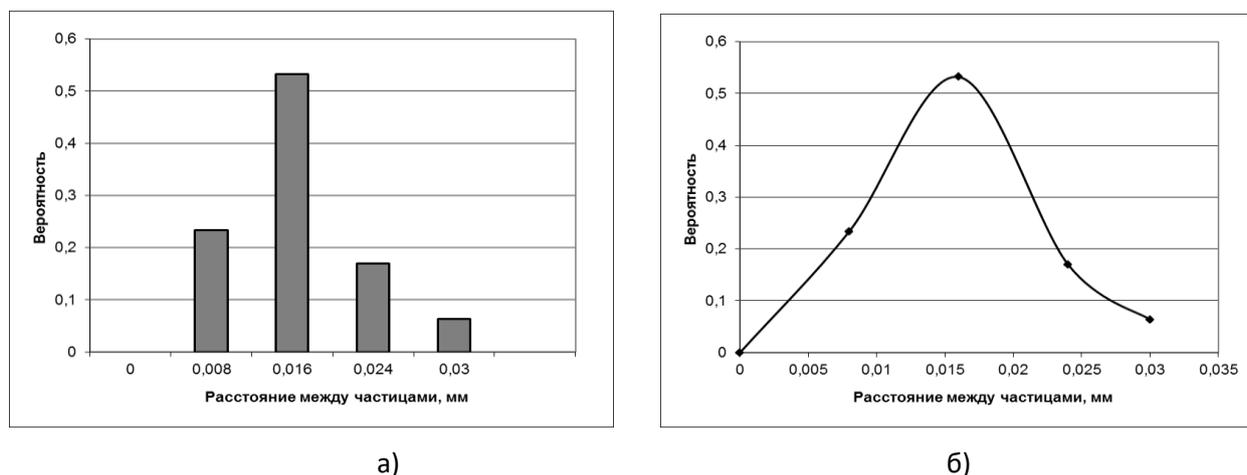


Рисунок 1.1 – Распределение вероятности расстояния между дисперсными частицами после старения сплава Д16: а- дискретное распределение, б- непрерывное

Для примера на рисунке 1.1 представлены результаты измерения расстояния между дисперсными частицами после старения сплава Д16 и статистической обработки полученных данных. На рисунке 1.1,а представлено дискретное распределение, на рисунке 1.1,б – непрерывное. Для сохранения размерности конфигурационной энтропии в Дж/К, функция распределения $f(z)$ не должна иметь размерности. Для этого можно воспользоваться методом нормировки, т.е. приведения полученных значений величины z к максимальному.

Если расчёты структурных изменений проводить для объёма единичного количества (1 моль), то постоянная Больцмана k в формуле (1.2) преобразуется в универсальную газовую постоянную $R=k*N_a= 8,31$ Дж/моль*К, где $N_a=6,022*10^{23}$ моль⁻¹- число Авогадро.

Тогда расчётная формула для структурной энтропии будет иметь вид:

$$\Delta S_{\text{конф}} = -R \int f(z) \ln f(z) dz \quad (1.3)$$

Поскольку плотность распределения вероятностей элементов системы (атомов, зёрен, напряжений) для реальных металлических сплавов всегда положительна, т.е. $f(z)>0$, то $\Delta S_{\text{конф}} \leq 0$.

Рассмотрим, как вид функции $f(z)$ будет оказывать влияние на изменение конфигурационной энтропии. На рисунке 1.2 представлены возможные случаи функции распределения плотности вероятности.

В случае равномерного (прямоугольного) распределения функции безразмерного параметра z элементов системы (рис.1.2,а) любые значения параметра z равновероятны. Такое состояние структуры характеризуется максимальной неоднородностью, т.е. минимальной степенью порядка.

Если выполняется условие нормировки $\int f(z) dz = 1$, тогда $\Delta S_{\text{конф}} = 0$, а полная энтропия принимает максимальные значения $S_{\text{реал}} = \text{max}$. При этом свободная энергия системы минимальна. Т.е. при равномерном распределении плотности вероятности структурного состояния системы она имеет наименьшую упорядоченность и минимум свободной энергии.



Рисунок 1.2 – Различные виды функций распределения измеряемой величины: а – прямоугольное, б – нормальное с большой дисперсией, в – нормальное с малой дисперсией, г – δ -функция (дисперсия отсутствует) [15]

Второй крайний случай (рис. 1.2, г), - распределение плотности вероятности структурного элемента системы в виде δ -функции, - все элементы системы имеют одно и то же значение (например, размер всех зёрен в металле одинаков). Такое состояние можно трактовать как упорядоченное, противоположное хаотическому. В этом случае $\Delta S_{\text{конф}}$ имеет максимальное значение по модулю, полная энтропия системы – минимальное значение, а свободная энергия системы максимальна.

Как правило, реальные системы имеют промежуточные состояния между указанными крайними, как показано на рисунке 1.2, б и в.

Принцип минимума свободной энергии гласит, что любой самопроизвольный процесс направлен на уменьшение энергии системы. С этой позиции уменьшение уровня $\Delta S_{\text{конф}}$ и снижение энергии системы означают протекание самопроизвольного процесса в системе и её стремление к минимуму энергии. Обратный процесс – увеличение $\Delta S_{\text{конф}}$ и возрастание энергии системы – не может быть самопроизвольным, т.к. энергия системы должна возрасти, а неравновесность должна увеличиваться.

Анализ представлений об энтропии системы показывает, что возрастание неравновесности системы должно сопровождаться уменьшением её дисперсии, т.е. повышением упорядоченности.

Таким образом, структура металла - это упорядоченное расположение субмикрообъёмов металла (зёрен, частиц дисперсных фаз, атомов), каждый из которых обладает своим запасом упругой энергии дефектов кристаллического строения, присутствующих внутри них. Численной характеристикой этих дефектов могут служить внутренние напряжения.

Следовательно, формулу (1.3) для расчёта конфигурационной энтропии можно записать в виде функции изменения напряжений в безразмерном виде:

$$\Delta S_{\text{конф}} = -R \int f(\sigma) \ln f(\sigma) d\sigma \quad (1.4)$$

Для приведения внутренних напряжений σ к безразмерному виду отнесём их к модулю упругости Юнга, полагая, что E – это максимальные напряжения, достижимые в металле, которые характеризуют силу межатомных связей. Разумеется, усреднение E необходимо для упрощения, т.к. для различных направлений и структурных уровней E может изменяться для одного и того же материала.

Конфигурационная энтропия, определяемая выражением (1.4), показывает отличие реальной системы от равновесного состояния S_{T_0} . Поскольку структура включает более широкое понятие, чем просто взаимное расположение атомов, то переход к записи энтропии системы в виде зависимости от напряжений будет правильнее называть структурной энтропией.

Формирование структуры при пластическом деформировании

Известно, что формирование структуры металлов при их обработке происходит на нескольких масштабных уровнях, как показано в [23-32]. Для наиболее полного описания структурных изменений на различных масштабных уровнях требуется интегрально-вероятностный подход. Очевидно, что для преобразования структуры и перевода её в неравновесное состояние требуются определённые энергозатраты (внешнее механическое воздействие, нагрев, выдержка при выбранной температуре нагрева).

Рассмотрим, какие изменения происходят в структуре металлов при пластической деформации, с позиции неравновесной термодинамики.

В исходном состоянии, если исключить взаимодействие металла с инструментом и не учитывать диффузионные процессы в отсутствие нагрева, то никаких структурных изменений не происходит, а сам металл находится в равновесном состоянии. При приложении внешней нагрузки в начальный момент времени деформирование металла происходит в упругой области, и связь напряжений с деформациями описывается законом Гука. В этом случае значительных изменений в структуре не происходит, а при устранении внешних нагрузок деформируемый металл возвращается в исходное состояние. Когда деформирование металла продолжается и приводит к возрастанию внутренних напряжений, они достигают предела текучести, затем превышают его, тогда зависимость между напряжениями и деформациями перестаёт иметь линейный вид и описывается нелинейной математической функцией (например, $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha \cdot \varepsilon^\beta$ или $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha_1 \varepsilon + \alpha_2 \varepsilon^2$), а в металле начинается необратимое изменение структуры.

При деформации поликристаллов структурные изменения происходят плавно, и нет чёткой границы между окончанием одних процессов и началом других. Кроме того, не следует забывать о структурных изменениях на различных масштабных уровнях, влияющих друг на друга. Условно процесс изменения структуры при пластической деформации можно разделить на несколько стадий.

1. Исходная структура металла хорошо отожжена и плотность дислокаций в ней невелика ($\approx 10^8 \text{ м}^{-2}$). На начальной стадии пластической деформации течение металла ламинарное, происходит за счёт перемещения дислокаций и выхода их на поверхность образца или зерна. Общая деформация металла является результатом большого числа элементарных сдвигов (выходов дислокаций на поверхность) и появления линий скольжения. Дислокации, встречая на своём пути препятствия в виде примесных атомов или других дислокаций, взаимодействуют с ними, вступают в дислокационные реакции. За счёт этого плотность дислокаций возрастает до $10^{12} \dots 10^{13} \text{ м}^{-2}$, а сами дислокации относительно равномерно заполняют весь объём металла, располагаясь хаотически [27].

2. Дальнейшее деформирование и увеличение плотности дислокаций приводит к появлению их скоплений в виде клубков, сплетений на фоне равномерного распределения. С увеличением степени деформации эти скачки дислокационной плотности становятся более ярко выраженными, что вызывает появление ячеистой структуры. Для ячеистой структуры характерно появление небольших объёмов (размером до нескольких микрон) с пониженной плотностью дислокаций. В перегородках этих ячеек (дислокационных стенках) плотность дислокаций на порядок выше, чем средняя по объёму. Дислокационные ячейки разориентированы относительно друг друга на небольшую величину ($0,1..0,2^\circ$), причём такой угол разориентировки сохраняется на большие расстояния в пределах одного зерна.

3. На этапе завершения формирования дислокационной ячеистой структуры в металлах начинает действовать дополнительный – ротационный – механизм деформации. Он заключается в том, что микрообъёмы металла, состоящие из десятков и сотен ячеек, совершают совместный разворот зерен до кристаллографической ориентации, благоприятной для легкого деформационного скольжения [25, 27, 30]. Объём металла разбивается на фрагменты, а процесс ротационной пластичности напоминает образование складок. Вследствие сложного характера воздействия со стороны соседних зерен каждое зерно разбивается на разориентированные пачки скольжения, так что рассеяние кристаллографической текстуры в пределах каждого зерна может быть значительным.

Это подтверждается рентгеноструктурными методами, связанными с оценкой текстуры металлов, о которых будет сказано в главе 2. Рассеяние текстуры связано с образованием границ качественно нового типа. Они располагаются вдоль границ дислокационных ячеек, сформированных на предыдущем этапе, и вызывают разориентацию отдельных объёмов кристалла на углы до 1° . По обе стороны от вновь образованной границы может происходить разориентация соседних объёмов за счёт ответвлений от основной границы, которые постепенно исчезают между отдельными дислокационными ячейками.

Образование новых носителей ротационной деформации происходит за счёт перестройки и взаимодействия отдельных дислокаций и их скоплений, т.е. поворотный (турбулентный) механизм действует на фоне ламинарного. Проявление подобного эффекта можно ожидать при плотности дислокаций 10^{14} м^{-2} , т.е. при относительно небольшой величине деформации, но относительно больших значениях плотности дислокаций.

4. Увеличение степени деформации приводит к образованию фрагментов с большими углами разориентации, причём это происходит на фоне ротационного механизма. Границы фрагментов состоят из дислокаций, плотность которых настолько велика, что различить отдельные дислокации с помощью увеличений электронного микроскопа невозможно. С увеличением деформации границы совершенствуются, становятся более узкими. В определённый момент границы, по которым происходят ротации, превращаются в границы типа межзёренных, но деформационного происхождения.

5. При дальнейшем увеличении степени деформации металл исчерпывает возможные механизмы пластической деформации и ресурс своей пластичности, начинается процесс разрушения.

Итак, в процессе пластической деформации металл реагирует на вынужденное формоизменение, и включает постепенно различные механизмы деформации, образуя при каждом значении деформации определённый тип структуры. Можно отметить, что каждому значению внешних деформирующих напряжений соответствует определённый тип структуры данного металла и уровень деформационного упрочнения. Результаты экспериментальных исследований показывают, что последовательность изменения структуры с ростом степени деформации схожая для различных металлов. Отличия невелики, они проявляются на начальной стадии деформирования и могут быть связаны с различной величиной энергии дефектов упаковки.

Экспериментально-аналитические методы определения структурной энтропии

Как было показано ранее, металлы в процессе обработки являются диссипативными структурами, поэтому для количественной оценки структурных преобразований можно использовать энтропию в качестве меры порядка. Поскольку при холодной пластической деформации тепловая составляющая ничтожно мала или отсутствует, то $\Delta S_{\text{реал}} = S_{T_0} + \Delta S_{\text{струк}} = \Delta S_{\text{струк}}$. Для количественной оценки структурной энтропии существуют калориметрический метод и метод обобщённых реологических моделей.

Калориметрический метод состоит в следующем. Для определения изменения энтропии во время пластической деформации $\Delta S_{\text{струк}}(\epsilon)$ можно использовать традиционный калориметрический метод. Для этого необходимо деформировать металл с различными степенями деформации, а затем поместить его в калориметр и измерить ту теплоту, которая при этом выделилась. Выделившаяся теплота связана с распадом структур, сформированных во время пластической деформации: $\Delta Q = -T \cdot \Delta S_{\text{струк}}$, где T – температура, при которой была сформирована структура, характеризуемая величиной $\Delta S_{\text{струк}}$. Замерив изменения теплоты ΔQ для образцов с различной степенью деформации, можно определить эмпирическую зависимость $\Delta S_{\text{струк}} = \Delta S_{\text{струк}}(\epsilon)$.

Метод обобщённых реологических моделей базируется на основных положениях статистической теории вещества. Как известно, деформируемый металл можно представить в виде механического аналога, включающего набор микрообъемов (блоков) – упругого, вязкого и пластичного. Наиболее точно и полно поведение деформируемого тела характеризует модель, состоящая из большого количества блоков, каждый из которых характеризует свойства микрообъема: модуль упругости E , время релаксации λ , линейное упрочнение h , предел текучести σ_s (обобщённая модель упруго-вязко-пластической деформируемой среды с упрочнением. Вязкий элемент, моделирующий диффузионные релаксационные процессы обозначен временем релаксации λ . При

этом $\lambda = \eta/E$ представляет собой время, за которое напряжение уменьшается в $e = 2,718$ раз, а η - коэффициент вязкости [17]).

Отдельные блоки модели характеризуется константами E и h (предполагается, что модули упругости и деформационного упрочнения у всех блоков одинаковы, что является упрощением) и двумя вероятностными функциями $f(\sigma^*)$ и $f(\lambda)$ – плотностями распределения вероятности безразмерных пределов текучести (или внутренних напряжений) и времён релаксации. Блоки нагружаются внешними механическими напряжениями. Для моделирования совокупности свойств (простые или сложные тела) блоки соединяются последовательно или параллельно. При этом принимается, что при последовательном соединении этих блоков деформация составной модели равна сумме деформации каждого блока, а напряжения в них одинаковы. При параллельном соединении блоков напряжение составной модели равно сумме напряжений, необходимых для деформации каждого составного блока, а деформация их одинаковая.

Эти правила позволяют легко получать реологические уравнения деформации сложных тел, используя простые механические блоки основных механизмов деформации материала. Если последовательно соединить упругий и вязкий блоки, то получим модель тела Максвелла: $\epsilon_M = \epsilon_{упр} + \epsilon_{вяз}$. В случае параллельного соединения упругого и вязкого блоков будет получена модель тела Фойгта: $\sigma_F = \sigma_{упр} + \sigma_{вяз}$. Более детальную интерпретацию метода обобщённых реологических моделей можно найти в работе [18].

Но, не смотря на внешнюю и внутреннюю оригинальность метода обобщённых реологических моделей, он не решает проблему упруго-вязко-пластической деформируемой среды с упрочнением. Реологические коэффициенты, например, коэффициент вязкости η и, соответственно, время релаксации λ , являются неизвестными функциями температуры, напряжения, данных структуры, а также истории нагружения и деформирования.

Экспериментальное определение возможно только для ограниченного числа простых схем деформирования.

Если деформация металла протекает при таких температурах, когда диффузионные процессы заторможены, то работой вязкого механизма можно пренебречь, и рассматриваемая модель преобразуется в обобщённую модель упругопластического тела с упрочнением, т.н. модель Ишлинского: $\sigma_{II} = E(\varepsilon - \varepsilon_{\text{пласт}})$. При одноосном растяжении для каждого микрообъёма (блока) всегда выполняется условие пластичности, которое запишем в безразмерном виде: $\sigma^* = \sigma_s / E$, где σ_s – предел текучести в МПа, E – модуль упругости, МПа. По этой причине плотность распределения безразмерных пределов текучести $f(\sigma)$ в формуле (1.4) тождественно равна плотности распределения внутренних напряжений $f(\sigma^*)$ в микрообъёме, где σ^* – безразмерный предел текучести металла в некотором микрообъёме (блоке).

Учитывая, что $\varepsilon = \sigma \cdot (1+h) \cdot \varepsilon_{\text{пласт}}$, выражение для напряжения можно представить в виде,

$$\sigma = E \left[\varepsilon - \frac{1}{1+h} \int_0^{\infty} f(\sigma^*) d\sigma^* \right]$$

где h – показатель деформационного упрочнения.

Если зависимость напряжений от деформаций $\sigma(\varepsilon)$ экспериментально определена, например, из опытов на растяжение, то из соотношения (1.4) можно найти E и h при помощи первой производной:

$$\lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = E, \quad \lim_{\varepsilon \rightarrow \infty} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{hE}{1+h}$$

По второй производной: $\frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2} = -\frac{Ef(\sigma^*)}{1+h}$ можно определить плотность вероятности $f(\sigma^*)$. Таким образом, выполнив простейшие опыты на растяжение и описав экспериментальную зависимость истинных напряжений от деформаций в виде, например, $\sigma(\varepsilon) = \sigma_{T0} + \alpha^* \varepsilon^\beta$, можно отыскать $f(\sigma^*)$ для любого реального

металла: $f(\sigma^*) = -\frac{1+h}{E} \alpha \beta (\beta - 1) \varepsilon^{\beta-2}$, а затем по этой вероятностной функции определить значение $\Delta S_{стр}$: $\Delta S_{стр} = -R \int f(\sigma^*) \ln f(\sigma^*) d\sigma^*$

Вид распределения $f(\sigma^*)$ зависит от выбора аппроксимирующей функции $\sigma(\varepsilon)$. Если использовать для этой цели квадратичный полином $\sigma(\varepsilon) = \sigma_{T0} + \alpha_1 \varepsilon + \alpha_2 \varepsilon^2$, то в результате расчёта получим равномерное (прямоугольное) распределение напряжений, которое, согласно положениям, высказанным ранее (рис.1.2, а) характеризует наиболее хаотичное структурное состояние.

Проведенные в работах [15-19] расчёты для Re, Ni, Ti, Fe, Cu, Be показали, что энтропия металлов при холодном пластическом деформировании понижается. Это означает, что упорядоченность расположения элементов системы повышается по мере развития процессов структурообразования. При этом понижение энтропии настолько существенно, что это нельзя игнорировать. Приведенные представления Н.Г. Колбасникова используются в настоящей работе для формирования упорядоченной структуры алюминиевых сплавов с целью оценки штампуемости в операциях листовой штамповки.

Тенденция современного машиностроения в уменьшении размеров изделий и отдельных деталей конструкций, применяемых в машиностроении, накладывает высокие требования к штампуемости исходных материалов. Эта тенденция затрагивает как конструкционные материалы сами по себе, так и композиты на их основе. Разработка слоистых композитных материалов на основе деформируемых алюминиевых сплавов, а также получение изделий из них требует решения вопросов, обеспечивающих их штампуемость. При низкой штампуемости материалов могут наблюдаться трещины, неравномерное утонение стенки, гофрообразование, появление фестонов. Повышенная штампуемость листовых материалов позволяет сократить себестоимость изделий за счёт сокращения выпуска некондиционных изделий (брака), технологических отходов,

возникающих при отрезке фестонов, раскрое, а также при уменьшении количества переходов при вытяжке и обтяжке [32].

Оценка пригодности листовых материалов, в том числе слоистых композитов, к штамповочным операциям, показанная в работах [13-16, 33-39] проводится для конкретной операции листовой штамповки, например, обтяжки, или для получения определённого угла и обеспечения минимального радиуса перехода между элементами конструкции. Но следует учитывать, что при изготовлении конечной детали сложной формы из листового материала или слоистого композита путём комбинирования различных способов могут потребоваться знания о поведении листового материала для различных операций.

Пригодность листовых материалов к различным операциям листовой штамповки чаще всего оценивается при проведении технологических испытаний и проб (технологические пробы по Эриксену, предельный коэффициент вытяжки, угол упругой отдачи, минимальный радиус гибки), а также по соотношению механических свойств (число текучести, показатель по Мартенсу). Как правило, эти показатели носят противоречивый и разрозненный характер. Для одних показателей высокие значения отрицательно характеризуют штампуемость, а другие – наоборот, имея высокие значения, свидетельствуют о повышенной штампуемости. Например, высокие значения числа текучести, минимального радиуса гибки, угла пружинения демонстрируют низкую склонность материалов к операциям листовой штамповки. И наоборот, большие величины предельного коэффициента вытяжки, высоты лунки при испытаниях по Эриксену говорят о хороших показателях штампуемости.

Наиболее удобной оценкой штампуемости можно считать показатели, включающие сочетание основных механических характеристик, регламентированных стандартами: предел прочности, предел текучести, относительное удлинение и другие. Такие характеристики позволяют оценить штампуемость материалов на основании испытаний, которые являются обязательным этапом контроля качества листа и не требуют проведения дополнительных технологических проб. Примером такого показателя может

служить критерий деформируемости по Мартесу [40], включающий соотношение предела прочности, предела текучести и относительного удлинения. В диссертации [41] предложен комплексный критерий $K_{\text{тех}}$, позволяющий оценить штампуемость листовых образцов из алюминиевых сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 и выявить оптимальные режимы старения термически упрочняемых сплавов АМг10 и Д16, что было невозможно сделать с помощью единичных показателей (предельного коэффициента вытяжки, минимального радиуса гибки, угла упругой отдачи, высоты сферической лунки по Эриксену).

Одним из показателей качества штампованных из листа изделий является обеспечение равномерности толщины стенки, отсутствие выступов и впадин (фестонов) и гофр. Компьютерное моделирование операций обработки давлением позволяет предсказать поведение листового материала при деформировании. Результаты подобных исследований представлены в работах [42, 43], они обладают значительной достоверностью и совпадением результатов при проведении натурных испытаний. Величина расхождений между компьютерной моделью и реальным экспериментом зависит от способа задания реологической (механической) модели деформируемого материала (упруго-пластического или вязко-пластического), введения коэффициентов анизотропии механических свойств [44]. Для получения корректных результатов при создании конечно-элементной модели часто требуется знание большого количества параметров процесса, а также свойств материала, в том числе отдельных структурных элементов [45].

Немаловажную роль в адекватности моделей, полученных при компьютерном моделировании, играют коэффициенты поперечной деформации [46]. Необходимые данные для расчёта этих коэффициентов получают в ходе механических и технологических испытаний [47], проводимых как в условиях одноосного, так и двухосного растяжения. В большинстве работ коэффициенты анизотропии принимают постоянные значения на протяжении всего процесса, т.е. они не зависят от степени деформации [42, 48].

Существует большое количество опубликованных работ, посвященных изучению технологии обработки листовых алюминиевых сплавов. В них представлена оценка влияния химического состава и структуры материалов на механические свойства (прочность, пластичность, вязкость) [49-56], служебные характеристики (износ, особенности разрушения, усталость, сопротивление динамическому нагружению) [57-59], пригодность к операциям формоизменения [36, 38, 60-62]. Кроме того, результаты технологических испытаний показывают специфические данные, которые пригодны только к процессам, рассмотренным в исследованиях.

Как показывает анализ научной и справочной литературы, на показатели штампуемости оказывают влияние режимы получения листов и лент: степени и скорости обжатия, коэффициенты трения, температура и условия термической обработки. Режимы этих операций, как правило, влияют на получение конечной структуры: размера зерна и его однородности, фазового состава и характера распределения фаз, вида кристаллографической текстуры.

Помимо перечисленных значений размера зерна, кристаллографической текстуры и фазового состава на свойства листовых материалов может оказывать влияние толщина листов и лент. Это вопрос становится наиболее актуальным при разработке многослойных материалов, в том числе слоистых композитов, на основе алюминиевых сплавов [63-78]. Увеличение количества слоёв в композитах за счёт уменьшения толщины каждого слоя позволяет обеспечить лучшую вибрационную стойкость высокие усталостные характеристики, устойчивость к ударным нагрузкам [79-91] при требуемой толщине многослойного материала. Вместе с тем, уменьшение толщины отдельных слоёв до сверхминимальной величины приводит к уменьшению пластичности отдельных тонких слоёв и композита в целом, тем самым минимальная толщина должна иметь определённый предел, который зависит от свойств исходного материала [92, 93]. На рисунках 1.3 и 1.4 представлено изменение предела прочности и относительного удлинения деформируемых термически не упрочняемых пластичных алюминиевых сплавов. Данные были взяты из справочника [35].

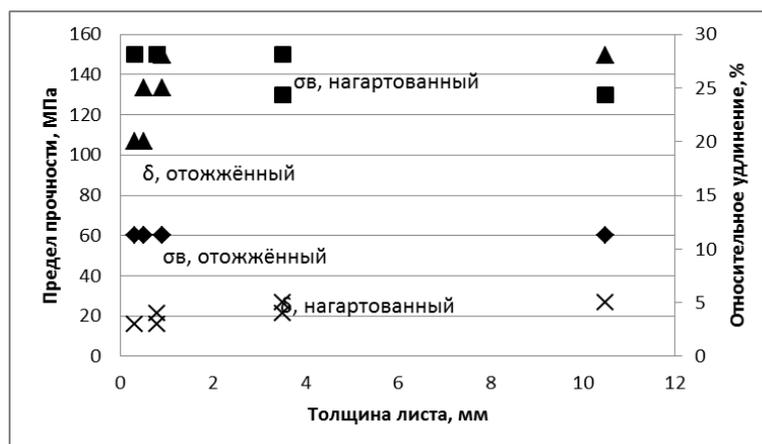


Рисунок 1.3 – Изменение стандартных механических свойств технически чистого алюминия (марки АД0 и АД1) в зависимости от толщины листа [94]

Как видно из рисунков 1.3 и 1.4, уменьшение толщины листа может приводить к незначительному росту прочности и снижению пластичности, особенно это заметно для сплава АД1 в нагартованном состоянии.

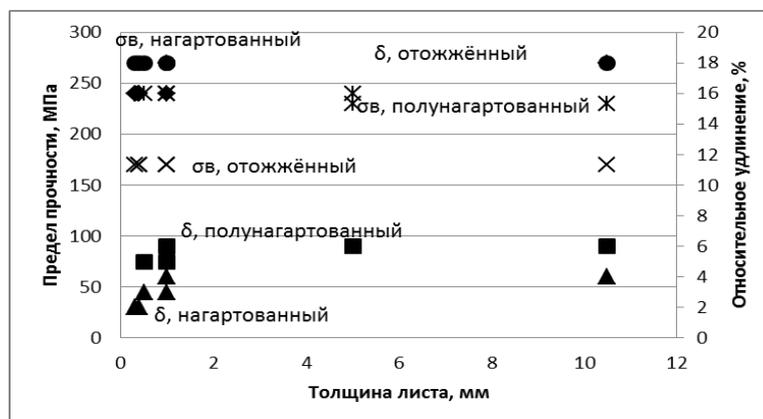


Рисунок 1.4 – Изменение стандартных механических свойств сплава АМг2 в зависимости от толщины листа [94]

Рассмотрим, как влияют химический состав сплава (а именно степень легирования), зёрнистая структура, фазовый состав, кристаллографическая текстура на пригодность листовых алюминиевых сплавов к операциям листовой штамповки.

1.3 Влияние химического состава на штампуемость листовых алюминиевых сплавов

Очевидно, что штампуемость листовых материалов зависит от степени легирования сплава. Как правило, повышение содержания легирующих элементов приводит к росту прочности и снижению пластичности [95]. Такое влияние имеет нелинейный характер и зависит от типа диаграммы состояния [97]. В сплавах с низким содержанием легирующих элементов содержание упрочняющих фаз невелико или отсутствует совсем. Поэтому в однофазных сплавах основное влияние на свойства сплавов оказывает степень нагартовки, размер зерна, однородность зёрновой структуры и кристаллографическая текстура [98].

С повышением содержания легирующих элементов в сплаве влияние упрочняющих фаз становится более заметным. Например, на рисунке 1.5 представлена зависимость предельного коэффициента вытяжки деформируемых термически не упрочняемых сплавов системы Al-Mg в отожжённом состоянии, построенная на основании справочных данных [35].

Из рисунка 1.5 следует, что в чистом алюминии предельный коэффициент вытяжки имеет примерно такие же значения, как и в сплавах, содержащих более 4% Mg. Но при содержании 1-3% Mg предельный коэффициент вытяжки имеет более высокие значения. Причиной низких значений предельного коэффициента вытяжки чистого алюминия может быть налипание заготовки на штамп, что приводит к увеличению усилия вытяжки и уменьшению возможной высоты вытянутого изделия. При содержании магния 1-3% упрочняющие фазы могут являться естественным абразивом, препятствующим налипанию заготовки на штамп. При более высоком содержании магния количество упрочняющих фаз может приводить к потере пластичности листового материала и снижать предельный коэффициент вытяжки.

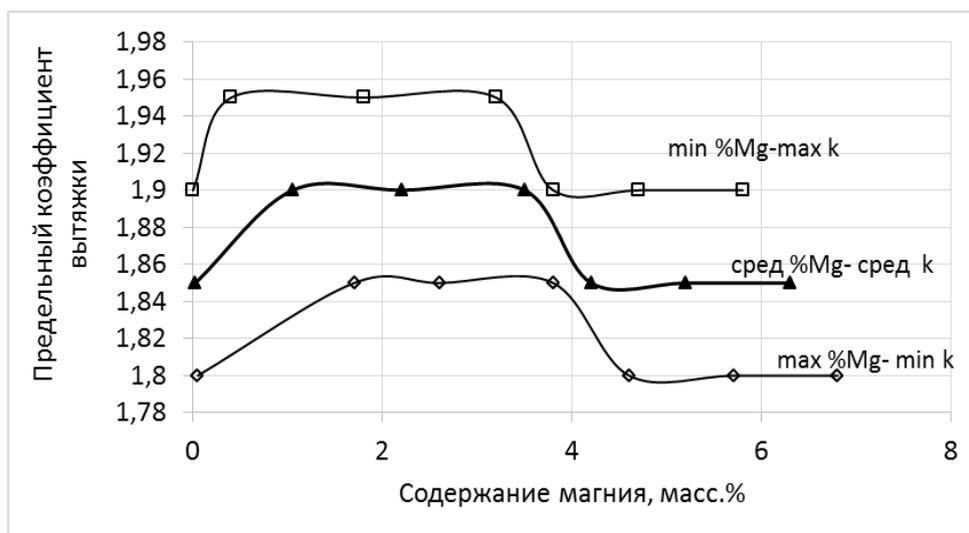


Рисунок 1.5 – Изменение предельного коэффициента вытяжки от содержания магния в деформируемых сплавах системы Al-Mg [94]

Помимо содержания элементов, присутствие того или иного легирующего элемента оказывает влияние на превращения, протекающие при термообработке [99-102]. Например, структура сплавов системы Al-Mg-Mn состоит из твердого раствора марганца в алюминии и упрочняющих выделений фазы $MnAl_6$. Марганец образует с железом интерметаллические фазы $Al_6(Mn,Fe)$, $AlFeMnSi$ и другие. В присутствии железа, вместо $MnAl_6$ образуется сложная фаза $Al_6(MnFe)$. Она имеет вид крупных пластин, практически нерастворима в алюминии, её присутствие снижает механические и физические свойства сплава [103]. Главный недостаток легирования марганцем (даже в малом количестве) – существенный рост зерна при нагреве [104]. Повышенное содержание кремния ухудшает деформируемость сплавов на основе алюминия, так как понижается его пластичность. Для снижения негативного влияния железа и кремния стараются в сплаве выдерживать соотношение $Fe:Si=1,3:1,5$ [105].

В работе [106] приводятся результаты, свидетельствующие о влиянии сочетания легирующих элементов Mg и Si, а также добавок меди на предельные характеристики формоизменения сплавов системы Al-Mg-Si. Однако дисперсную структуру в этом исследовании оценивали визуально, без применения количественных оценок. В исследовании [107] показано влияние основных

компонентов сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu на их фазовый состав, структуру и свойства, установлено предельное суммарное содержание компонентов и их массовое соотношение, обеспечивающее получение оптимального комплекса свойств. Установлена также целесообразность комплексного легирования этих сплавов разными группами переходных металлов. На основе корреляции структуры и механических свойств объяснен сложный многофакторный механизм упрочнения этих материалов и дана количественная оценка отдельных факторов упрочнения.

Увеличение количества легирующих элементов, а также их содержания приводит к изменению степени порядка в структуре, которую можно оценить с помощью конфигурационной энтропии или энтропии смешивания. В работах [18, 20] конфигурационную энтропию предложено рассчитывать по формуле:

$$\Delta S_{\text{конф}} = -R \sum_{i=1}^n X_i \times \ln X_i \quad (1.2)$$

где n- количество компонентов, X_i - мольная доля компонента, $R = 8,314$ Дж/моль*К – универсальная газовая постоянная.

Согласно классификации, представленной в работе [22] по уровню структурной энтропии металлические сплавы можно разделить на низкоэнтропийные, среднеэнтропийные и высокоэнтропийные. Предложено считать сплавы высокоэнтропийными, если $\Delta S_{\text{конф}} \geq 1.5R$; при условии $1.0R \leq \Delta S_{\text{конф}} \leq 1.5R$ сплавы считаются среднеэнтропийными, и в случае $\Delta S_{\text{конф}} \leq 1.0R$ сплавы предложено считать низкоэнтропийными.

В высокоэнтропийных сплавах влияние неоднородности химического состава, диффузии, сильного искажения решетки и эффекты легирования на механические и служебные характеристики намного больше, чем в сплавах с низкой энтропией. Фактически, степень влияния перечисленных эффектов на фазовые превращения, микроструктуру и свойства возрастает с увеличением конфигурационной энтропии.

На рисунке 1.6 представлена диаграмма изменения конфигурационной энтропии в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов

(чёрные ромбы) в некоторых марках деформируемых алюминиевых сплавов, поставляемых в виде листов. Данные по содержанию легирующих элементов для расчёта взяты из справочника [35].

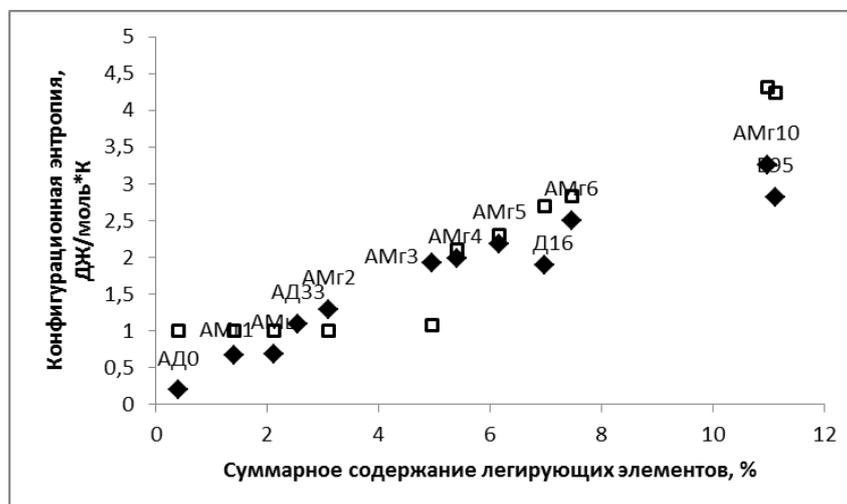


Рисунок 1.6- Изменение структурной энтропии алюминиевых сплавов в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов (◆) и фазового состава (□)

Как видно из рисунка 1.6, даже высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы (В5 и АМг10) остаются низкоэнтропийными, поскольку значения конфигурационной энтропии не превышают значения универсальной газовой постоянной $R=8,31 \text{ Дж/моль} \cdot \text{К}$. Но в процессе обработки листов (деформирования, закалки, старения) уровень структурной энтропии может изменяться по причине структурных превращений: нагартовки, рекристаллизации, растворного упрочнения, выделения упрочняющих фаз или совместного влияния этих факторов.

Например, в отожжённом состоянии структура алюминиевых сплавов представлена в основном твёрдым раствором легирующих элементов в алюминии и упрочняющими фазами, выделяющимися из твёрдого раствора из-за отсутствия или ограниченной растворимости компонентов. Если рассчитать структурную энтропию с учётом количества упрочняющих фаз (рисунок 1.6, светлые квадраты), то для однофазных сплавов она будет иметь меньшие значения, а для

двухфазных сплавов структурная энтропия будет выше, чем в случае полного растворения компонентов в алюминии (чёрные ромбы). Количественный фазовый анализ сплавов систем [108] позволяет дополнить построенную диаграмму с учётом перспективных алюминиевых сплавов, легированных литием.

Возможность оценки влияния технологической обработки материалов на энтропию структуры путём анализа кривых растяжения сплавов показано в [18, 109] и более подробно показано в разделах 2.4, 4.1 и 4.7 данного исследования.

Однако упорядоченность или структурируемость считаются синонимами и являются внутренними самопроизвольными процессами, направленными на уменьшение энергии системы. Снижение энергии системы равнозначно уменьшению структурной энтропии, что связано с протеканием именно самопроизвольного процесса [18]. Обратный процесс при возрастании энергии системы и структурной энтропии увеличивает неравновесность системы.

Неравновесная структура обладает способностью к образованию диссипативных структур, и ее параметры изменяются во времени в результате изменения внешних условий или внешних воздействий. В неравновесной структуре имеются внутренние напряжения, которые являются движущими силами возврата к исходному равновесному состоянию, если внешние воздействия устранить [110].

Если внешние воздействия сохранить и сделать их постоянными, то структура самостоятельно переходит в стационарное состояние, что сопровождается усложнением структуры сплава. Именно это направление получения и обработки сплавов с различным уровнем энтропии набирает популярность в современном материаловедении.

1.4 Влияние зёренной структуры на штампуемость листовых алюминиевых сплавов

Классические представления о формировании зёренной структуры в металлических материалах изложены в монографиях И.И.Новикова (ИМЕТ) [111] и С.С.Горелика (МИСИС) [112]. В них показано, что в металлических материалах

в результате рекристаллизации формируется зёрнистая структура, влияющая как на механические, так и на технологические свойства. Изучению рекристаллизационных процессов в металлах и формированию требуемой зёрнистой структуры высоколегированных алюминиевых сплавов посвящены работы научной школы И.Н.Фридляндера (ВИАМ) [113-117].

В работах В.С.Муратова, Е.А.Морозовой и коллег (СамГТУ) [118-122] изучено влияние химического состава, условий кристаллизации, деформационной и термической обработки, комбинированных воздействий на структуру и свойства алюминиевых сплавов различных систем легирования. Авторы указанных публикаций уделяют внимание формированию текстуры в алюминиевых сплавах после горячей прокатки, отжига и термоциклической обработки.

Установлено влияние химического состава, кратных закалок на формирование различных типов текстуры (деформации и отжига), а также неоднородность зёрнистой структуры по толщине горячекатаного листа: мелкозернистая структура формируется на поверхности, в центре – крупнозернистая, термическая обработка сохраняет эту закономерность. О технологической наследственности литейных и деформируемых Al-сплавов идёт речь и в работах [117, 118].

Вопрос о морфологии структуры и её влиянии на свойства конечных изделий из алюминиевых сплавов рассмотрен в работах В.И.Никитина и К.В.Никитина (СамГТУ) [123-125]. Показано, что измельчение зёрнистой структуры в сплавах системы Al-Mg за счёт модифицирования позволяет увеличить деформацию слитков при последующей горячей и холодной прокатке.

Среди зарубежных исследователей, решающих вопросы структурообразования алюминиевых сплавов, можно отметить работы О.Энглера, Ю.Хирша (Хайдро Алюминиум, Германия) [126-128], У.Донатуса, Г.Томпсона (Университет Манчестера, Великобритания) [129, 130], О.Хоппестада, Б.Холмедала (Тронхейм, Норвегия) [131, 132], Ч.Моя (Университет Сиднея, Австралия) [34].

Тенденции развития материаловедения последних лет, связанные с измельчением зёрненной структуры, в том числе с получением и изучением наноструктур в металлических сплавах, показывают, что увеличение дисперсности зёрненной структуры влияет на прочностные и технологические свойства сплавов [135, 136].

Так, предел текучести связан с диаметром субзерен соотношением Холла-Петча: $\sigma_T = \sigma_0 + k \cdot d_{\text{ср}}^{-\frac{1}{2}}$, где $\sigma_0 = 2,5 \cdot 10^{-4} G$ – напряжение Пайерлса; k – коэффициент Петча; $d_{\text{ср}}$ – средний размер субзерна, Å, G – модуль сдвига, МПа. Коэффициент Петча рассчитывается по формуле [136, 137]: $k = \frac{1,6G \sqrt{b\theta'}}{2\pi(1-\nu)}$, где b – модуль вектора Бюргерса, Å; θ' – угол разориентировки соседних субзёрен, рад; ν – коэффициент Пуассона.

На практике получение заданного размера зерна описывается диаграммами рекристаллизации в координатах «размер зерна - степень деформации - температура нагрева» [104]. При этом исходный размер зерна также оказывает влияние на размер зерна после рекристаллизации. На рисунке 1.7 представлена зависимость размера зерна в листах из сплава АМгЗ после его рекристаллизации, начальный размер зерна которых был 30, 60 и 300 мкм. Данные для построения зависимости взяты из источника [104].

Из рисунка 1.7 видно, что исходная крупнозернистая структура в сплаве АМгЗ приводит к более крупнозернистой структуре после деформации и рекристаллизации.

Продолжительность нагрева и выдержки в этих диаграммах не учитывается и зависит в основном от массивности обрабатываемых изделий, принципа действия нагревательных устройств и других факторов [138].

Зачастую на практике выявление размера зерна и его равномерности в алюминиевых сплавах представляет отдельную задачу. С одной стороны, качество получаемого изображения зависит от состава травителя и режимов травления. В некоторых сплавах, например, системы Al-Cu-Mg или Al-Mg-Si, этот

вопрос не имеет однозначного ответа. Т.е. для выявления зёрной структуры рекомендуется использовать различные травители и режимы, подбираемые опытным путём. С другой стороны, форма зерна бывает разветвлённой (при наличии в нём блочности, разориентировок или скручивания), что создает многовариантность решений при определении его размера.

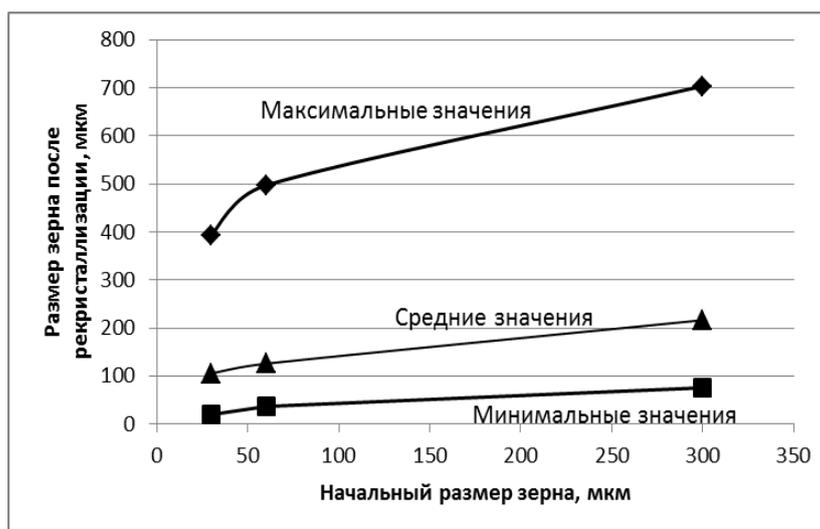


Рисунок 1.7 – Изменение размера зерна в сплаве АМгЗ после рекристаллизации в зависимости от исходного размера зерна

Методы количественной оценки размера зерна стандартизированы и регламентированы ГОСТ 5639-82-Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна [139]. Это стандарт предусматривает четыре возможных способа количественной оценки размера зерна по микроструктуре:

- 1) метод оценки путём сравнения с эталонными шкалами,
- 2) метод подсчёта зёрен,
- 3) метод подсчёта пересечений границ зёрен,
- 4) метод измерения длин хорд.

Представленные в стандарте методы в последние годы развиты и усовершенствованы. Так, оценка зёрной структуры и её однородности в листовых материалах представлена в работах [62, 140]. Однако, как правило, оценка зёрной структуры проводится путём присвоения балла зерна или его

доли в рассматриваемой структуре. Разнозернистой структурой в ГОСТ 5639-82 считают структуру, в которой имеются зерна, отличающиеся от основного (преобладающего) номера, соответствующего определенному эталону шкалы, более чем на 1 номер и занимающую на шлифе площадь более 10%. Такая структура оценивается двумя или более номерами, которые записываются в порядке уменьшения занимаемых ими площадей. При необходимости указывают относительную площадь в процентах, занимаемую зернами каждого из этих номеров, например, №1 (65%), №2 (35%). Такой метод количественной оценки не даёт возможности выявления наглядной зависимости свойств от однородности зёрненной структуры.

Метод измерения длин хорд позволяет провести количественную оценку размера зерна. При наличии большого массива данных (250 зерен) появляется возможность статистической обработки данных и оценки таких параметров, как наиболее вероятный размер зерна и дисперсия полученных значений. Недостатком такой оценки является то, что дисперсия измеряется в тех же единицах, что и размер зерна. Этот метод даёт абсолютные значения расхождения значений, в то время как более понятной количественной оценкой являются относительные характеристики, которые принято называть погрешностью или допуском измеренных значений.

Помимо размера зерна, имеющего свои чёткие границы, в структуре металла имеются блоки и субзёрна, не имеющие чётких очертаний. Проведение пластической деформации способствует фрагментации зёрен и появлению блочной структуры, когда каждое зерно разделяется на субзёрна. Такое поведение структуры металла способствует сохранению сплошности и минимальным значениям свободной энергии, как описано в источнике [18]. Измельчение структуры и появление субзёрен может оказывать влияние на пластические и технологические свойства, поскольку границы субзёрен могут являться препятствием для движения дислокаций. Использование поляризованного света в металлографических микроскопах позволяет выявить фрагментацию зёрен в листовых материалах, но оценка их размеров является трудоёмкой задачей,

требующей корректировки изображения, которая зачастую является субъективной.

Использование рентгеноструктурного анализа облегчает решение задачи оценки размера таких блоков и фрагментов, которые называются областями когерентного рассеяния [141, 142]. Они представляют собой объёмы или части зерна, кристаллографические плоскости которых когерентно отражают рентгеновские пучки. При размерах этих областей меньше $(1...1,5) \times 0,1$ мкм наблюдается эффект размытия и уширение интерференционных линий на рентгенограммах [143]. Увеличение дефектов кристаллической решётки приводит к повышению удельного объёма структурных составляющих, в том числе и областей когерентного рассеяния. Вместе с тем, значительные пластические деформации, реализуемые при прокатке и прессовании, приводят к появлению дислокационных стенок и петель различной формы внутри зёрен, что влияет на появление дополнительных областей когерентного рассеяния [137].

При нагреве деформированного металла до температур дорекристаллизационного отжига прочностные свойства могут существенно снизиться [137, 144], если развивается полигонизация, связанная с формированием и укрупнением субзерен, очищением их объема от дислокаций. В этом случае размер областей когерентного рассеяния изменяется, хотя размер самих зёрен изменяется незначительно. Период, в течение которого протекают указанные превращения, зависит от степени предварительной нагартовки, температуры нагрева и продолжительности выдержки при отжиге.

Как показывают публикации [133, 134, 145-147], размер зерна оказывает существенное влияние на механические свойства листов и изделий из них. В работе [148] проведена оценка влияния размерного эффекта на обрабатываемость материалов при штамповке, механическом точении и шлифовании.

В последние годы значительное внимание уделялось исследованию размера зерна в алюминиевых сплавах на их служебные характеристики. Так, в работе [149] установлено влияние размера зерна в сплаве 2524 на рост усталостной трещины, а в работе [150] – на коррозионную стойкость сплава системы Al -Zn

Mg-Cu-Zr -Yb -Cr. Авторы работы [151] установили влияние размера зерна в алюминиевых сплавах на предельные характеристики формоизменения.

В исследовании [152] с помощью численных методов показано, что увеличение размера зерна в алюминиевом сплаве AA6061 (аналог российского сплава АД31 согласно химическому составу по ГОСТ 4784) от 170 до 300 мкм привело к образованию более крупных рельефных складок на поверхности нагруженных кристаллов. Появление складок на поверхности может способствовать увеличению шероховатости поверхности листовых заготовок и ускоренному износу штампов [153]. С другой стороны, мелкозернистая структура листовых материалов может приводить к повышению предела текучести согласно закону Холла-Петча и способствовать ускоренному износу штамповых материалов [153, 154], особенно при реализации вытяжных операций.

Касательно однородности зёрненной структуры металлических материалов в целом, то И.И.Новиков [24] называет разнотернистость в металлах нежелательной и описывает возможные механизмы её возникновения при собирательной рекристаллизации. Однако экспериментальных данных о влиянии разнотернистости листовых материалов на штампуемость не представлено.

Результаты теоретического расчёта режимов нагрева и деформации для получения ультрамелкозернистой равноосной структуры на примере сплава АМг5, показанные в работах [155, 156] показывают, что такая структура необходима для реализации механизма зернограничного проскальзывания, характерного для сверхпластичности. Однако показанные расчёты представлены только в теории и не реализованы на практике.

С другой стороны, некоторые исследователи уделяют внимание возможности управления зёрненной структурой алюминиевых сплавов. Например, в работах [51-55, 157] приведены результаты исследования малых добавок скандия и циркония на протекание процессов рекристаллизации в сплавах различных систем легирования.

Диаграммы рекристаллизации, на основании которых обычно выбирают режимы отжига для получения мелкозернистой структуры, построены для

условия, что деформирование протекает в условиях прокатки, т.е. когда действует схема напряжённо-деформированного состояния одностороннего сжатия. Кроме прокатки, предварительная обработка перед деформированием подразумевает проведение отжигов, направленных на получение высокой пластичности сплавов [158]. Операции получения из листов конечных деталей подразумевают схемы напряжённо-деформированного состояния, отличные от прокатки: растяжение, изгиб, кручение и комбинированные схемы, что влечёт неоднородность деформаций по толщине стенки изделия и неравномерность зёрненной структуры при последующем отжиге. Это приводит к необходимости установления различий при получении зеренной структуры в результате отжига заготовок и полуфабрикатов, деформированных при различных схемах напряжений и деформаций.

В работе [159] было изучено влияние режима процесса гибки на свойства листов из алюминиевых сплавов. Показано, что гибка крупногабаритных листов приводит к упрочнению до 25 МПа и некоторому снижению пластичности (на величину до 5%). При этом величина упрочнения и уменьшения пластичности зависит от области по отношению к месту приложения деформирующего усилия.

Показатели пластичности после холодной деформации и отжига, как правило, изменяются противоположно изменению прочностных свойств. Максимальная пластичность достигается после отжига в некотором интервале температур в области окончания первичной рекристаллизации. Этапы собирательной и вторичной рекристаллизации, дающие разнотернистость и аномально крупное зерно, снижают показатели пластичности [160, 161].

Таким образом, свойства значительно изменяются при разных режимах деформации и отжига, а следовательно, сильно зависят от полноты протекания структурных превращений, связанных с изменением зёрненной структуры. Для установления режимов, при которых происходят определённые структурные изменения, необходимо знание точных количественных показателей: размера зерна, фазового состава, компонент текстуры, механических свойств. Зачастую эта задача является металло- и трудозатратной. Вместе с тем, существуют

физические характеристики, чувствительные к структурным превращениям, позволяющие установить границы этапов структурных превращений.

Одной из характеристик, чувствительных к структурным превращениям является удельное электросопротивление. Как правило, оно начинает падать при отжиге раньше, чем начнется снижение предела прочности, так как электросопротивление может значительно уменьшаться из-за сокращения концентрации точечных дефектов при возврате. В то же время интенсивное падение предела прочности становится возможным только тогда, когда резко уменьшается плотность дислокаций [162]. Алюминиевые сплавы обладают низким электросопротивлением, что вызывает трудности при его измерении как контактными, так и бесконтактными методами. Поэтому диагностировать структурные изменения, связанные с превращениями в сплавах с высокой электропроводностью, целесообразнее с помощью регистрации областей когерентного рассеяния.

1.5 Влияние состава и распределения упрочняющих фаз на штампуемость листов из алюминиевых сплавов

Как было установлено ранее, наличие упрочняющих фаз приводит к повышению степени неоднородности структуры, иллюстрируемой с помощью структурной энтропии на примере растворного упрочнения и присутствия фаз. Однако состояние поставки листовых алюминиевых сплавов не ограничивается только закалённым или отожжённым состоянием. Термически упрочняемые сплавы могут поставляться в естественно или искусственно состаренном состоянии.

Закалённое и состаренное состояние термически упрочняемых алюминиевых сплавов может обеспечить штампуемость выше, чем после отжига. Как показано в работах [50, 163-165] однофазная структура придает материалам более высокую пластичность, однако это не означает высокой штампуемости. Повторный нагрев изделий после закалки и холодной деформации может приводить к протеканию конкурирующих между собой процессов:

рекристаллизации и старения. Рекристаллизация вызывает снижение прочности, старение – повышение прочности.

Фазовый состав может меняться в зависимости от содержания легирующих элементов. С одной стороны, с повышением содержания легирующих элементов, увеличивается количество упрочняющих фаз. С другой стороны, соотношение легирующих элементов также оказывает влияние на состав выделяющихся упрочняющих фаз [105-108, 166-168].

Основными упрочнителями в деформируемых алюминиевых сплавах являются интерметаллидные фазы, которые, обладая металлическим типом связи, способны пластически деформироваться [169]. В некоторых высокопрочных сплавах количество интерметаллидной фазы достигает 20%, что приводит к снижению их пластичности и штампуемости, особенно при закалке и последующем перестаривании. Механизм такого влияния изучен для ряда материалов, в том числе алюминиевых сплавов с высокими показателями текстуры [115, 116, 170].

При анализе тройной системы Al-Cu-Mg [95] и химического состава промышленных дуралюминов можно установить, что в зависимости от предельного содержания меди и магния в сплаве Д16 количество фаз S (Al_2CuMg) и θ (Al_2Cu) при комнатной температуре может изменяться от 0,05% до 0,09% фазы S (Al_2CuMg) и от 0,009% до 0,016% фазы θ (Al_2Cu).

Поскольку каждая фаза имеет свои показатели прочности, то конечные свойства сплава в результате их выделения при старении будут различными. Например, сплавы, легированные в основном медью (Д1, Д18), в результате старения приобретают в структуре выделения фазы θ (Al_2Cu), а сплавы богатые магнием (АМг10) – стареют с выделением фазы β (Al_8Mg_5). В дуралюминах, содержащих, наряду с 4,5-5,5 масс.% меди, ещё и магний в количестве 1,5-2,0 масс.%, в результате старения выделяется преимущественно фаза S (Al_2CuMg) [95].

Альтернативным способом упрочнения алюминия являются порошковые технологии, когда упрочняющие фазы получают предварительно, например,

методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, а затем вводят в расплавы [171-180]. Такой путь получения лёгких сплавов позволяет контролировать размер и форму частиц и даёт более широкие возможности для формирования высоких показателей механических, служебных и технологических свойств.

Помимо влияния самих фаз, их распределение по сечению или толщине листа, а также в пределах зерна может влиять на механические и технологические свойства при обработке давлением [181, 182]. Например, структура сплава Д16 после отжига характеризуется (рис. 1.8,а) равномерным распределением фаз по всему телу зерна, т.е. расстояние между частицами упрочняющих фаз примерно одинаково. В то время как в структуре сплава после закалки и старения при температуре 150°C в течение 2 часов (рис.1.8,б) частицы распределены не равномерно в пределах границ зерна. Для сплавов системы Al-Mg характерно, что упрочняющие фазы при старении выделяются преимущественно по границам зёрен [95].

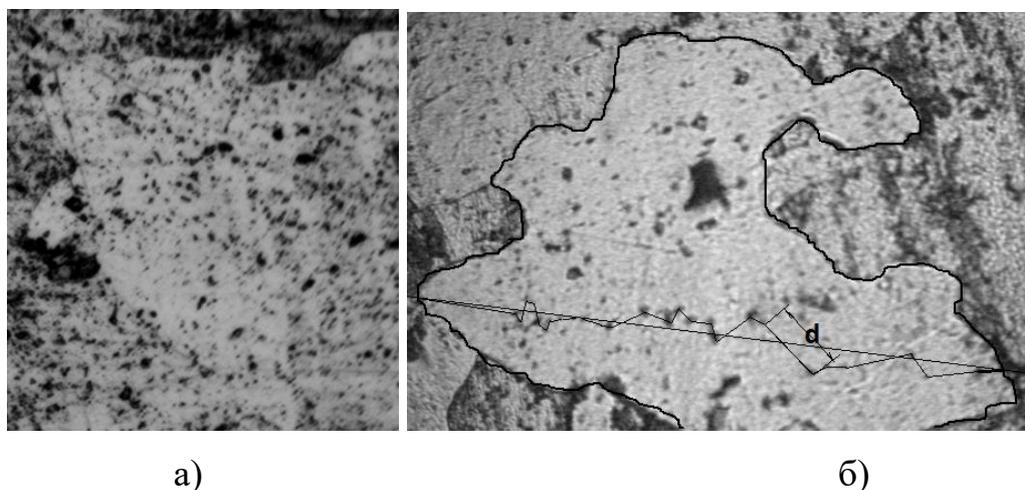


Рисунок 1.8 - Микроструктура сплава Д16 после отжига при температуре 480°C в течение часа (а) и после старения ($t_{\text{стар}} = 150 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 2 \text{ ч}$) и пример нахождения расстояний между фазами, увеличение – 650 \times [183]

Такое распределение может оказывать влияние на технологические свойства. Следует отметить, что полное отсутствие выделений упрочняющих фаз отрицательно сказывается на штампуемости. Примером может служить

технический алюминий и низколегированные термически не упрочняемые сплавы. Технически чистый алюминий имеет низкое сопротивление деформированию и высокие показатели относительного удлинения по сравнению со сплавами. Однако предельный коэффициент вытяжки у сплавов, как правило, выше (см. рис.1.5), чем у чистого металла. Это связано с тем, что в двухфазных сплавах присутствуют частицы упрочняющих фаз, препятствующие налипанию алюминия на стальной инструмент. Налипание алюминия, в свою очередь, препятствует протеканию пластической деформации при вытяжке, что приводит к снижению предельного коэффициента вытяжки.

В работе [184] установлено влияние интенсивной пластической деформации и режимов старения на прочность и пластичность сплава AA2024, аналога российского сплава Д16. Похожие исследования проведены для выявления влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li [185]. Вместе с тем, авторами [18, 186] показано, что структура сплавов может быть описана с помощью энтропийного подхода. Так, результаты исследования [186] свидетельствуют, что с повышением упорядоченности структуры в сплавах повышается прочность, снижается пластичность, что отрицательно сказывается на способности материалов к пластическому формоизменению. Это наталкивает на мысль о влиянии упорядоченности структуры (распределения фаз, размера зерна, набора компоненты текстуры) на штампуемость листовых заготовок из одного материала, но после различных обработок (отжиг, деформация, закалка, старение).

Однако структура, а, следовательно, и структурная энтропия в процессе обработки сплавов, например, пластической деформации и термической обработки может изменяться [187, 188].

Изменение структурной энтропии можно оценить с помощью измерения энергии, поглощённой или рассеянной материалом в процессе структурных изменений. Н.Г.Колбасниковым предложен подход для оценки изменения структурной энтропии на основании результатов стандартных испытаний на одноосное растяжение [18]. В разделе 2.2. этот способ рассмотрен подробно.

Исследованиями [189] установлено, что закалка сплава AA5083 с температуры гомогенизации и последующее старение при 50 и 70°C приводят к увеличению радиуса частиц с высоким содержанием магния по мере увеличения продолжительности старения, в то время как численная плотность выделений уменьшается. Сделано предположение, что состав и распределение частиц упрочняющих фаз и зон Гинье-Престона могут оказывать влияние на коррозионную стойкость сплава.

В работах [61, 190] показано влияние режимов упрочняющей и смягчающей термообработки на выделение упрочняющих фаз, что оказывает влияние на сопротивление деформированию и пластичность сплавов AA6082 (аналог сплава АД35 по ГОСТ) и AA5754 (аналог сплава АМг3 по ГОСТ). А именно, применение длительных выдержек позволяет формировать в структуре сплавов фазы определённого состава, которые оказывают влияние на предел прочности и относительное удлинение.

Поскольку сплавы со значительным содержанием магния способны упрочняться при искусственном старении [191], для получения штампованных изделий из сплава АМг10 (Al-10Mg) формоизменение листов можно проводить как в отожжённом, так и состаренном состоянии. Несмотря на то, что большинство термически упрочняемых сплавов системы Al-Mg с добавками Li, Mn, Si и Sc упрочняются путём старения при довольно высоких температурах и длительных выдержках [86, 90, 108, 114, 167], при нагреве закалённых и пластически деформированных листов могут протекать два процесса, противоположно влияющих на свойства. С одной стороны, протекают процессы рекристаллизации, изменяющие размер зерна и повышающие пластичность и вязкость разрушения. С другой стороны, старение вызывает прирост прочности и снижение пластичности.

1.6 Влияние текстуры на штампуемость листовых алюминиевых сплавов

В материаловедении под термином «текстура» понимают определённую ориентацию структурных элементов (зерен, кристаллографических плоскостей) относительно выбранных плоскостей или направлений кристалла, например, относительно лицевой поверхности листа или направления прокатки. В структуре металла можно определить металлографическую и кристаллографическую текстуры.

Металлографическая текстура - это вид и характер ориентации зерен относительно направления или плоскости преимущественной деформации без учета расположения кристаллографических плоскостей и направлений в этих зернах. Так, например, в холоднокатаном металле зерна имеют вытянутую форму в продольном направлении.

Кристаллографическая текстура представляет собой преимущественную ориентацию кристаллографических плоскостей относительно выбранных в пространстве металла плоскостей и направлений. Например, при исследовании текстуры прокатанного листа определяют, какие кристаллографические плоскости зерен параллельны плоскости листа и направлению прокатки.

На практике для изучения кристаллографической текстуры используют прямые и косвенные методы исследования текстур. К косвенным методам относятся методы, основанные на измерениях анизотропии механических или физических свойств, например, измерения предела текучести или удельного электросопротивления. Прямыми методами исследования текстуры считают рентгенографический и металлографический [192].

Металлографический метод основан на том, что атомы металла или сплава на различных кристаллографических плоскостях взаимодействуют с химическими реактивами с различной скоростью. Например, за одно и то же время взаимодействия металлы и сплавы образуют в окислительной среде оксиды различной толщины, которые по-разному преломляют падающий белый свет и поэтому имеют различные цветовые оттенки (желтый, оранжевый, серый) [193,

194]. Выполнив травление в определенных условиях, можно рассчитать долю зерен, окрашенных, например, в красный цвет, который показывает, что плоскость (111) параллельна плоскости проката.

Рентгенографический метод основан на явлении дифракции рентгеновских лучей на кристаллической решётке исследуемого металла. Подробно рентгенографические методы описаны в пособии [192]. Результатом проведения исследований являются прямые и обратные полюсные фигуры.

Из работ, опубликованных в России и за рубежом, известно, что текстура оказывает существенное влияние, как на механические, так и на технологические свойства. Например, в работах [126, 127, 195, 196] показано, что благодаря созданию рациональной кристаллографической текстуры в обшивочных листах удалось значительно повысить предельный коэффициент вытяжки. Требуемые показатели текстуры и анизотропии свойств были сформированы авторами указанных работ за счёт рационального выбора режимов горячей и холодной прокатки, отжигов, в том числе многократных, применения смазочных материалов.

Решению вопросов, связанных с повышением штампуемости листовых заготовок из алюминиевых сплавов за счёт создания рациональной кристаллографической текстуры, посвящены работы Ю.М.Арышенского, Ф.В.Гречникова, Я.А.Ерисова (Самарский университет). В работах [197-199] показано, что за счёт рационального подбора компонент кристаллографической текстуры листовых алюминиевых сплавов удалось повысить штампуемость, предельное формоизменение обшивочных листов при обтяжке, снизить фестонообразование и разнотолщинность как самих листов, так и слоистых композитов на их основе (алюмопластиков).

Из представленных в таблице 1.1 результатов анализа состава текстур технического алюминия и сплава АМц в процессе их технологического передела из слитков в листы следует, что в алюминиевых полуфабрикатах, наряду с неблагоприятными, имеются идеальные ориентировки, дающие высокие значения показателей анизотропии. Эти особенности структуры препятствуют быстрому

утонению и разрушению листовых заготовок и позволяют устранить отмеченные выше и многие другие недостатки.

Таблица 1.1 – Состав текстуры и показатели анизотропии алюминиевых полуфабрикатов [159]

Сплав	Вид полуфабриката	Основные идеальные ориентировки	Весовые доли	Показатели анизотропии			Характер влияния на анизотропию
				μ_{21}	μ_1	μ_{12}	
АМц	Слиток	(531)<123>	0,167	0,16	0,2	0,28	Отриц.
		(100)<010>	0,082	0,45	0,15	0,35	
		(311)<233>	0,073	0,31	0,52	0,27	
		(110)<001>	0,06	0,56	0,43	0,85	Положит.
	Горяче-катанная полоса	(100)<100>	0,10	0,5	0,14	0,5	Отриц.
		(113)<233>	0,097	0,33	0,54	0,27	
		(233)<110>	0,05	0,73	0,56	0,58	Положит.
	Холодно-катанный лист	(100)<100>	0,14	0,5	0,14	0,5	
		(100)<110>	0,094	0,14	0,51	0,14	Отриц.
		(139)<123>	0,093	0,28	0,47	0,28	
		(110)<533>	0,05	0,4	0,65	0,45	Положит.
	А199	Слиток	(120)<112>	0,54	0,53	0,43	0,41
(123)<139>			0,23	0,52	0,58	0,71	
(110)<111>			0,15	0,5	0,62	0,38	Положит.
Горяче-катанная полоса		(100)<010>	0,11	0,5	0,14	0,5	
		(139)<321>	0,105	0,28	0,5	0,28	
		(320)<001>	0,09	0,52	0,44	0,78	Положит.
		(311)<233>	0,06	0,28	0,52	0,28	
Холодно-катанный лист		(100)<010>	0,13	0,5	0,14	0,5	
		(311)<233>	0,12	0,28	0,52	0,28	
	(123)<153>	0,08	0,71	0,48	0,54	Положит.	

В последние годы опубликованы работы [200-203], в которых показано изменение текстуры в процессе обработки алюминиевых сплавов. В большинстве

случаев текстуру показывают в виде прямых или обратных полюсных фигур. Полюсные фигуры представляют собой графические изображения с распределением полюсной плотности кристаллографических плоскостей. Такая интерпретация данных положения кристаллографических плоскостей затрудняет нахождение количественной корреляции между режимами обработки и структурными параметрами.

Более удобным является представление результатов оценки текстуры с помощью графиков изменения полюсной плотности определённых кристаллографических плоскостей. Например, на рисунке 1.9,*а* представлено изменение полюсной плотности различных типов текстур сплава АА6061 в зависимости от числа циклов прокатки, полученных в исследовании [204].

На рисунке 1.9,*б* выполнена интерпретация данных рисунка 1.9,*а* в виде зависимости текстурной энтропии от числа циклов прокатки.

Как видно из рисунка 1.9,*б* с ростом числа циклов прокатки текстурная энтропия снижается, что сопровождается упорядочиванием структуры. Вместе с наглядным доказательством увеличения порядка в сплаве, интерпретация результатов в виде текстурной энтропии позволяет однозначно оценить влияние деформирования или термической обработки на изменение текстуры. Методика расчёта текстурной энтропии подробно описана в разделе 3.6 диссертации.

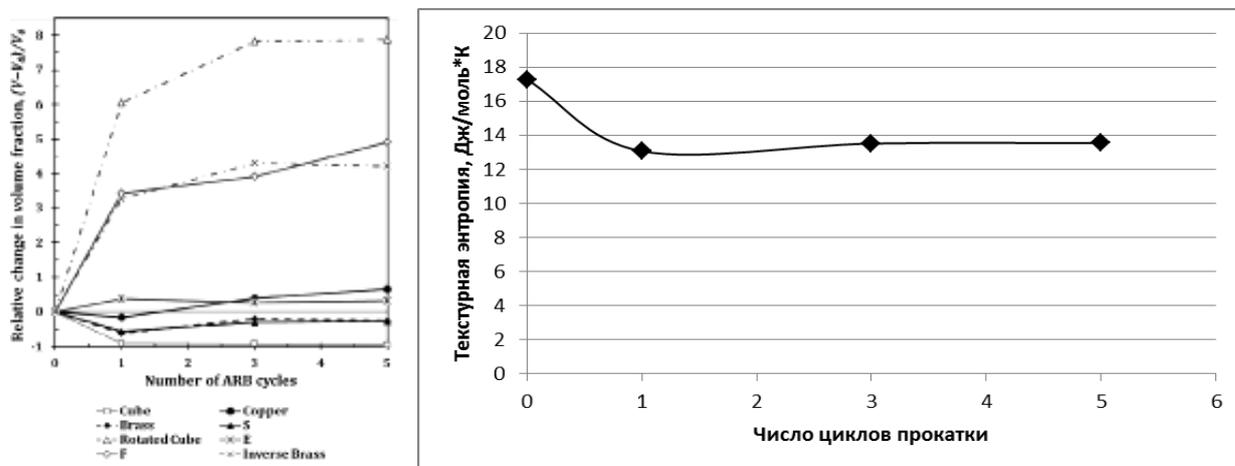


Рисунок 1.9 - Изменение полюсной плотности (а) и текстурной энтропии (б) алюминиевого сплава АА6061 после ассиметричной прокатки [204]

Интерпретация данных таблицы 1.1 в виде текстурной энтропии (рис. 1.10) показала, что текстурная энтропия технически чистого алюминия АД0 в процессе технологического передела монотонно снижается. В то время как для сплава АМц, сначала наблюдается снижение текстурной энтропии, а затем её повышение в холоднокатаном листе. Вероятно, что в этом случае определённую роль в формировании структуры играют упрочняющие фазы, влияющие на поворот кристаллографических плоскостей при деформировании, что может приводить к повышению рассеяния текстуры [205].

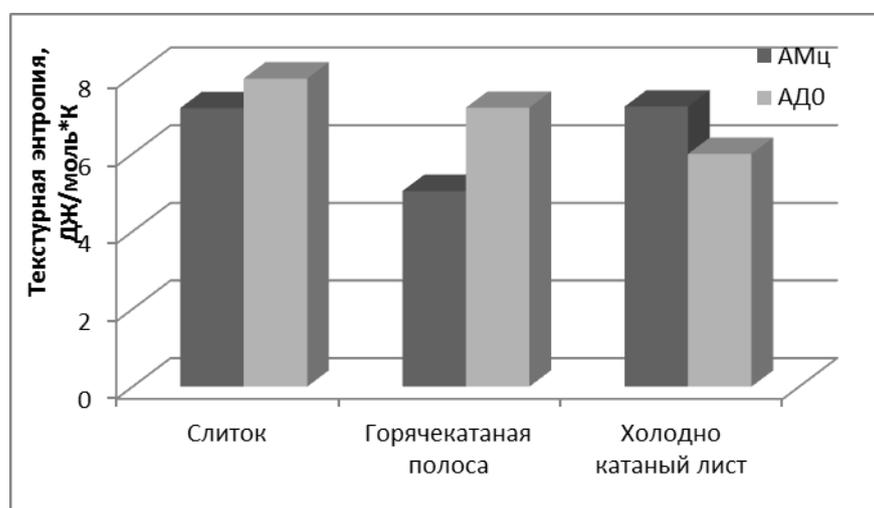


Рисунок 1.10 – Изменение энтропии текстуры сплавов АД0 и АМг2 в зависимости от этапа технологического передела

Как показывают результаты работы [206], объёмная доля текстурных ориентировок в различных участках по толщине листа изменяется в зависимости от цикла прокатки сплава АА6061. Представлено изменение около 8 различных компонент текстуры, однако количественной связи со свойствами сплава не представлено. Применение предложенной в данном исследовании методики расчёта текстурной энтропии показывает довольно строгую корреляцию между режимами обжата и неоднородностью кристаллографической текстуры.

Как правило, все структурные изменения, в том числе изменение текстуры, сопровождаются изменением остаточных напряжений [41, 207, 208]. Напряжения

вливают на способность материалов к операциям листовой штамповки и сохранение потребительских свойств металлоизделий в процессе их сборки и эксплуатации, как показано в работах [208, 209] на примере сплавов Д16, АМг10, АМг6, АМг5 и их зарубежных аналогов. Минимальный объём материала, внутри которого сохраняется текстурная картина, состоит из нескольких кристаллитов, поэтому, вероятнее всего, она будет отражаться на уровне остаточных микронапряжений и статических искажений кристаллической решётки [209].

Рост степени пластической деформации при прокатке, температура и продолжительность отжигов приводят к видоизменению состава компонент текстуры сплавов, что в свою очередь позволяет формировать благоприятные показатели штампуемости, как показано в работах на примере сплавов В95 и 1420 [198, 210]. Тип текстуры прокатки определяется степенью легирования: чем больше легирован сплав, тем больше в нем преобладает тип «текстура латуни» и, наоборот, чем чище металл, тем больше преобладание «текстуры меди».

В работе [204] представлено влияние асимметричной холодной прокатки на кристаллографическую текстуру сплава АА2024 (аналог российской сплава Д16). Текстура после асимметричной холодной прокатки состоит из острой компоненты Госса (011)[100], Госса+латуни (011)[115], Латуни (011)[211] и перевёрнутой компоненты Госса (011)[011] (т.е. острая компонента α -фибер, когда направление куба [011] перпендикулярно направлению прокатки). Установлено, что асимметричная холодная прокатка приводит к возникновению существенных различий в формировании текстуры по сравнению с традиционной холодной прокаткой. При этом изменение текстуры показано не только с помощью полюсных фигур, но и с помощью диаграмм изменения полюсной плотности перечисленных компонент с ростом степени обжатия. Следует отметить, что полюсная плотность изменяется волнообразно по мере увеличения обжатия.

В работе [62] исследовано влияние начального размера зерна на скорость рекристаллизации и текстурообразование после рекристаллизации алюминиевого сплава АА5182 (зарубежный аналог российского сплава АМг5). Формирование требуемой структуры проводилось с помощью отжига горячекатанной полосы

при температурах 454°C и 540°C в течение 3 часов. В результате отжига при температуре 454°C было получено зерно со средним размером около 8,5 мкм, а после отжига при температуре 540°C размер зерна составил несколько сотен микронов. Затем полученные образцы подвергались холодной прокатке со степенью обжатия 71.2% и отжигу при температурах 204°C, 218°C, 232°C, 246°C, 260°C и 371°C в течение 3 часов. Установлено, что сплав с мелким зерном имеет более высокую скорость рекристаллизации, чем сплав с крупным зерном, поскольку начальные границы зерен благоприятствовали местам образования зародышей. Полосы сдвига и переходные полосы образуются труднее в мелкозернистых образцах по сравнению с крупнозернистой структурой. Неупорядоченное распределение зародышей в крупнозернистом сплаве привело не только к медленному снижению предела текучести и предела прочности при растяжении с увеличением температуры отжига, но и к заметной неоднородности рекристаллизованных зерен. Текстура отожжённого мелкозернистого сплава состояла из компонент β -файбер, Госса и компоненты куба, в то время как крупнозернистый сплав показал гораздо более сильную β -файбер текстуру прокатки.

Н.Г.Колбасников [18], показывает, что при прокатке в большинстве металлов формируются два типа текстур прокатки ГЦК металлов – текстура прокатки чистых металлов $(110)[112] + (112)[111]$ и текстура прокатки сплавов: $(110)[112] + (110)[001] + (111)[112]$.

Этот набор ориентировок, как правило, представляют в виде прямых и обратных полюсных фигур, но в целом, их компоненты (плоскость и направление) для одной системы сплавов остаются постоянными, видоизменяются в основном их полюсные плотности [202, 203, 211, 212]. В работах [204, 213-215] представлены изображения микроструктур алюминиевых сплавов в поляризованном свете, в которых зёрна с различной кристаллографической ориентировкой окрашены в различные цвета. Как правило, для каждой окраски (жёлто-оранжевой, бордово-коричневой, синей и голубой) авторы приводят определённые компоненты текстур или полюсные фигуры с

указанием полюсной плотности для кристаллографических плоскостей, и их изменение в процессе обработки. Чем ярче окрашены зёрна и больше площадь, окрашенная одним цветом, тем выше полюсная плотность соответствующих кристаллографических плоскостей. Это наталкивает на мысль о существовании определённой энтропии текстуры, которую, как и для энтропии смешивания [106] можно рассчитать с помощью формулы $\Delta S = -R \sum_{z=1}^{\infty} n_z \ln n_z$, где n -количество зёрен с определённой окраской, z - количество встречающихся вариантов окраски зёрен. Соответственно, чем богаче набор текстур, тем выше энтропия листового материала, и как показывают данные работ [204, 213-216], изменяется пластичность и штампуемость листовых материалов. Однако, высокая пластичность материалов может сопровождаться неоднородным утонением стенки штампованных изделий, что негативно отражается на их качестве [61, 190]. Для богатых графической информацией полюсных фигур трудно подобрать численную корреляцию с механическими и технологическими свойствами.

Анализ литературных источников позволил установить следующее:

1. Размер зерна, фазовый состав, текстура и структурная энтропия оказывают влияние на штампуемость листовых алюминиевых сплавов в процессах листовой штамповки. При этом количественных зависимостей между этими характеристиками в опубликованных источниках не найдено.
2. Существующие методы и способы оценки разноструктурности, распределения фаз внутри зерен и по сечению листа не позволяют установить корреляцию с режимами обработки и получаемыми свойствами, количественные характеристики могут быть представлены только для размера зерна.
3. Отсутствует способы оценки совокупного влияния режимов обработки на формирование структурной неоднородности (энтропии) металлических материалов, в том числе алюминиевых сплавов.
4. Текстуру оценивают графически с помощью прямых и обратных полюсных фигур, что вызывает трудности при построении зависимостей технологических свойств от эволюции текстуры. Встречаются исследования, где

текстура показана с помощью изменения полюсной плотности основных компонент текстуры в зависимости от режима получения заготовки. Однако и этот подход не позволяет провести количественный анализ влияния кристаллографической текстуры на показатели свойств, а также влияния режимов обработки на видоизменение текстуры.

5. Для проведения компьютерного моделирования процессов листовой штамповки отсутствуют данные о характере упрочнения отдельных фаз.

6. Отсутствует комплексная расчётная модель формирования структуры сплавов в процессе пластической деформации и термической обработки из-за нехватки данных для расчёта.

В связи с вышесказанным, целью данного исследования является разработка режимов получения и установление закономерностей влияния упорядоченной структуры на технологические свойства листовых алюминиевых сплавов, предназначенных для изготовления деталей методами листовой штамповки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Разработать способы количественной оценки размера зерна, разнотерности, распределения фаз и кристаллографической текстуры, структурной энтропии, заключающиеся в микроструктурном анализе и статистической обработке количественных данных сплавов, принадлежащих к системам легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Cu-Mg.
2. Развить теоретические основы повышения технологичности листовых алюминиевых сплавов для деталей автомобильной и аэрокосмической отрасли путём формирования упорядоченной структуры в процессе деформационной и термической обработки.
3. Установить закономерности изменения структуры и свойств листовых алюминиевых сплавов систем легирования Al-Mn, Al-Mg и Al-Cu-Mg при деформировании и термической обработке.
4. Выполнить научное обоснование закономерностей и механизма структурообразования при холодной пластической деформации, предварительной и заключительной термической обработке в

деформируемых алюминиевых сплавах и их влияние на технологические свойства.

5. Выполнить научное обоснование зависимостей технологических свойств листовых алюминиевых сплавов от размера зерна, однородности зёрненной структуры, фазового состава и распределения фаз, кристаллографической текстуры, структурной энтропии.
6. Изучить механизм трансформации упрочняющих фаз в алюминиевых сплавах при термической обработке и пластическом деформировании.

2 Расчётная модель формирования требуемой структуры

Как показано в предыдущей главе, зёрненная структура, фазовый состав и характер распределения фаз, кристаллографическая текстура влияют на технологические свойства листовых полуфабрикатов. Эти структурные особенности видоизменяются в процессе технологического передела, изменяя степень порядка структуры, как повышая её, так и снижая её. Так, проведение холодной прокатки с большими степенями деформации приводит к повышению однородности структуры за счёт формирования кристаллографической текстуры прокатки. Такая обработка приводит к снижению структурной энтропии. Процессы рекристаллизации приводят к появлению новых равноосных зёрен на фоне деформированной структуры. Такие структурные изменения способствуют повышению структурной энтропии до определенного значения, но при доминировании рекристаллизованных зёрен структурная энтропия должна снижаться. Кристаллографическая текстура отжига отличается от холоднокатанной более богатым набором кристаллографических ориентировок, что отражается на повышении текстурной энтропии. Вместе с тем, на этапе первичной рекристаллизации размер зерна становится однородным, структурная энтропия снижается, но на этапе собирательной рекристаллизации появляется разнотельность, повышающая структурную энтропию. Для получения необходимого размера зерна при отжиге холоднокатаных листов и лент из алюминиевых сплавов на практике обычно используют диаграммы рекристаллизации [104]. В них представлены зависимости размера зерна или площади зерна от степени деформации и температуры нагрева. Вместе с этими параметрами указывается исходный размер зерна и продолжительность выдержки при заданной температуре. Следовательно, размер зерна является структурной особенностью, зависящей от многих факторов. Следует отметить особенность диаграмм рекристаллизации алюминиевых сплавов: при степенях деформации

свыше 25...30% и температурах отжига вблизи порога рекристаллизации влияние степени деформации на размер зерна становится незначительным, т.е. участки кривых зависимости размера зерна от степени деформации имеют наклон не более 3...5°. Такая зависимость косвенно иллюстрирует повышение степени порядка холоднокатанных листов и лент при больших обжатиях после первичной рекристаллизации, а следовательно, снижение структурной энтропии.

Ниже рассмотрим влияние исходной структуры, степени деформации и последующей термической обработки на изменение размера зерна, фазового состава и кристаллографической текстуры, а также структурной энтропии в листовых алюминиевых сплавах с высоким содержанием легирующих элементов.

2.1 Применение термодинамического анализа к расчёту размера зерна в алюминиевых сплавах

Получение однородной мелкозернистой структуры, отличающейся пониженным уровнем структурной энтропии, в листовых заготовках возможно на заключительных этапах холодной прокатки за счёт подбора режимов обжатий и межоперационных отжигов. Их выбор по справочникам и на основании диаграмм рекристаллизации не учитывает продолжительность отжига, что может привести к усилению неоднородности размера зерна и повышению структурной энтропии за счёт собирательной рекристаллизации.

Расчёт получаемого размера зерна проводили на основании сведений, изложенных в [18]. Для проверки расчётов использовали диаграммы рекристаллизации, представленные в [104], а также экспериментальную прокатку и отжиг по рассчитанным режимам.

Согласно [18], размер рекристаллизованного зерна рассчитывается по формуле:

$$R = \frac{Da^2}{kT} \sigma_{дв0} \left[1 - e^{-\frac{t_k}{\lambda}} \right] \quad (2.1),$$

где D – коэффициент диффузии ($\text{м}^2/\text{с}$), a – среднее межатомное расстояние (м), $\sigma_{дв}$ – движущие напряжения разупрочнения (МПа), k – постоянная Больцмана

$k = 1,38 \times 10^{-23}$ Дж/К, T - температура (К), λ – характеристика, называемая временем релаксации, сек, t_k – продолжительность выдержки при заданной температуре T , сек.

Несмотря на простоту формулы, количественные данные для выполнения необходимых расчётов в справочниках либо отсутствуют, либо требуют изменения их интерпретации. Ниже показана последовательность нахождения необходимых характеристик для расчёта размера зерна при рекристаллизации в исследуемых алюминиевых сплавах и пример её применения на практике.

При условии выдержки при заданной температуре отжига, достаточной для протекания процесса первичной рекристаллизации до конца, т.е. если $t_k \rightarrow \infty$, то $e^{-\frac{t_k}{\lambda}} \rightarrow 0$ и размер зерна может достигнуть максимального значения

$$R_{\infty} = \frac{\lambda D a^2}{kT} \sigma_{\text{дс0}} \quad (2.2).$$

Таким образом, зная величины коэффициента диффузии, среднего межатомного расстояния, времени релаксации, движущих напряжений при заданной температуре, можно найти максимальный размер зерна, получаемый при сочетании степени деформации, температуры нагрева и времени выдержки. Кроме того, можно подобрать режимы обработки, при которых можно получить требуемый размер зерна.

Необходимые данные для расчёта размера зерна были получены на основании данных, опубликованных в [217-219].

Среднее межатомное расстояние $a = \sqrt[3]{v_{y\partial}} = \sqrt[3]{\frac{M}{\rho N_a}}$, где $v_{y\partial} = \frac{M}{\rho}$ - удельный объём структуры, M - молярная масса сплава (г/моль), ρ – плотность сплава, $N_a = 6,02 \times 10^{23}$ - число Авогадро.

$$M = \sum_{i=1}^{i=n} M_i \times q_i, \quad M_i - \text{молярная масса каждого элемента, } q_i - \text{его молярная доля,}$$

n - количество элементов.

Например, для сплава АМг6, химический состав которого представлен в [35, 219] молярная масса M_{AMg6} , плотность ρ_{AMg6} и среднее межатомное расстояние a_{AMg6} :

$$M_{AMg6} = M_{Al} \cdot q_{Al} + M_{Mg} \cdot q_{Mg} + M_{Mn} \cdot q_{Mn} = 0,92 \cdot 27 + 0,07 \cdot 24 + 0,03 \cdot 55 = 26,9 \cdot 10^{-3} \text{ кг/МОЛЬ}$$

$$\rho_{AMg6} = \rho_{Al} \cdot q_{Al} + \rho_{Mg} \cdot q_{Mg} + \rho_{Mn} \cdot q_{Mn} = 0,92 \cdot 2,7 + 0,07 \cdot 1,7 + 0,03 \cdot 7,2 = 2,65 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$$

$$a_{AMg6} = \sqrt[3]{\frac{M}{\rho N_a}} = \sqrt[3]{\frac{26,9 \cdot 10^{-3}}{2,65 \cdot 10^3 \cdot 6,02 \cdot 10^{23}}} = 2,56 \cdot 10^{-10} \text{ м.}$$

Результаты расчёта среднего межатомного расстояния для всей группы сплавов, включая АМг, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6 и АМг10 представлен на рисунке 2.1.

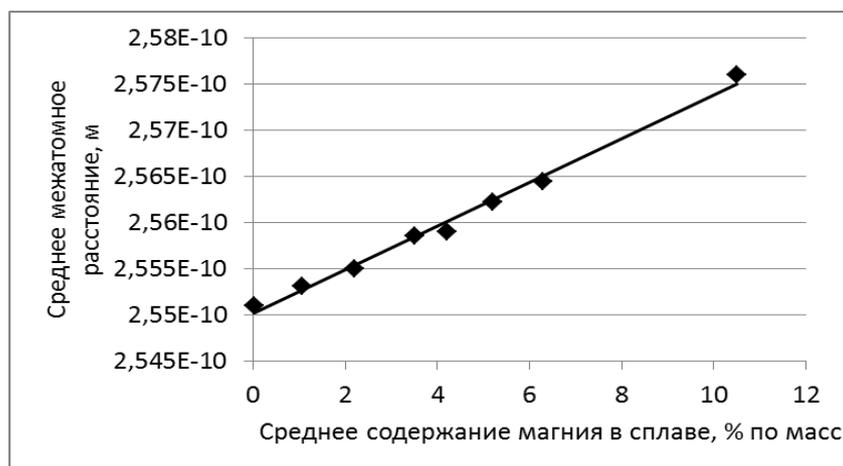


Рисунок 2.1– Изменение межатомного расстояния в сплавах системы Al-Mg в зависимости от содержания магния [94]

Время релаксации λ , - это промежуток времени, в течение которого напряжения в металле ослабевают в e раз (e – основание натурального логарифма), - находим из [40], в котором приведены зависимости в координатах «напряжения σ – скорость деформации u ». Скорость деформации имеет размерность 1/сек, обратную времени, что позволило найти необходимые данные для расчёта. Полученные результаты расчётов для сплавов АД1, АМг2, АМг6, Д16 представлены на рисунке 2.2.

С увеличением температуры нагрева в сплаве АМц (рис.2.2,б) время релаксации увеличивается. В сплаве АМгб, содержащем около 6% магния, время релаксации снижается с ростом температуры (рис.2.2, в), но для степени деформации 20% изменение времени релаксации с ростом температуры носит немонотонный характер. В сплаве Д16 зависимость времени релаксации от температуры также немонотонна (рис.2.2 г).

Коэффициент диффузии в твёрдых телах можно описать в виде полуэмпирической экспоненциальной зависимости [218]:

$$D = D_0 \times \exp(-Q/RT), \quad (2.3)$$

где D_0 – фактор диффузии, Q -энергия активации.

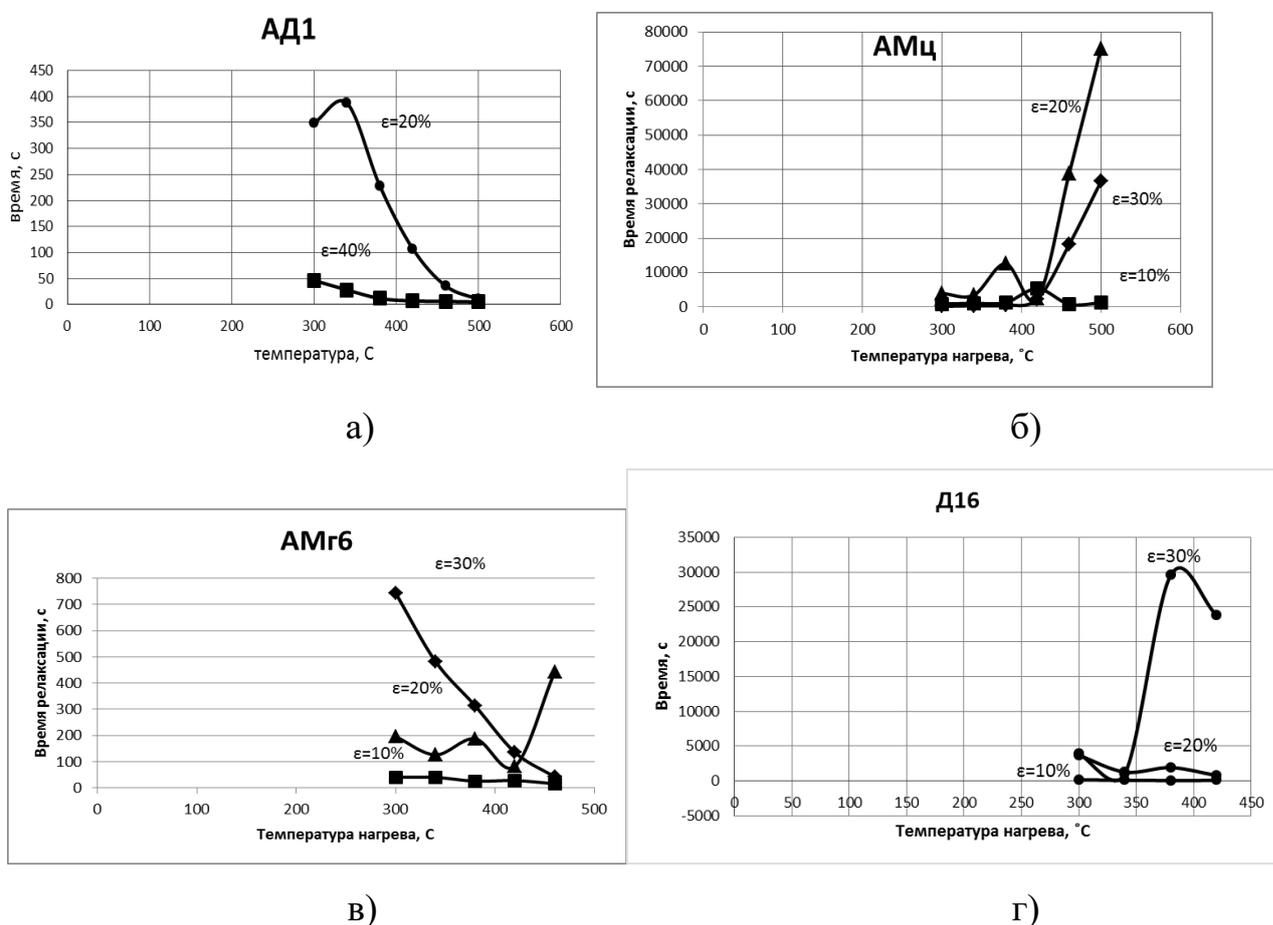


Рисунок 2.2– Зависимости времени релаксации сплавов АД1 (а), АМг2 (б), АМг6 (в) и Д16 (г) от температуры нагрева и степени деформации [94]

В работе [18] сделано предположение, что процессы термического разупрочнения контролируют в основном зернограничная и трубчатая диффузии,

для которых ориентировочно можно принять $Q = 0,5 \cdot Q_{\text{сд}}$, где $Q_{\text{сд}}$ – энергия активации самодиффузии. Пересчёт весовых долей элементов сплава в атомные показал, что в наиболее легированном магнием сплаве АМг6, на 92 атома алюминия приходится 7 атомов магния. Следовательно, применение значений энергии активации и фактора диффузии для случая самодиффузии алюминия для расчётов в представленном исследовании оправдано. На рисунке 2.3 представлена зависимость коэффициента диффузии от температуры нагрева, построенная с использованием данных справочника [217].

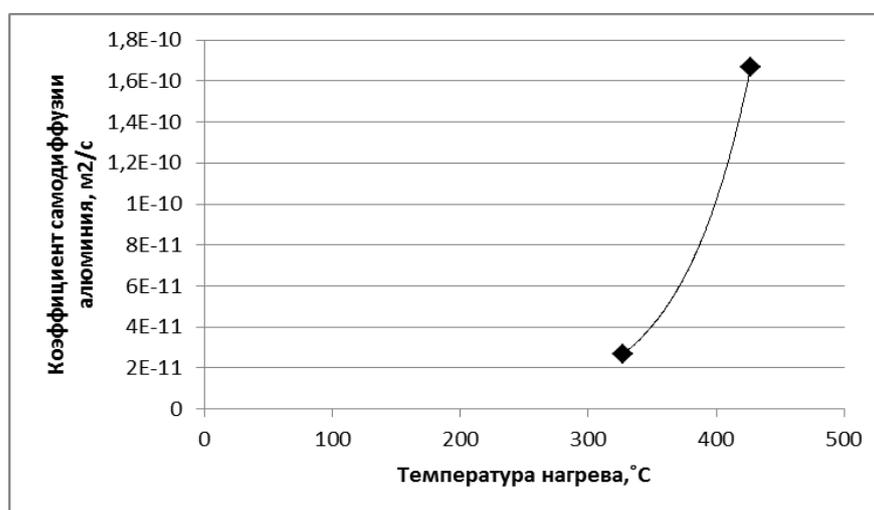


Рисунок 2.3– Температурная зависимость коэффициента самодиффузии алюминия [94]

Движущие напряжения в металле зависят от температуры и степени деформации. В данной работе было сделано допущение, что внутренние напряжения в сплаве не превышают предела его текучести при заданной температуре [218]. В качестве движущих напряжений были взяты значения условного предела текучести при выбранных температурах.

На рисунке 2.4 представлены кривые зависимости размера зерна от температуры отжига в сплаве АМг6 после деформации со степенью обжатия 30%, построенные по экспериментальным данным, взятым из [104], и расчётным данным, полученным по формуле (2.2).

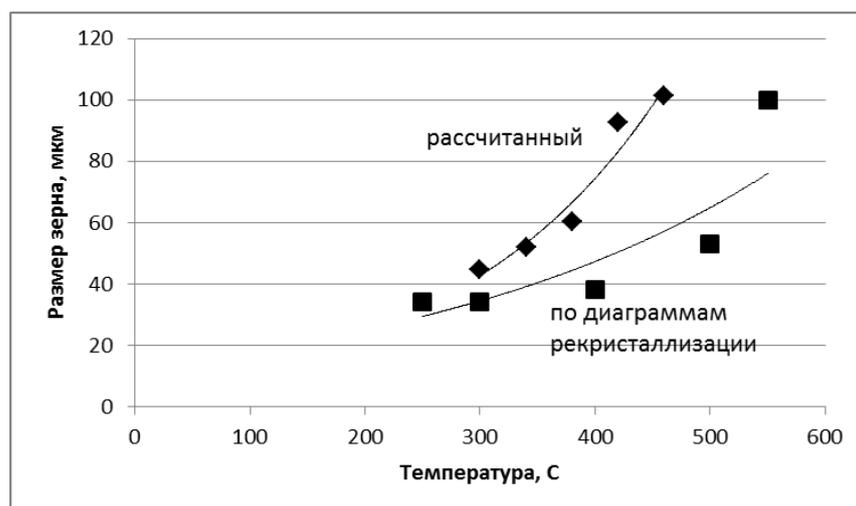


Рисунок 2.4- Графики изменения размера зерна в сплаве АМгб [94]

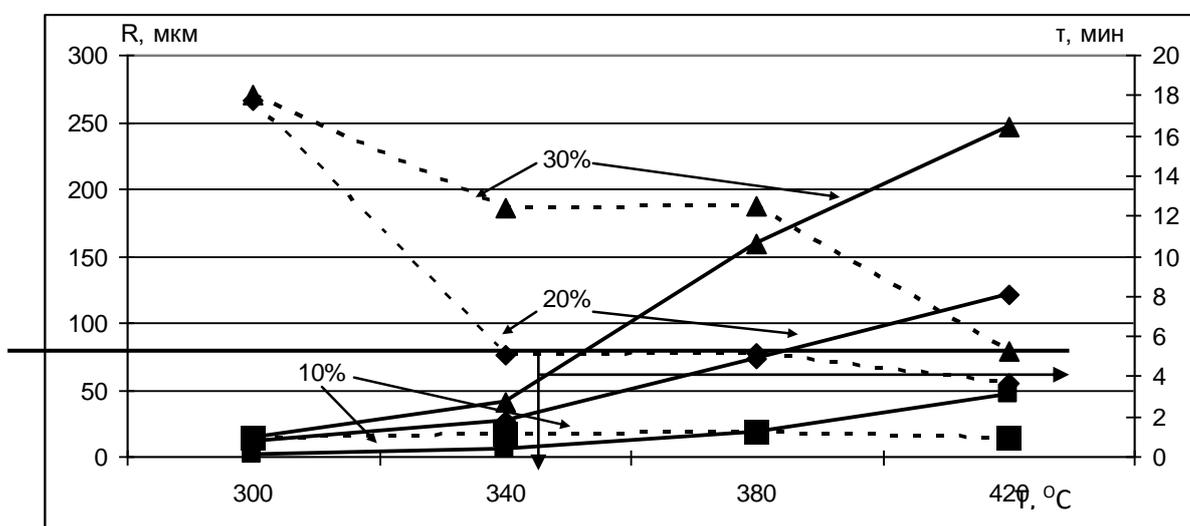


Рисунок 2.5 – Зависимость максимального размера зерна и времени выдержки при заданной температуре, необходимого для его достижения в сплаве Д16: сплошные линии – размер зерна, пунктирные – продолжительность выдержки [94]

Анализ графиков на рис.2.4, 2.5 показывает, что размер зерна увеличивается с ростом температуры при одинаковой степени деформации и длительной выдержке в течение одного часа. Разница между графиками может быть связана с уровнем напряжений в металле, которые могут изменяться менее интенсивно при повышении температуры отжига. Кроме того, на диаграммах рекристаллизации

размер зерна показан с учётом начального размера, в то время как теоретический расчёт этого фактора не учитывает.

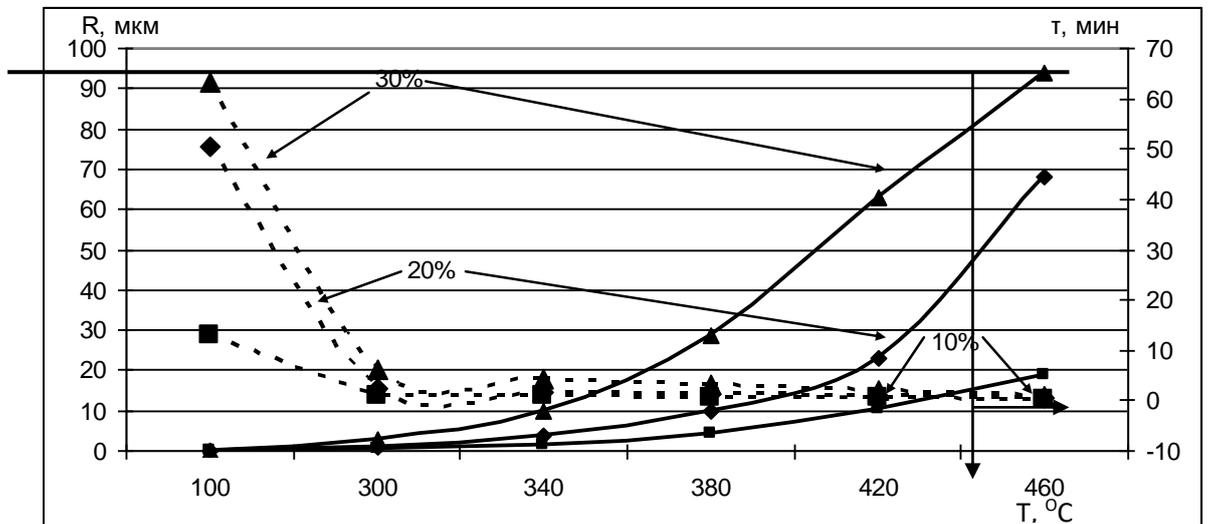


Рисунок 2.6 – Зависимость максимального размера зерна и времени выдержки при заданной температуре, необходимого для его достижения в сплаве АМг6: сплошные линии – размер зерна, пунктирные – продолжительность выдержки [94]

Результаты расчётов приведены на рисунках 2.5 и 2.6, где представлены зависимости максимального размера зерна, который может быть получен в результате рекристаллизации сплавов Д16 и АМг6, деформированных со степенями обжатий 10, 20 и 30%.

Из рисунков 2.5 и 2.6 следует, что для достижения размера зерна, например, радиусом 100 мкм в сплаве Д16 необходимо обжатие не менее 20%, нагрев до температуры около 360°C и выдержка около 5 минут. Для достижения такого же размера зерна в сплаве АМг6 потребуются обжатия более 30%, нагрев при температуре выше 460°C и выдержка около 3 минут при этой температуре.

Предложенная расчётная модель получения размера зерна не учитывает размера зерна исходной структуры до деформации и отжига. Как показано ранее (рисунок 1.5 раздела 1), структура с размером зерна 300 мкм в сплаве АМг3 приводит и к более крупному зерну в среднем около 200 мкм после

рекристаллизации, в то время как исходная структура с размером зерна 30 мкм позволяет достичь в среднем размер зерна около 100 мкм. Следовательно, анализ только среднего размера зерна не корректен без учёта начального размера зерна, т.к. диаграммы рекристаллизации представляют собой поверхности с аппроксимирующей функцией общего вида $d=A*T^{\beta(\varepsilon)}*\varepsilon^{-\gamma(T)}$, где d - размер зерна после рекристаллизации, A - коэффициент пропорциональности, зависящий от начального размера зерна, T – температура отжига, ε – степень деформации.

Проведённый в исследовании анализ выбора аппроксимирующих функций для диаграмм рекристаллизации показал, что для сплава АМГЗ изменение размера зерна в результате рекристаллизации происходит следующим образом.

Если начальный размер зерна был 30 мкм, то изменение размера зерна можно описать аппроксимирующей функцией $d= 2*10^{-14}T^6*\varepsilon^{-5}$ с коэффициентом корреляции $R=0.92$.

Если начальный размер зерна был 60 мкм, тогда зависимость размера зерна от температуры отжига и степени деформации описывается аппроксимирующей функцией $d= 4*10^{-12}T^5*\varepsilon^{-6.83}$ с коэффициентом корреляции $R=0.91$.

Если начальный размер зерна был 300 мкм, тогда зависимость размера зерна от температуры отжига и степени деформации описывается аппроксимирующей функцией $d= 7*10^{-10}T^{4.32}*\varepsilon^{-8.9}$ с коэффициентом корреляции $R=0.91$

Тогда для аппроксимирующей функции поверхности, описывающей изменение размера зерна при рекристаллизации, коэффициент $A=2*10^{-20}*d_0^{4.3}$.

Поскольку показатели степени в аппроксимирующих функциях для степени деформации ε и температуры отжига T изменяются для различных значений исходного размера зерна, вероятно, можно найти коэффициенты, показывающие эту зависимость.

В этом случае расчётная модель и необходимые формулы для расчёта размера зерна по формуле (2.2) для случая статической рекристаллизации должны учитывать размер исходного зерна. Анализ микроструктур сплавов и эталонных шкал для оценки размера зерна в ГОСТ 5639 [139] показывает, что среднее расстояние между тройными стыками зёрен изменяется в зависимости от среднего

размера зерна. Оценочные расчёты, результаты которых для наглядности представлены на рисунке 2.7, показывают, что эти значения очень близки.

Следовательно, если размер исходного зерна в сплаве АМгб до деформации и отжига был более 100 мкм (см.рис.2.7), то после рекристаллизационного отжига при температуре 460°С граница зерна не достигнет значения половины среднего расстояния между тройными стыками и часть структуры останется не рекристаллизованной, что приведёт к высоким значениям структурной энтропии.

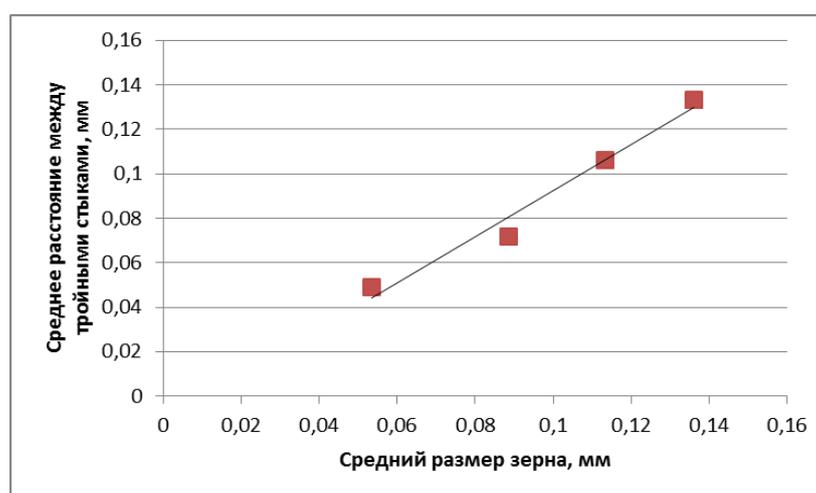


Рисунок 2.7 - Зависимость расстояния между тройными стыками зёрен и средним размером зерна

Оценить долю рекристаллизованной и нерекристаллизованной структуры можно на основании количества тройных стыков на единицу площади (объёма структуры) и максимально достижимого размера зерна.

На рисунке 2.8 показана зависимость количества тройных стыков в микроструктуре эталонных шкал сплавов от среднего размера зерна.

Из рисунка 2.8, при среднем размере зерна около 100 мкм (0,1мм) количество тройных стыков составляет около $n=250$. Это максимальное количество центров рекристаллизации, из которых потенциально могут образоваться рекристаллизованные зёрна. Тогда при температуре отжига 460°С в сплаве АМгб, деформированном со степенью деформации 30%, максимально возможный размер зерна должен быть около 95 мкм (см.рис.2.5).

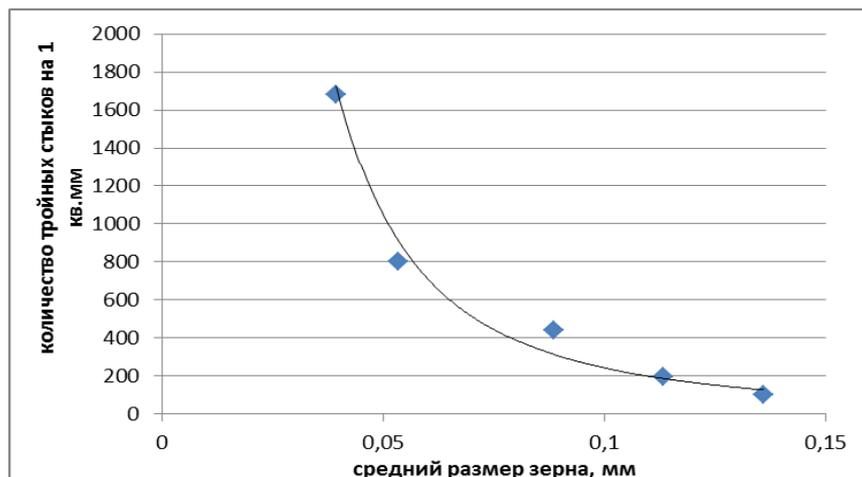


Рисунок 2.8 – Зависимость количества тройных стыков зёрен от среднего размера зерна

Если принять форму зерна в виде круга, тогда площадь, занятая одним зерном с размером 95 мкм (0,095 мм) составит $S = \pi \cdot r^2 = 3,14 \cdot 0,095^2 = 0,028 \text{ мм}^2$. При условии, что из всех тройных стыков образовались рекристаллизованные зёрна и выдержка при заданной температуре была достаточной для завершения процесса первичной рекристаллизации, тогда площадь, занятая рекристаллизованной структурой, составит $S_{\text{рекр}} = n \cdot S = 250 \cdot 0,028 \text{ мм}^2 = 7 \text{ мм}^2$, что больше значения в 1 мм^2 , на который приходилось количество тройных стыков. Следовательно, рекристаллизация пройдёт полностью.

Изменение энтропии, вызванной зарождением и ростом новых равноосных зёрен взамен деформированной структуры в процессе рекристаллизации, можно рассчитать, используя формулу для расчёта структурной энтропии, приняв за переменные в формуле 1.1 долю площади микроструктуры, занятую деформированными зёрнами и растущими равноосными зёрнами. Если принять период первичной рекристаллизации за единицу для обеспечения условия нормировки, то зависимость структурной энтропии, связанной с разнотернистостью, будет иметь вид, представленный на рисунке 2.9. При продолжительности рекристаллизации более единицы начинается период собирательной рекристаллизации. Черным цветом на рисунке 2.9 показана

зависимость структурной энтропии при постоянной скорости роста размера зерна, серым – в случае затухающей скорости, которая соответствует зависимости, представленной формулой 2.1.

Из рисунка 2.9 видно, что на этапе первичной рекристаллизации происходит рост структурной энтропии, вызванный устранением однородной волокнистой деформированной структуры, полученной в листах в результате холодной прокатки, и возникновением равноосных рекристаллизованных зёрен.

Структурная энтропия от разноразмерности достигает максимума $\Delta S=5,76$ Дж/моль*К в тот момент, когда продолжительность выдержки при отжиге составляет 0,73 от единичного периода первичной рекристаллизации в случае, если линейная скорость роста зёрен постоянна, а при затухающем характере скорости роста зерна, относительное время составляет 0,4.

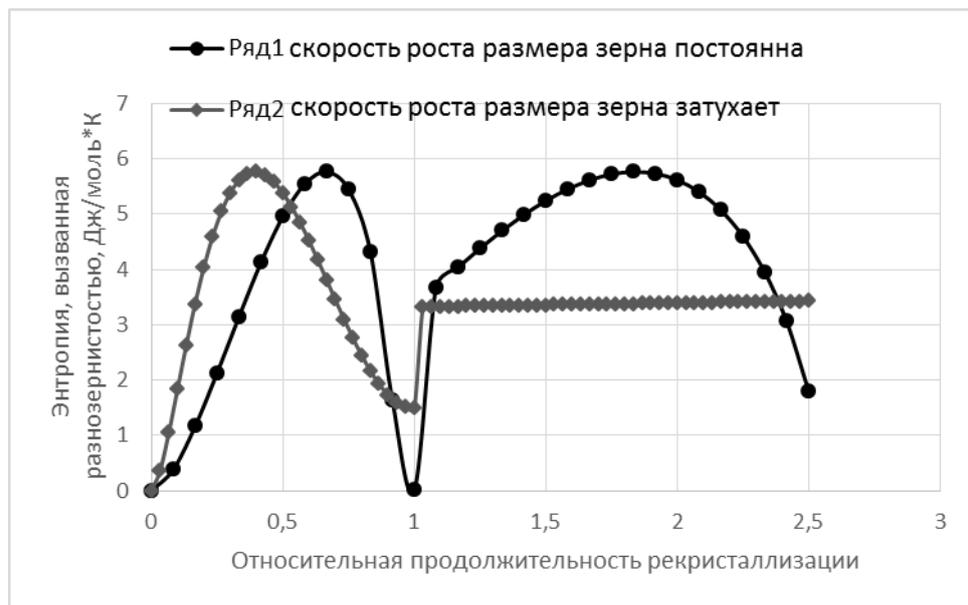


Рисунок 2.9– Изменение энтропии, вызванной разноразмерностью при протекании рекристаллизации

Далее структурная энтропия снижается практически до 0 ($\Delta S=1,4 \cdot 10^{-4}$ Дж/моль*К) при линейной скорости роста зёрен, но при затухающем характере рекристаллизации минимальное значение энтропии составляет 1,48 Дж/моль*К. При сохранении нагрева отдельные зерна начинают расти, устраняя равноосную

структуру полностью при равномерной скорости роста зёрен, и энтропия снова начинает повышаться, достигая максимума. Но при затухающем характере роста зерна повышение энтропии наблюдается только на первом этапе, а затем структурная энтропия практически не меняется. Таким образом, наиболее упорядоченная структура с минимальным значением энтропии формируется в листовых образцах при отжиге в финале первичной рекристаллизации.

2.2 Экспериментальная проверка расчётной модели изменения размера зерна в алюминиевых сплавах при рекристаллизации

Для проверки расчётов, выполненных в разделе 2.1, была проведена холодная прокатка тонких лент из сплавов Д16 и АМгб на лабораторном стане по режимам, приведённым в таблице 2.1.

После прокатки образцы подвергались отжигу при температурах Д16 – 420°С (выдержка 3, 6 и 12 минут), АМгб - 460°С (выдержка 3, 6 и 12 минут). Для фиксации структуры заготовки охлаждали в воде комнатной температуры.

Таблица 2.1. - Режимы обжатия сплавов

№ перехода	Сплав Д16		Сплав АМгб	
	Толщина проката, мм	Относительное обжатие, %	Толщина проката, мм	Относительное обжатие, %
Исходный лист	1,99	0	2,3	0
1	1,65	13	2,0	18
2	1,54	19	1,6	32
3	1,36	28	1,3	45
4	0,9	53	0,9	53

На рисунках 2.10 и 2.11 показана микроструктура сплавов Д16 и АМгб после прокатки со степенью обжатия около 30% и отжига при различной продолжительности выдержки.

Структура сплава Д16 после прокатки имеет полосчатость, характерную для деформированного металла (рис.2.10, а). Толщина зёрен около 1,5-2 мкм с незначительной разнотерностью, характерной для холоднокатаной структуры с низким уровнем структурной энтропии. Отжиг в течение 3 минут (рис.2.10, б) приводит к возникновению более равноосных зёрен, толщиной 15-20 мкм и длиной 30-40 мкм, при этом деформированная структура сохраняется.

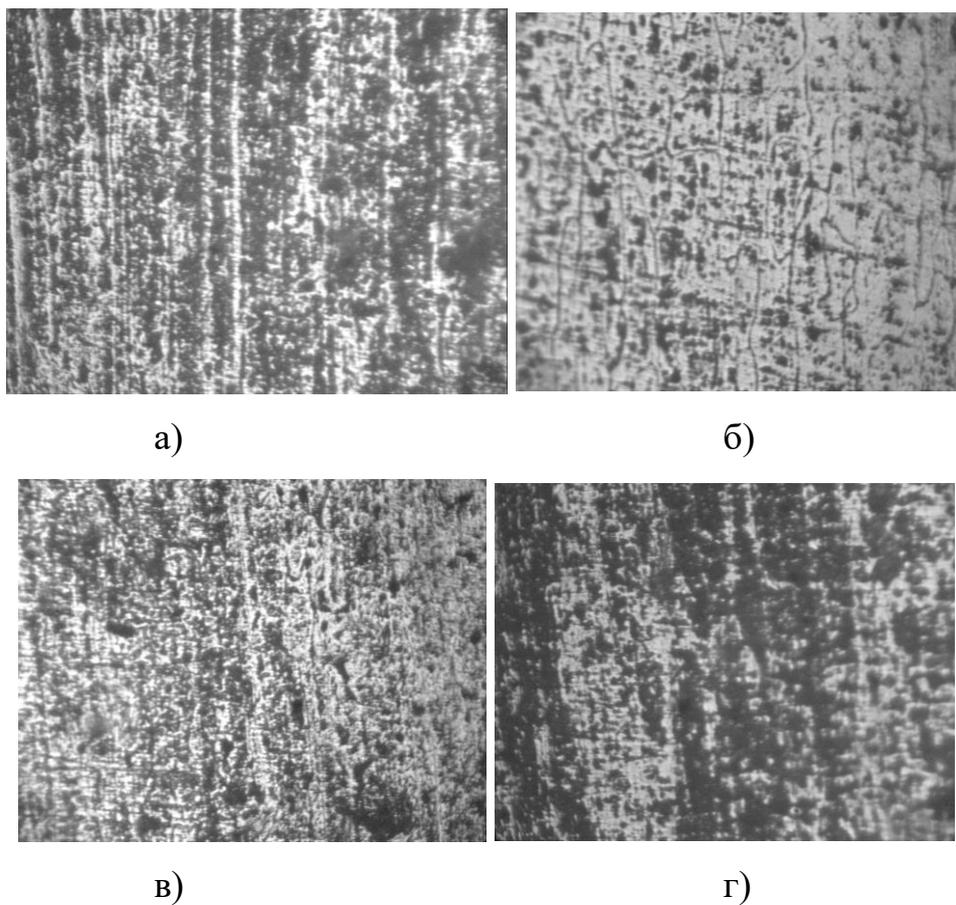


Рисунок 2.10 – Микроструктура сплава Д16 после различной выдержки при отжиге 420°С: а) без отжига, б) 3 минуты, в) 6 минут, г) 12 минут, х500 [94]

Такой вид структуры способствует возникновению разнотерности со значительной разницей в размере зерна и повышению структурной энтропии. Выдержка в течение 6 минут (рис.2.10, в) приводит к укрупнению зерна до толщины 25-30 мкм и длины 50-70 мкм, большая выдержка (рис.2.10, г) приводит к появлению разнотерности и росту отдельных зёрен до размеров 50-100 мкм.

При этом при всех выдержках сохраняется вытянутость зёрен в направлении главной деформации.

Структура сплава АМг6 после прокатки характеризуется полосчатостью с толщиной зёрен 1-1,5 мкм (рис.2.11, а), разнотерность и структурная энтропия имеют низкие значения. Нагрев до температуры 460°С и выдержка в течение 3 минут (рис.2.11, б) приводит к появлению отдельных равноосных зёрен размером 10-15 мкм, появлению разнотерности и увеличению структурной неоднородности.



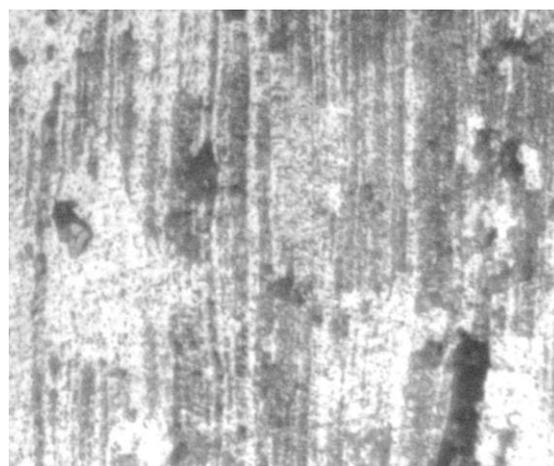
а)



б)



в)



г)

Рисунок 2.11 – Микроструктура сплава АМг6 после различной выдержки при отжиге 460°С: а) без отжига, б) 3 минуты, в) 6 минут, г) 12 минут, х500 [94]

Увеличение выдержки до 6 минут (рис.2.11, в) приводит к росту зёрен до 30-50 мкм, за счёт этого площадь, занятая рекристаллизованными зёрнами, увеличивается, по сравнению с рис.2.11,б, что способствует снижению структурной неоднородности и энтропии. Выдержка при отжиге сплава АМгб в течение 12 минут (рис.2.11, г) вызывает укрупнение рекристаллизованных зёрен до 70-80 мкм, увеличение площади, занятой рекристаллизованной структурой, а следовательно, снижению структурной энтропии. Следует отметить, что полосчатая структура даже при длительной выдержке не устранилась. Это указывает на сохранение структурной неоднородности при проведении отжига и повышение структурной энтропии до момента завершения первичной рекристаллизации.

Результаты исследования показали, что расчётные значения размеров зёрен совпадают с данными, полученными в результате экспериментальной проверки. Отклонения составляют около 7-8%, которые можно объяснить погрешностью измерений, а также тем, что при выборе аппроксимирующих уравнений для времени релаксации и скорости диффузии, коэффициент корреляции не достигал 100% совпадения.

2.3 Формирование упорядоченной структуры фаз

В процессе нагрева и выдержки сплавов при термической обработке происходит растворение легирующих элементов в твёрдом растворе, а при охлаждении выделяются упрочняющие интерметаллидные фазы сплавов из-за ограниченной растворимости легирующих элементов в алюминии.

Равномерность распределения легирующих элементов в твёрдом растворе зависит от их скорости диффузии в основном компоненте. Эта равномерность, в свою очередь, будет способствовать более равномерному распределению упрочняющих фаз, а следовательно снижению структурной энтропии. На рисунке 2.12 представлено изменение коэффициента диффузии меди и магния, - основных легирующих элементов, входящих в состав рассматриваемых сплавов. Данные для построения зависимостей взяты из справочника физических величин [217]. Из

рисунка 2.11 видно, что медь обладает более высокой скоростью диффузии в алюминии, чем магний. Вместе с тем, более высокие концентрации меди способствуют увеличению скорости диффузии. Для магния характерна противоположная зависимость: эвтектические концентрации ($\approx 34\%$) приводят к меньшей скорости диффузии, чем доэвтектические (с концентрацией магния 4,6...10,0 масс.%). Поскольку скорость диффузии меди в алюминии выше, чем скорость диффузии магния в алюминии, приоритетом при образовании интерметаллидов с алюминием при нагреве (и равновесном охлаждении) будет обладать именно медь.

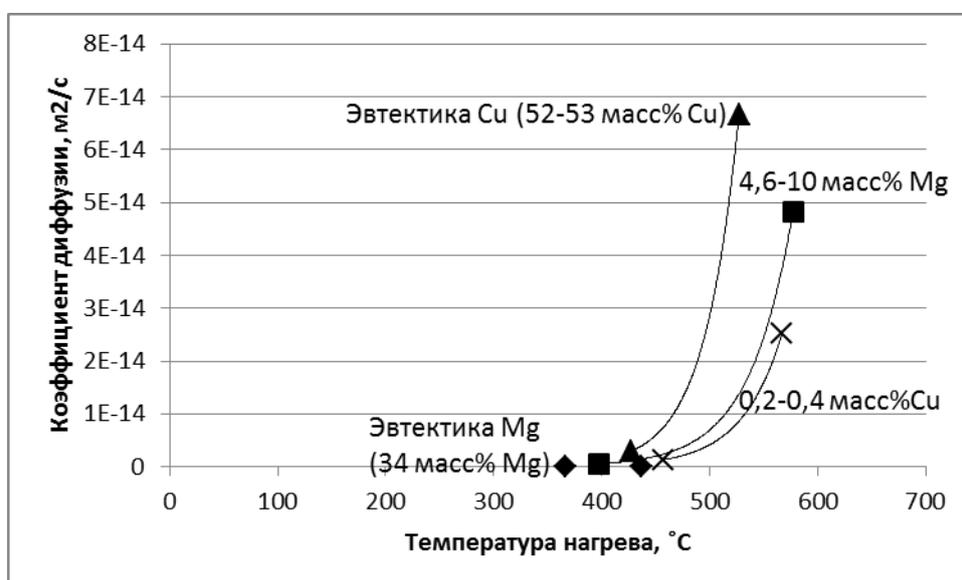


Рисунок 2.12 – Зависимость коэффициента диффузии магния и меди в алюминии от концентрации элементов и температуры нагрева

В зависимости от сочетания температуры нагрева, времени выдержки и скорости диффузии легирующих элементов в алюминии, структура, формируемая при нагреве и охлаждении, будет отличаться как составом фаз, так и характером их распределения по телу зерна.

Более высокие температуры нагрева при отжиге или закалке и длительные выдержки при нагреве сплавов будут способствовать диффузии, поэтому упрочняющие фазы формируются более крупные, и распределены они более равномерно.

Меньшие температуры нагрева и меньшие выдержки при старении ограничивают протекание диффузии, соответственно частицы упрочняющих фаз не успевают вырасти до значительных размеров или даже образоваться. Топологический разброс размеров частиц упрочняющих фаз приводит к большей неоднородности фазового состава.

Согласно термодинамической теории, наиболее вероятно развитие процессов, при которых формируется более высокая степень беспорядка (энтропии). Поскольку наибольшая конфигурационная энтропия формируется при появлении упрочняющих фаз в алюминиевых сплавах со стехиометрическим составом Al_2Me [18], то чаще всего в результате отжига и старении при относительно высоких температурах выделяется интерметаллид Al_2Cu . Присутствие магния (например, в сплаве Д16) наряду с медью приводит к вероятности появления интерметаллида Al_2CuMg , имеющего более высокий уровень энтропии, а потому, способствует увеличению структурной неоднородности.

Характер распределения упрочняющих фаз в зерне алюминиевых сплавов имеет различные зависимости после отжига и старения (рисунок 2.13). Так, после отжига формируется равномерное распределение вторичной фазы по всему зерну, что даёт снижение структурной энтропии отождённых образцов.

В источниках [95, 97] приводятся сведения, что β и θ -фазы в алюминиевых сплавах выделяются на некотором расстоянии от границы зерна, но в целом вероятность их распределения по всему зерну в процессе отжига одинакова, т.е. $\rho = \text{const}$, где ρ - вероятность появления упрочняющего интерметаллида.

При повторных нагревах после закалки стареющих алюминиевых сплавов частицы упрочняющих фаз начинают выделяться по границам зёрен, а затем их распределение перемещается вглубь зерна, т.е. $\rho = \frac{\text{const}}{x^n + c}$, где x - расстояние от границы зерна (минимальное значение $x_{\min} = 0$, максимальное $x_{\max} = d_3/2$ (d_3 - размер зерна)), c – постоянная величина, показывающая, что выделение вторичных фаз происходит на некотором расстоянии от границы зерна (как правило $c = 0,05$ мкм),

n- критерий многофакторный, зависящий от режимов повторного нагрева и является предметом другого исследования. Но очевидно, что структурная энтропия, связанная с характером распределения фаз, увеличивается в результате закалки и старения по сравнению с отожжённым состоянием.



Рисунок 2.13 – Предполагаемая вероятность появления упрочняющих фаз в зерне двухфазного сплава в зависимости от вида обработки: 1 – отожжённое состояние, 2 – закалённое и состаренное состояние [220]

Регрессионные модели, полученные в исследовании [41], показали, что поверхностные остаточные напряжения в сплавах АМг10 и Д16 увеличиваются по мере увеличения температуры нагрева и продолжительности выдержки при старении, что приводит к увеличению энтропии и снижению штампуемости при определённых режимах старения.

2.4. Формирование упорядоченной кристаллографической текстуры

При холодной прокатке при больших степенях деформации ($\epsilon > 20\%$) в листах алюминиевых сплавах формируется преимущественная кристаллографическая текстура с преобладанием компонент $(111)\langle 100 \rangle$, относительная полюсная плотность которых составляет $P > 3$ [98]. Такие значения говорят о возможном параллельном расположении кристаллографических плоскостей (111) по отношению к лицевой стороне листа. У компонент

(100)<100> и (110)<100> относительная полюсная плотность незначительно превышает единицу или даже меньше единицы. С ростом степени деформации относительная полюсная плотность указанных компонент (111)<100> увеличивается. Это приводит к росту упорядоченности и снижению структурной энтропии, которая проявляется в монохромном окрашивании зёрен при анализе микроструктуры в поляризованном свете (EBSD), в снижении структурной энтропии при анализе кривых растяжения, и в острых текстурах определённых компонент.

Теория процессов рекристаллизации [111, 112], а также результаты натуральных исследований [126, 193, 202, 203, 207-213] показывают, что нагрев деформированного металла приводит к исчезновению преимущественной кристаллографической ориентировки зёрненной структуры сплавов. Она проявляется в широком спектре окраски зёрен при EBSD-анализе, увеличению количества текстурных компонент, снижению их относительной полюсной плотности при текстурном анализе и увеличению структурной энтропии, рассчитанной на основании кривых растяжения. Эти изменения свидетельствуют о снижении упорядоченности структуры. Однако при рекристаллизации наблюдается закономерность в формировании кристаллографической текстуры: зёрна или субзёрна с определённой кристаллографической ориентировкой, присутствующие в деформированном металле, растут с большей скоростью, чем другие (т.н. гипотеза ориентированного роста). В алюминиевых сплавах такими свойствами обладают зёрна с ориентировкой (100)<100> и (100)<110>. Их полюсная плотность после рекристаллизации значительно выше, чем после прокатки и преобладает над другими компонентами. Следовательно, доля зёрен с указанной ориентировкой будет преобладать, отражаясь на снижении уровня структурной энтропии.

В исследовании [221] показано, что ориентировка (100)<100> способствует снижению штампуемости алюминиевых сплавов, а ориентировка (100)<110> повышает деформационные возможности листов по сравнению с изотропным случаем.

Кроме того, наблюдается определённая закономерность поворота в пространстве кристаллографических плоскостей рекристаллизованных зёрен по отношению к решётке зёрен холоднокатаного металла: в ГЦК металлах поворот кристаллографических плоскостей во время рекристаллизации вокруг общей оси $\langle 111 \rangle$ составляет около $30...40^\circ$. По этой причине режимы обжата и отжига позволяют сформировать в листах преимущественный порядок кристаллографической текстуры.

2.5 Выявление роли структурных элементов в упорядочивании структуры

На упорядочивание структуры могут оказывать влияние следующие структурные элементы:

- содержание легирующих элементов,
- фазовый состав и характер распределения фаз,
- размер зерна и разнотерность,
- разнообразие компонент кристаллографической текстуры,
- толщина лент и полос.

Эти структурные особенности могут оказывать влияние друг на друга: с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается количество и размер частиц упрочняющих фаз. При определённом содержании легирующих элементов фазовый состав изменяется на качественном уровне. Этот переход иллюстрируют линии сольвуса на диаграммах состояния. Легирующие элементы также влияют на формирование зёрновой структуры: добавки магния в алюминий приводят к росту зерна, в то время как медь и марганец способствуют получению мелкозернистой структуры [104]. Набор компонент текстуры и характер изменения кристаллографической текстуры при рекристаллизации изменяется в зависимости от системы и степени легирования [119, 126-128, 135, 215]. Чистые металлы, как правило, обладают своим набором текстур, в то время как набор компонент текстур сплавов шире, а интенсивность дифракционных пиков ниже.

Но и каждая из структурных особенностей способна оказывать влияние на штампуемость. Следует установить, какая особенность структуры оказывает наибольшее влияние на упорядоченность и, в свою очередь, на штампуемость. Одним из способов количественной оценки доли каждой из перечисленных особенностей, вносимой в общую структуру, может служить расчёт структурной энтропии.

Как показано на рисунке 1.7, энтропия, вносимая легированием, может быть рассчитана на основании данных о количестве и мольной доле легирующих элементов. Аналогично можно рассчитать энтропию, вносимую фазовым составом на основании данных о количестве фаз и характере их распределения внутри зерна или характерного объёма сплава.

Энтропию, вносимую размером зерна, можно рассчитать на основании количества зёрен, приходящихся на единичный объём (толщину или площадь поверхности листа), а разнотернистость также можно рассчитать на основании плотности вероятности распределения размеров зёрен.

Кристаллографическая текстура также может быть рассчитана с помощью текстурной энтропии по количеству кристаллографических плоскостей и их относительной полюсной плотности, а также по доле компонент текстуры, определяемых с помощью прямых или обратных полюсных фигур.

Таким образом, структурная энтропия будет суммой энтропий, вносимых каждой из перечисленных особенностей структуры:

$$\Delta S = \Delta S_{\text{хим}} + \Delta S_{\text{фаз}} + \Delta S_{\text{зерно}} + \Delta S_{\text{разнотерн}} + \Delta S_{\text{текстур}},$$

где $\Delta S_{\text{хим}}$ – энтропия, вносимая химическим составом, $\Delta S_{\text{фаз}}$ – энтропия, вносимая фазовой структурой, $\Delta S_{\text{зерно}}$ – энтропия, вносимая размером зерна и разнотернистостью, $\Delta S_{\text{разнотерн}}$ – энтропия, вносимая разнотернистостью, $\Delta S_{\text{текстур}}$ – энтропия, вносимая кристаллографической текстурой.

2.6 Выводы по главе 2

Разработанная расчётная модель процесса статической рекристаллизации показала возможность формирования в листовых алюминиевых сплавах

требуемого однородного размера зерна с учётом химического состава сплава, степени деформации и температуры и продолжительности нагрева.

Исходный размер зерна при прокатке листов из алюминиевых сплавов оказывает влияние на размер зерна после рекристаллизации: крупнозернистая структура перед деформированием, характеризуемая размером зерна около 300 мкм, приводит к получению более крупного зерна с размером около 200 мкм после холодной прокатки со степенью обжатия свыше 20% и рекристаллизационного отжига; исходная структура в раскате с размером зерна около 30 мкм позволяет получить размер зерна около 100 мкм при тех же режимах обработки сплава.

Установлено, что на этапе первичной рекристаллизации происходит увеличение структурной энтропии за счёт устранения однородной волокнистой холоднокатаной структуры, и возникновения на её фоне равноосных рекристаллизованных зёрен. Структурная энтропия, обусловленная разнотернистостью, достигает максимальных значений при продолжительности отжига 0,4 от полного периода первичной рекристаллизации в случае, если скорость роста зерна имеет затухающий характер. Далее структурная энтропия снижается до минимального значения к моменту окончания первичной рекристаллизации. При сохранении нагрева отдельные зерна начинают расти, устраняя равноосную структуру, и при затухающем характере роста зерна повышение энтропии наблюдается только на начальном этапе собирательной рекристаллизации этапе, а затем структурная энтропия практически не меняется. Таким образом, наиболее упорядоченная структура с минимальным значением энтропии формируется в листовых образцах при отжиге в финале первичной рекристаллизации.

Состав упрочняющих фаз, образующихся при отжиге алюминиевых сплавов, состоящий преимущественно из смеси соединений θ (Al_2Cu), S (Al_2CuMg) в сплавах системы Al-Cu-Mg и соединения β (Al_8Mg_5) в сплавах системы Al-Mg, обусловлен скоростью диффузии, зависящей от температуры нагрева и продолжительности выдержки. В отожжённых сплавах рассмотренных

марок АМг2, АМг, АМг10, Д16 частицы отличаются более крупным размером, а в сплаве Д16 имеют более высокую концентрацией меди, скорость диффузии которой выше, чем скорость диффузии магния. Скорость диффузии магния и меди в алюминии зависит не только от температуры нагрева, продолжительности выдержки и разницы концентраций, но и структуры, внутри которой они содержатся. Так, увеличение концентрации меди в алюминии приводит к повышению скорости диффузии независимо присутствует ли медь внутри эвтектики или свободных упрочняющих фаз, в то время как магний, находящийся внутри эвтектики, содержащей около 17%Mg и состоящей из твёрдого раствора магния в алюминии и β -фазу (Al_8Mg_5), имеет в несколько раз меньшую скорость диффузии, чем магний, находящийся в структуре с доэвтектической концентрацией 4-10%Mg, состоящей из твёрдого раствора и свободных упрочняющих фаз.

Состав упрочняющих фаз, выделяющихся при старении сплавов Д16 и АМг10, является результатом низкотемпературных диффузионных процессов, скорость которых на порядок ниже, чем при отжиге, что способствует увеличению неоднородности структуры за счёт одновременного присутствия зон Гинье-Престона и упрочняющих фаз различного состава, в том числе неравновесных. Низкая скорость диффузии легирующих элементов, преимущественно меди и магния, в алюминии при температурах старения по сравнению с температурой отжига приводит к появлению частиц меньшего размера и неоднородности распределения фаз по сравнению с отожжённым состоянием, что оказывает влияние на снижение упорядоченности.

При старении сплавов системы Al-Cu выделение интерметаллида состава Al_2Cu , соответствующего стехиометрическому соотношению атомов Al_2Me , приводит к получению наибольших значений конфигурационной энтропии, что согласно термодинамической теории, имеет наибольшую вероятность. Присутствие магния (например, в сплаве Д16) наряду с медью приводит к вероятности появления интерметаллида Al_2CuMg , имеющего более высокий уровень энтропии, а потому, способствует снижению упорядоченности.

Большие пластические деформации сплавов с ГЦК-решёткой способствуют повышению упорядоченности структуры и снижению текстурной энтропии за счёт формирования преимущественной кристаллографической текстуры $(111)\langle 100 \rangle$ при снижении полюсной плотности ориентировок $(100)\langle 100 \rangle$ и $(110)\langle 100 \rangle$. Ориентировки $(100)\langle 100 \rangle$ и $(110)\langle 100 \rangle$ способствуют снижению штампуемости. В алюминиевых сплавах зёрна с кристаллографическими ориентировками $(100)\langle 100 \rangle$ и $(100)\langle 110 \rangle$ обладают повышенной склонностью миграции границ при рекристаллизации и увеличению относительной полюсной плотности указанных кристаллографических плоскостей после отжига. Их полюсная плотность после рекристаллизации значительно выше, чем после прокатки и преобладает над другими компонентами. Следовательно, доля зёрен с указанной ориентировкой будет преобладать, приводя к снижению уровня структурной энтропии.

Кристаллографическая ориентировка $(100)\langle 100 \rangle$ неблагоприятно влияет на штампуемость, а $(100)\langle 110 \rangle$ способствует более высокой штампуемости. На формирование кристаллографической текстуры и текстурной энтропии в алюминиевых сплавах оказывает влияние закономерность поворота в пространстве вокруг общей оси $\langle 111 \rangle$ на угол $30...40^\circ$ кристаллографических плоскостей рекристаллизованных зёрен по отношению к решётке зёрен холоднокатаного алюминия.

На упорядочивание структуры могут оказывать влияние содержание легирующих элементов, фазовый состав и характер распределения фаз, размер зерна и разнотернистость, разнообразие компонент кристаллографической текстуры.

Перечисленные структурные особенности могут оказывать влияние друг на друга: с увеличением содержания легирующих элементов увеличивается количество и размер частиц упрочняющих фаз. Набор компонент текстуры и характер изменения кристаллографической текстуры при рекристаллизации изменяется в зависимости от системы и степени легирования.

Каждая из структурных особенностей способна оказывать влияние на штампуемость. Одним из способов количественной оценки доли каждой из перечисленных особенностей, вносимой в общую структуру, может служить расчёт структурной энтропии. Структурная энтропия благодаря принципу суперпозиции будет являться суммой энтропий, вносимых каждой из перечисленных особенностей структуры.

3 Материалы и методы экспериментальных исследований

При проведении исследований применялись листовые образцы из технического алюминия АД0, АД1 и АД2 (ГОСТ 21631), а также алюминиевых сплавов АМц, АМг1, АМг2, АМг5, АМг6, АМг10 и сплав Д16, поставляемые по химическому составу согласно ГОСТ4784 [219] и механическим свойствам согласно ГОСТ 21631 [222]. Выбор объектов исследования связан с тем, что указанные листовые деформируемые сплавы широко используются для получения деталей и узлов в различных отраслях машиностроения: транспортном машиностроении, судостроении, ракетостроении, автомобилестроении и других [223, 224]. Сплавы АМг5, АМг6 широко применяются в авиастроении. Сплав АМг10 [225] обладает высокой прочностью и пластичностью по сравнению с литейными аналогами (АЛ8, АЛ27-1), но проявляет нестабильность свойств при их обработке. Высокое содержание магния в сплавах приводит к снижению пластичности и штампуемости, и повышению прочности.

3.1. Формирование требуемой структуры

3.1.1. Получение требуемого размера зерна

Режимы получения возможного размера зерна выбирали на основании диаграмм рекристаллизации [104]. Образцы для исследования вырезали из срединной части холоднокатаных отожжённых листов толщиной 1 мм в направлении прокатки. Для получения различных значений размера зерна образцы подвергали холодной прокатке и одноосному растяжению с различными степенями деформации. Затем образцы подвергали отжигу. Для фиксации полученной структуры охлаждение проводилось в воде.

3.1.2 Пластическая деформация при одноосном растяжении

Для установления влияния пластической деформации и расчёта комплексных показателей штампуемости, структурной энтропии, а также на

показатели штампуемости исследуемых сплавов проводились испытания на одноосное растяжение по ГОСТ 1497 [226] и ГОСТ 11701 [227]. Механические испытания проводились на универсальных испытательных машинах Testometric с максимальным усилием 150 кН (для образцов с толщиной более 1 мм) и Tinius Olsen с максимальным усилием 0,5 кН (для образцов с толщиной менее 1 мм). Для испытаний на растяжение применялись плоские образцы с соотношением $l_0/d_0=5$.

Для расчётов применяли логарифмическую деформацию, так как она подчиняется законам суммирования, в отличие от относительной деформации. Значения истинной (логарифмической) деформации рассчитывали по формуле 3.1:

$$\varepsilon_i = \ln \frac{l_k}{l_0} \cdot 100\% \quad (3.1)$$

где ε_i – истинная деформация, %; l_0 – начальная длина образца, мм; l_k – конечная длина образца, мм.

3.1.3 Выбор режимов термической обработки

В качестве предварительной термической обработки применяли полный отжиг для выравнивания свойств по сечению всех образцов. Температуру отжигов выбирали, исходя из рекомендаций справочников [35, 228].

Отжиг сплава Д16 проводили при температуре 500°C в течение 1 часа. Закалка проводилась при температуре 500°C, выдержка в течение 1 часа, охлаждение в воде комнатной температуры (20...25°C).

Старение образцов проводили при температурах 50°C, 100°C, 150°C, 200°C и выдержке при каждой температуре 15 мин., 30 мин., 60 мин., 120 мин., 240 мин. Охлаждение у всех образцов происходило на воздухе.

Отжиг сплава АМг10 проводили при температуре 430°C в течение 1 часа. Закалка проводилась при температуре 430°C, выдержка в течение 1 часа, охлаждение в воде комнатной температуры (20...25°C).

Старение образцов проводили при температурах 100°C, 150°C, 180°C и выдержке при каждой температуре 60 мин., 120 мин., 240 мин. Охлаждение у всех образцов происходило на воздухе.

Отжиг образцов из сплавов АД0, АД1, АМц, АМг1, АМг2 проводили при температуре 460°C в течение 1 часа, сплавов АМг5, АМг6 - при температуре 420°C в течение 1 часа, охлаждение вместе с печью.

Для нагрева образцов до заданных интервалов температур были использованы камерные электропечи СНОЛ-1,6.2,5.1/11-ИЗ.

3.2 Проведение микроструктурного анализа

Микроструктуру изучали на лицевой и боковой поверхности заготовок. Для выбора режима травления применяли сведения, указанные в источнике [229].

Травление образцов для выявления зёрновой структуры проводили следующими составами:

1) 30%-раствор ортофосфорной кислоты (H_3PO_4) в воде при температуре 35°C, продолжительность травления для образцов была выявлена экспериментальным путём.

2) 180 мл H_2O +180 мл HCl +120 мл HNO_3 +30 мл HF , 1 минута, промывка в проточной воде, сушка фильтровальной бумагой.

В состав травителя для выявления фазового состава входили плавиковая кислота HF – 2%, азотная кислота HNO_3 – 3% и вода H_2O – 95%, продолжительность травления – 10 секунд.

В зависимости от вида марки сплава и режима термообработки, время травления составляло от 5 до 60 секунд.

Исследование структуры проводили на оптическом металлографическом микроскопе МЕТАМ РВ и растровом электронном микроскопе INCA. После чего фотографировали выявленную структуру выбранного микрошлифа на фотокамеру для дальнейшего исследования: замера зерен и включений.

Для изучения размеров областей когерентного рассеяния проводились рентгеноструктурные исследования. Для исследований применяли дифрактометр

ДРОН -7 в фильтрованном излучении Cu-K α . Съёмка дифрактограмм для фазового анализа проводилась в схеме θ -2 θ сканирования. Для расшифровки дифрактограмм использовалась рентгенометрическая картотека ASTM.

По уширению линий (111) или (200) определялся размер областей когерентного рассеяния. Микронапряжения рассчитывались по уширению линий (220) и (331) [192, 230].

3.2.1 Количественная оценка структуры

Для установления закономерностей влияния структурных особенностей на технологические свойства, а также формирования структуры в зависимости от выбранных режимов деформирования и термической обработки были разработаны количественные критерии их оценки, представленные ниже.

3.2.1.1 Оценка зёрненной структуры

Размер зерна оценивали одним из способов, предложенных в ГОСТ 5639-82-Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Для проведения количественной оценки зёрненной структуры и её однородности (разнозернистости) использовался следующий метод [221]. В основном средний размер зерна рассчитывали по числу зёрен, приходящихся на ограниченную площадь. Для этого изображение микроструктуры разделили на 9-10 одинаковых прямоугольных участков. С учётом выбранного увеличения рассчитывали действительную площадь полученных прямоугольных фрагментов. Внутри каждого фрагмента подсчитывали количество зёрен. Например, на рисунке 3.1 представлена микроструктура лицевой поверхности листовой заготовки из сплава АМг2 после пластической деформации со степенью обжатия 20% и отжига при температуре 450°С в течение 1 часа.

Площадь фрагмента делили на количество зёрен, и извлекали квадратный корень из полученного отношения. На основании 9-12 значений величины зерна строили гладкие графики плотности вероятности, используя возможности программы Microsoft Office Excell, опцию ЧАСТОТА. Для приведённой

микроструктуры (рисунок 3.1) график распределения плотности вероятности размера зерна представлена на рисунке 3.2.



Рисунок 3.1 – Микроструктура листового образца из сплава АМг2 после пластической деформации со степенью обжатия 20% и отжига при температуре 450°С в течение 1 часа, x100 [94]

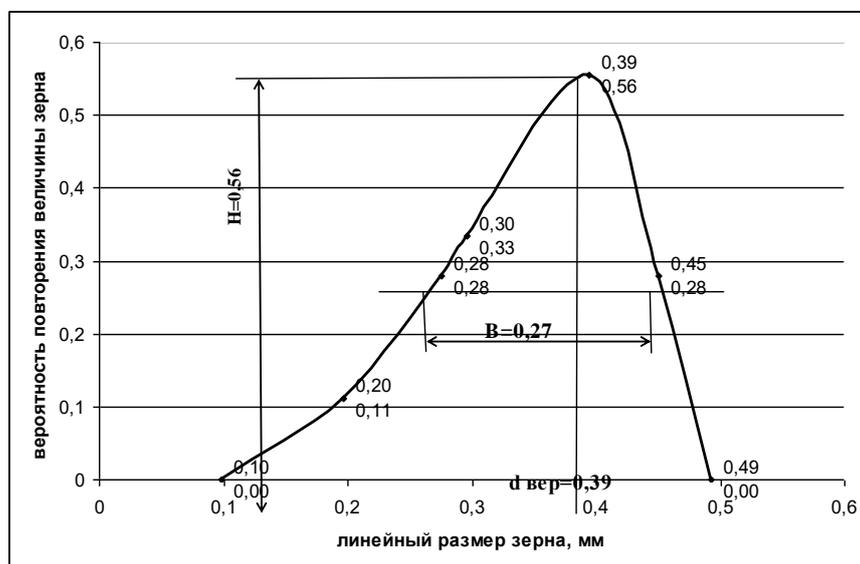


Рисунок 3.2 – График плотности вероятности размера зерна для сплава АМг2 после пластической деформации со степенью обжатия 20% и отжига при температуре 450°С в течение 1 часа [94]

На полученных графиках находили наиболее вероятное значение размера зерна $d_{\text{вер}}$ (мкм), высоту графика при этом значении H_{max} (имеющую нулевую размерность) и ширину графика на половине высоты (B).

Разнозернистость оценивается по формуле: $\beta = \frac{B}{d_{\text{вер}} \cdot H_{\text{max}}}$.

Чем больше это значение, тем выше неоднородность зёрненной структуры. В данном случае она равна $\beta = \frac{B}{d_{\text{вер}} * H} = \frac{0,27 \text{ мм}}{0,39 \text{ мм} * 0,56} = 1,24$.

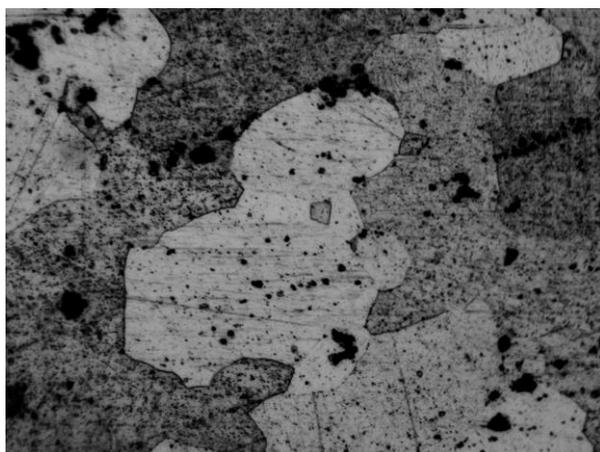
На способ количественной оценки разнозернистости получен патент [231].

3.2.1.2 Оценка областей когерентного рассеяния

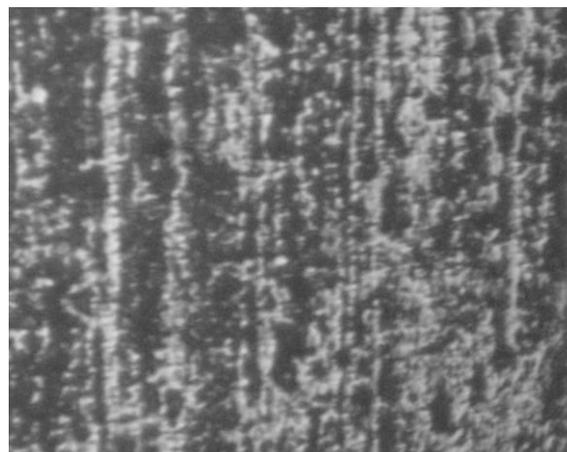
Зачастую получение и определение самого размера зерна в алюминиевых сплавах представляет отдельную задачу. С одной стороны, качество получаемой структуры зависит от состава травителя и условий травления. В некоторых сплавах, например, системы Al-Cu-Mg или Al-Mg-Si, этот вопрос не имеет однозначного ответа. С другой стороны, форма зерна бывает такой, что невозможно определить его размер, например, при наличии в нём разориентировки, блочности или скручивания. Например, на рисунке 3.3 представлены микроструктуры алюминиевых сплавов в различных сечениях. Слева показана микроструктура лицевой поверхности, справа – торцевой поверхности, снятая вдоль направления прокатки.

Как видно из рисунка 3.3, зёрна в сплаве Д16 представляют собой разветвлённую форму, а зёрна сплава АМг6 – форму выпуклых многогранников. В целом, оценить размер зёрен такой структуры можно подсчётом зёрен на единицу площади. Но в горизонтальной плоскости зёрна имеют одни размеры, а в вертикальной – другие. Очевидно, что к настоящему моменту разработаны методики для анализа степени вытянутости (эллипсности) зёрен [232], но в каждой плоскости или направлении в листе это будут свои показатели. Поэтому такой критерий довольно сложно применять для нахождения количественных связей между структурой и свойствами материалов.

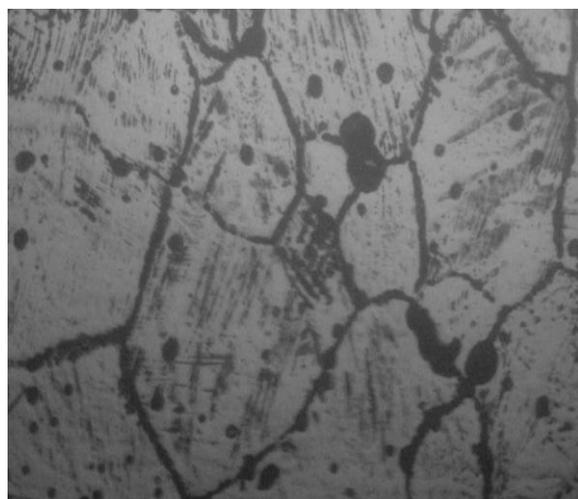
Использование рентгеноструктурного анализа позволяет количественно оценить размер областей когерентного рассеяния [141, 142]. Они представляют собой объёмы или части зерна, кристаллографические плоскости которых когерентно отражают рентгеновские пучки, то есть с кратной разностью фаз рентгеновской волны. При размерах этих областей меньше $(1...1,5) \times 10^{-7}$ м наблюдается эффект размытия и уширение интерференционных линий на рентгенограммах [233, 234].



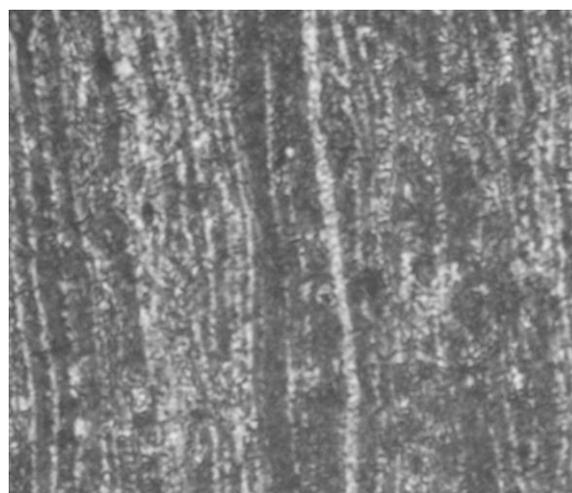
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.3 – Микроструктура сплава Д16 (а,б) и АМг6 (в,г) после пластической деформации, $\times 500$ [94]: а, в – микроструктура лицевой поверхности, б, г – микроструктура торцевой поверхности, снятая вдоль направления прокатки

К уширению линий интерференции рентгеновских лучей в листовых полуфабрикатах могут приводить остаточные микронапряжения или появление субзёрен, которые разделены малоугловыми границами. В большинстве случаев, эти блоки рассеивают падающие рентгеновские лучи когерентно, поэтому их называют областями когерентного рассеяния. Как остаточные микронапряжения, так и области когерентного рассеяния присутствуют в металле всегда, но их уровень, знак и характер распределения могут меняться в результате пластической деформации и термической обработки. Определить степень влияния размеров областей когерентного рассеяния или микронапряжений можно по условию соотношения углов линий интерференции θ и уширения β :

$$\frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} < \frac{\beta_2}{\beta_1} < \frac{\operatorname{tg}\theta_2}{\operatorname{tg}\theta_1} \quad \text{Если уширение вызвано только микроискажениями, то} \quad \frac{\beta_2}{\beta_1} = \frac{\operatorname{tg}\theta_2}{\operatorname{tg}\theta_1}$$

Если в образце нет искажений и всё уширение вызвано только мелким размером частиц, то $\frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} = \frac{\beta_2}{\beta_1}$.

Рентгенографические методы количественной оценки дисперсности структуры основаны на анализе ширины дифракционных линий [135, 192, 235, 236]. Методика расчёта величины микроискажений кристаллической решётки по результатам рентгеноструктурного анализа подробно и доступно описана в [192]. Ширина дифракционного максимума определяется на половине его высоты. На рисунке 3.4 представлен фрагмент дифракционной картины сплава АМг5 после прокатки со степенью обжатия $\varepsilon=30\%$ и отжига при температуре 500°C и продолжительности выдержки 30 минут.

Сравнение дифракционной картины обработанного образца с дифракционной картиной эталонного образца позволит оценить величину увеличения ширины интерференционных линий для выбранных плоскостей.

Анализ ОКР проводили для линий интерференции плоскости (311), поскольку в работах [192, 230] показано, что для этой линии погрешность измерений наименьшая.

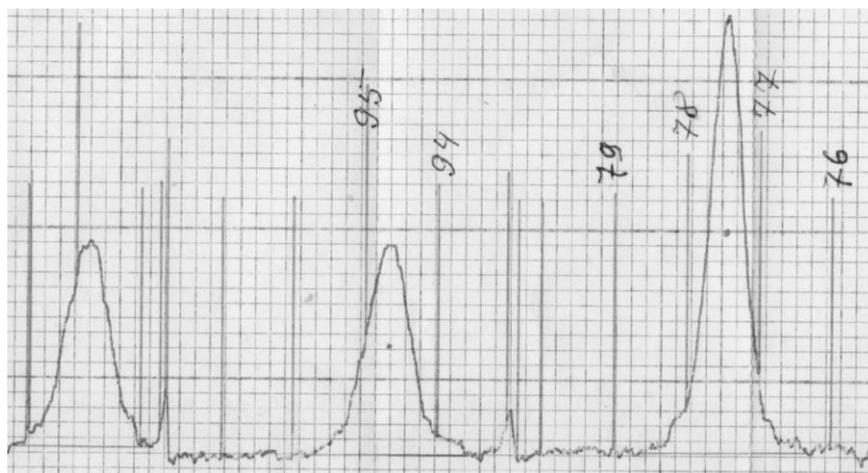


Рисунок 3.4 – Фрагмент экспериментальной дифракционной картины сплава АМг5 после прокатки со степенью обжатия $\varepsilon=20\%$ и отжига при температуре 480°C и продолжительности 1 час [94]

Долю, вносимую остаточными микронапряжениями или появлением областей когерентного рассеяния, определяли из неравенства [192]:

$$\frac{\cos\theta_1}{\cos\theta_2} < \frac{\beta_2}{\beta_1} < \frac{\text{tg}\theta_2}{\text{tg}\theta_1},$$

где θ_1, θ_2 – угол отражения двух порядков рентгеновских лучей от одной и той же системы плоскостей (hkl), β_1 и β_2 физические уширения отражения от одной и той же системы плоскостей (hkl).

Количественно блочность зёрненной структуры рассчитывалась как отношение диаметра зерна к размеру областей когерентного рассеяния.

3.2.2 Оценка равномерности распределения фаз

Оценку фазового состава сплава проводили расчётным путём на основании двойных и тройных равновесных диаграмм состояния, а также экспериментально с помощью растрового электронного микроскопа «Tescan Vega». Количественную оценку распределения упрочняющих фаз в сплавах проводили следующим образом [237]. Анализ микроструктуры и выбор увеличения выбирались так, чтобы в поле зрения попадало целиком только одно зерно. Такое наблюдение при выбранных режимах обработки обеспечивало увеличение $650\times$ оптического и электронного микроскопа. Далее на полученной микроструктуре было проведено

3 горизонтальных прямых линии и 3 вертикальных прямых линии от одной границы зерна до другой. Далее упрочняющие включения маркировались в виде точек, находящиеся на ближайшем расстоянии к проведенным линиям. Эти точки последовательно соединяли прямыми отрезками. В результате построения получалось 6 ломаных кривых. На рис. 1.9, б показан пример микроструктуры сплава Д16 после закалки и старения и выделен один из отрезков ломаной линии, позволяющей оценить равномерность распределения фаз.

Как видно из рис. 1.9,б, расстояния между упрочняющими частицами отличаются большой степенью неоднородности, что говорит о неравномерном распределении частиц и низкой упорядоченности. У каждой кривой измерялось расстояние между точками (d), которое делилось пополам. Полученные отрезки характеризовали радиус зоны, свободной от включений. По полученному массиву данных строили графики вероятности распределения частиц, представленные на рис. 3.5.

Из рис. 3.5 видно, что чем равномернее распределение частиц внутри зерна, например, после отжига, тем более вытянутым вдоль вертикальной асимптоты выглядит график вероятности. И наоборот, чем неоднороднее распределение частиц, например, на ранних стадиях старения, тем график вероятности распределения частиц более пологий и располагается ближе к горизонтальной линии.

Количественно неоднородность распределения фаз можно оценить по формуле:

$$H = b/(\rho B),$$

где b – ширина графика вероятности на половине высоты; ρ – значение половины расстояния между частицами, соответствующее наибольшей вероятности; B – значение наибольшей вероятности повторения расстояния между частицами. Сравнение рис. 1.9, а и 1.9,б показывает, что в последнем случае (для более широкого графика) значение неоднородности распределения фаз будет больше. То есть чем меньше H , тем равномернее распределены частицы внутри зерна и выше упорядоченность.

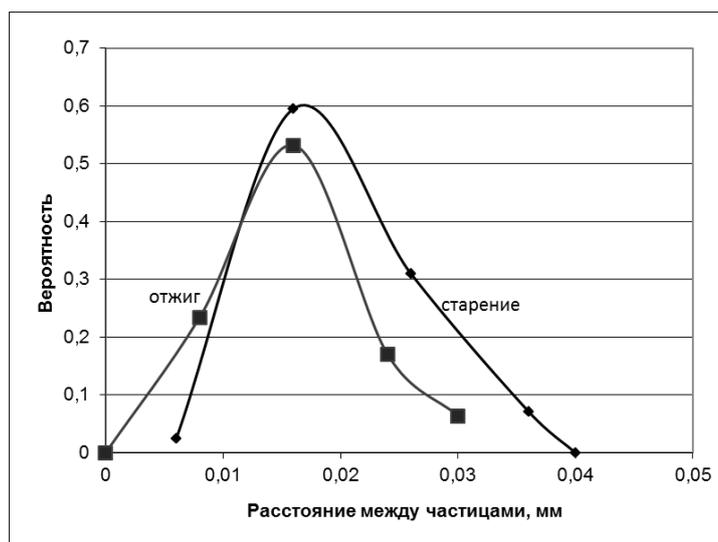


Рисунок 3.5 - Графики равномерности распределения частиц в сплаве Д16 после отжига и старения при $t_{\text{стар}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 15 \text{ мин}$ (б) [94]

На способ количественной оценки равномерности распределения фаз получен патент [237].

3.3 Оценка кристаллографической текстуры

В работах [127, 195-199] показано, что значительную роль на предельный коэффициент вытяжки листовых алюминиевых сплавов оказывает текстура. Требуемые показатели текстуры и анизотропии свойств формируются за счёт рационального выбора режимов горячей и холодной прокатки, отжигов, в том числе многократных, применения смазочных материалов.

Как правило, кристаллографическая текстура описывается с помощью прямых или обратных полюсных фигур. Такие графические результаты представлены в работах [238-240]. Прямые и обратные полюсные фигуры строят по результатам рентгеноструктурного анализа. Методика съёмки дифрактограмм и их расшифровки для получения картины распределения кристаллографических плоскостей подробно описана в источнике [192]. В настоящее время текстурный анализ получил мощную поддержку благодаря компьютерным приложениям, что позволят автоматизировать процесс и облегчить проведение текстурного анализа. Примеры прямых и обратных полюсных фигур показаны на рисунке 3.6. Как

видно из рисунка 3.6, графическое представление текстуры не всегда удобно для получения количественной связи между показателями штампуемости и структурными особенностями, частным случаем которых является кристаллографическая текстура.

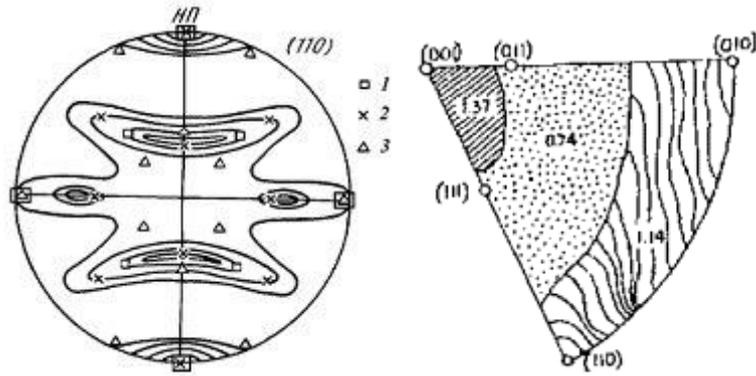


Рисунок 3.6 – Пример прямых (а) и обратных (б) полюсных фигур для листов из алюминиевого сплава [192]

Однако для количественной оценки текстуры и нахождения её влияния на технологические свойства бывает полезным оценить величину полюсной плотности определённой кристаллографической плоскости и её изменение при определённом виде воздействия. Например, в кристалле алюминия (и его сплавов), имеющего гранецентрированную кубическую решётку, главными плоскостями являются плоскости (100), (110) и (111). Их расположение относительно плоскости проката можно оценить по величине полюсной плотности, т.е. относительной высоте дифракционного пика. Для получения полюсной плотности фактическую высоту определённого пика сравнивают с высотой пика, характерного для этой же плоскости, на дифрактограмме эталона. Если быть точными, то рассчитывается интегральная высота:

$$P = \frac{I_{(HKL)}}{I_{(HKL)Э}} \times \frac{\sum_N I_{(HKL)Э}}{\sum_N I_{(HKL)}}, \text{ где } P - \text{ полюсная плотность пика для выбранной}$$

плоскости, $I_{(HKL)}$ – интенсивность выбранной линии на дифрактограмме текстурованного образца, $I_{(HKL)Э}$ – интенсивность выбранной линии на

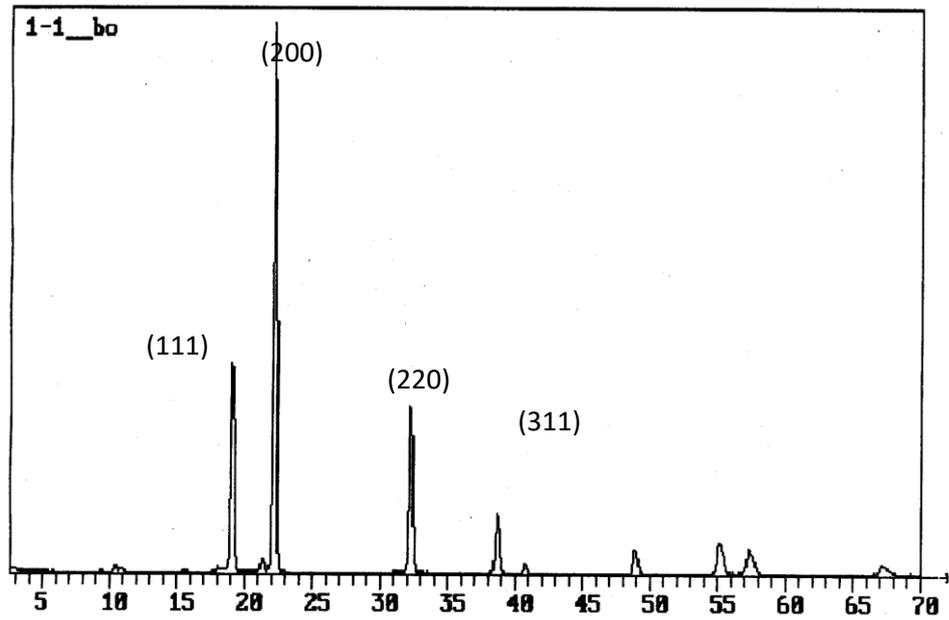
дифрактограмме эталонного образца, N - количество пиков, которые учитываются при анализе, - как правило, это наиболее ярко выраженные пики.

Это значит, что суммируются высоты всех пиков на дифрактограмме эталона и отдельно суммируются высоты всех пиков на дифрактограмме рассматриваемого образца. Их соотношение позволяет получить множитель, на который умножается высота пика искомой плоскости. В текстурованном образце при $P > 1$ нормали преимущественно перпендикулярны к поверхности (или плоскости среза) образца, то есть рассматриваемая кристаллографическая плоскость параллельна плоскости проката, при $P < 1$ нормаль к кристаллографической плоскости параллельна поверхности образца (кристаллографическая плоскость перпендикулярна к поверхности образца).

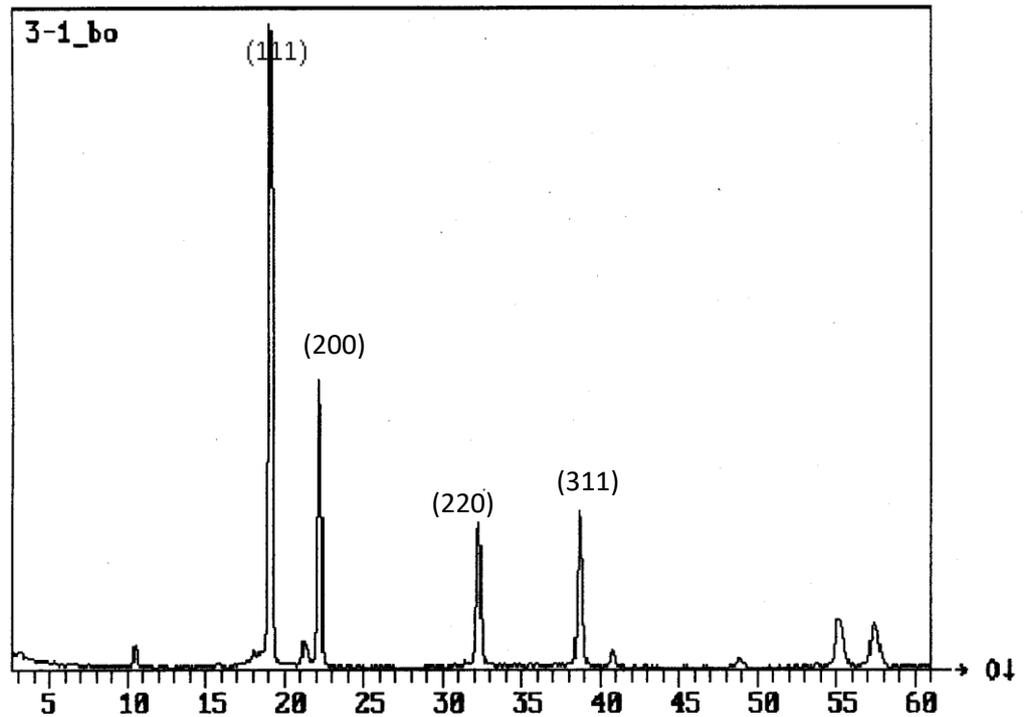
В качестве примера рассмотрим дифрактограммы образца из сплава АМг10 толщиной 1 и 3 мм (рисунок 3.7). Образец толщиной 1 мм получен холодной прокаткой из ленты толщиной 3 мм. Оба образца находятся в отожжённом состоянии. Съёмка дифрактограмм проходила в направлении прокатки. Как видно из рисунка, высоты пиков для выбранных кристаллографических плоскостей изменились после холодной прокатки и отжига. Результаты расчёта полюсной плотности для выделенных плоскостей представлены в таблице 3.1.

Из таблицы 3.1 видно, что полюсная плотность плоскостей (111) и (311) меньше единицы, то есть эти плоскости наклонены к поверхности листа под углом, близким к 90° . Полюсная плотность плоскостей (200) и (220) > 1 , следовательно, эти плоскости близки к положению, параллельному плоскости листа.

Для построения обратной полюсной фигуры необходимо нанести полученные значения полюсной плотности на треугольник, полученные с помощью стандартных сеток кристаллографических плоскостей (сеток Закса), которые в источнике [192] приведены в приложении с учётом ориентировки кристалла или оси проекции. Поскольку съёмка образцов проводилась в направлении прокатки, то ось проекции будет [001].



a)



б)

Рисунок 3.7 - Дифрактограмма текстурного образца (а) и бестекстурного (эталонного) образца [94]

На рисунке 3.8 выделим треугольник, вершины которого соответствуют первым трём кристаллографическим плоскостям (111), (200) и (220).

Таблица 3.1 – Расчёт полюсной плотности кристаллографических плоскостей, представленных на рисунке 3.7

Плоскость	(111)	(200)	(220)	(311)	Сумма, мм
Высота пика на дифрактограмме текстурованного образца, мм (рис.3.7,а)	34,9	90,8	27	10,6	163,3
Высота пика на дифрактограмме эталонного образца (рис.3.7,б)	98,7	45,5	22	23,8	190
Полюсная плотность	0,41	2,32	1,43	0,52	1,16

$$\text{Отношение суммарной интенсивности} \frac{\sum_N I_{(HKL)\text{Э}}}{\sum_N I_{(HKL)}} = \frac{190}{163,3} = 1,16$$

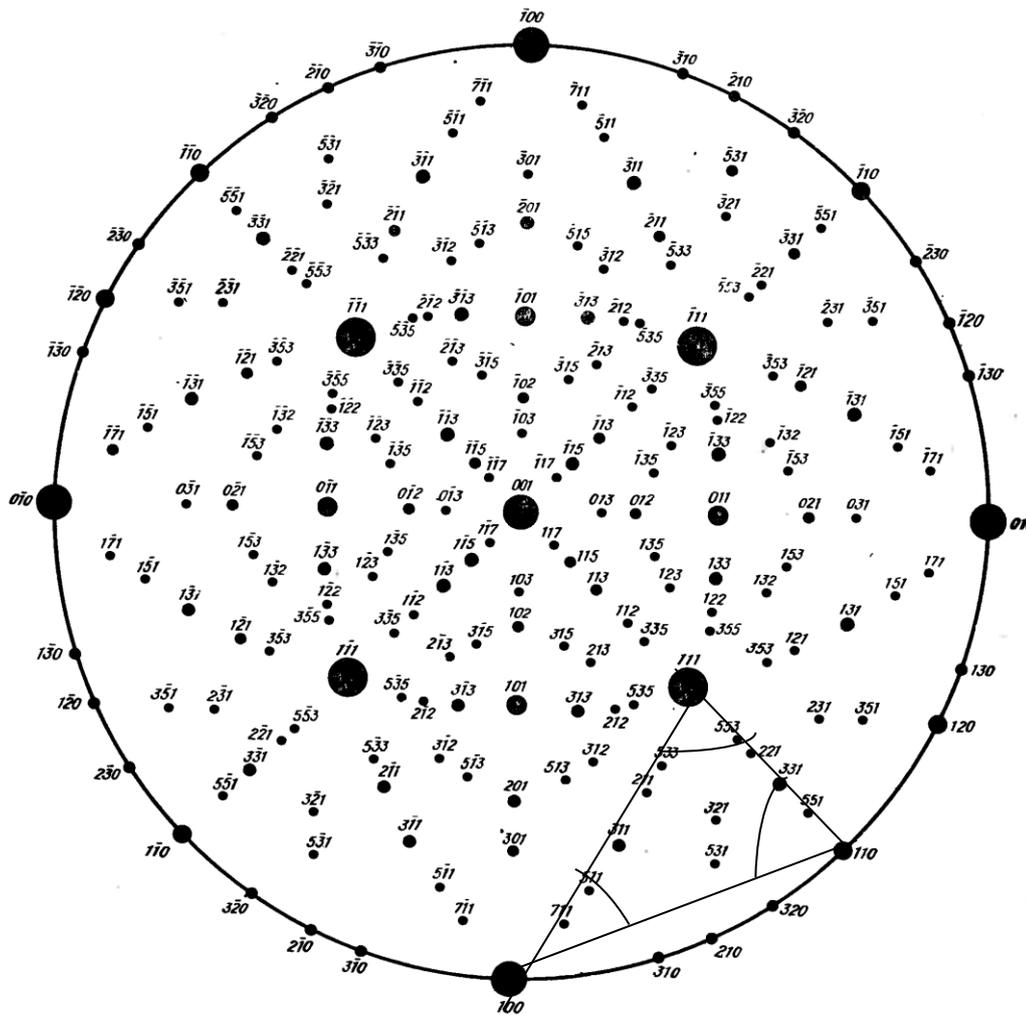


Рисунок 3.8 – Стандартная сетка для кубической системы в направлении [001] [192]

Если кристаллографические плоскости выбрать в качестве вершины треугольника, то величину полюсной плотности откладывают от вершины в выбранном масштабе (рисунок 3.8).

Изменение полюсной плотности выбранной плоскости может являться количественной характеристикой текстуры. Как показано в монографии [97] и статьях [241, 242], в низколегированных алюминиевых сплавах могут встречаться текстуры, благоприятно влияющие на штампуемость в операциях листовой штамповки, и текстуры, отрицательно влияющие на штампуемость сплавов, даже при незначительной полюсной плотности.

3.4. Оценка штампуемости

Для определения технологических свойств алюминиевых сплавов проводились испытания по определению предельного коэффициента вытяжки, глубины сферической лунки по Эриксену, минимального радиуса гибки и испытания по определению угла пружинения. В качестве комплексных критериев использовали число текучести и коэффициент по Мартенсу.

3.4.1 Оценка пригодности листовых образцов к вытяжным операциям листовой штамповки

Оценка пригодности листовых материалов к определённым операциям листовой штамповки может проводиться с помощью предельных коэффициентов: предельного коэффициента вытяжки, отбортовки, минимального радиуса гибки, угла упругой отдачи (пружинения), глубины сферической лунки при испытаниях по Эриксену.

Используемые методы технологических испытаний позволяют оценить свойства металлов и сплавов в виде количественных характеристик, выраженных чаще всего в единицах деформаций, энергии и т.д. При этом лишь в отдельных случаях с достаточной полнотой имитируются условия поведения материала в

процессах обработки давлением, в частности, в формоизменяющих операциях листовой штамповки.

Более полное представление о пригодности металла для штамповки может быть получено технологическими испытаниями (пробами). Такие оценки носят в основном, качественный характер, однако, они необходимы, например, при определении пригодности металла для изготовления деталей по технологии, предусматривающей значительное и сложное пластическое формоизменение (глубокая вытяжка, формовка - вытяжка и т.д.).

3.4.1.1 Технологические испытания на выдавливание сферической лунки

Испытание регламентируется ГОСТ 10510 - Металлы. Метод испытания на выдавливание листов и лент по Эриксену [243] и заключается в том, что заготовка испытываемого листового материала зажимается между матрицей и прижимным кольцом.

Усилие прижима должно быть таким, чтобы не происходило течение фланца заготовки. Деформация металла осуществляется вдавливанием сферического пуансона до момента появления на заготовке разрушения. Признаком окончания испытания является начало видимой на просвет сквозной трещины. Количественной оценкой испытания является глубина лунки с трещиной L_e .

Стандарт на испытание предусматривает толщину образцов от 0,1 до 2,0 мм шириной от 13 до 90 мм. Длина образцов должна обеспечивать получение не менее 3 лунок.

3.4.1.2 Технологические испытания на глубокую вытяжку цилиндрического стаканчика

Данный метод является не стандартизованным, но широко используется для выявления предельного коэффициента вытяжки. Испытание осуществляется при помощи штампов, рабочими органами которых являются: пуансон, матрица и

прижим (рисунок 3.9). Испытание с помощью плоского пуансона является классическим примером испытания на глубокую вытяжку. При проведении такого испытания листовые круглые заготовки различного диаметра D подвергаются глубокой вытяжке в матрице с помощью цилиндрического пуансона диаметром $d_{п}$.

При вытяжке цилиндрического стаканчика без использования прижима возможно появление двух видов дефектов, свидетельствующих об ограничении процесса [244]:

1. При относительно малой толщине заготовки возможна потеря устойчивости фланца заготовки от воздействия сжимающих напряжений образованием волн (гофр).

2. При относительно большой толщине возникает локализация деформации и разрыв металла в области контакта полуфабриката с поверхностью пуансона в том месте, где наблюдается переход из цилиндрической части в плоскую часть.

Мерой способности листового материала к глубокой вытяжке является диаметр D_{max} круглой заготовки, которую можно вытянуть с получением стаканчика без образования трещин и гофры. В большинстве случаев происходит разрыв дна в направлении по периметру. Предельный коэффициент вытяжки, который является результатом такого испытания, рассчитывается по формуле

$$K_{пред} = D_{max}/d_{п}, \quad (3.1)$$

где $d_{п}$ – диаметр пуансона.

Комплект пуансонов к машине для испытаний на вытяжку предусматривает пуансон диаметром 25 мм. Вырезаемые заготовки обеспечивали возможность прижима, который был необходим для предотвращения гофрообразования. Заготовки вырезались диаметром 38, 42, 50 мм. Далее производится вытяжка (с прижимом или без него) с одновременной регистрацией усилия, затрачиваемого на процесс, и устанавливается максимальное усилие процесса. В данном случае усилие достигло максимальных значений при 6,5 кН, 7,3 кН и 8,7 кН.

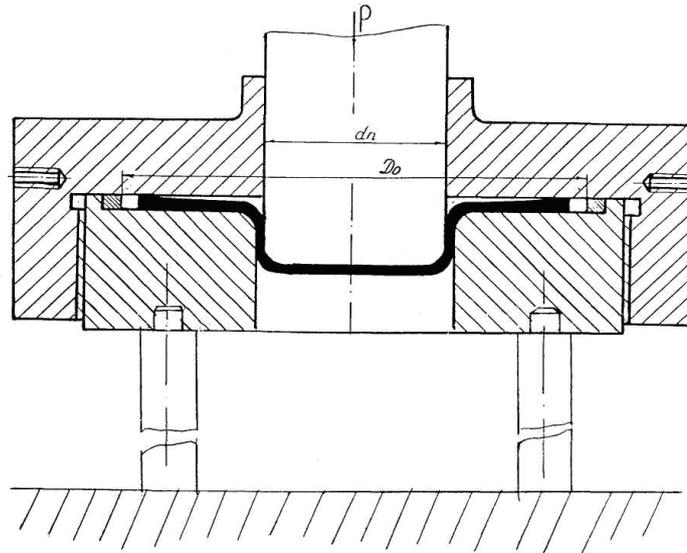


Рисунок 3.9 – Схема испытания и экспериментальный штамп при вытяжке цилиндрического стаканчика [94]

Полученные значения наносят на координатную область P_{\max} - $K_{пр}$ (рисунок 3.10). Далее рассчитывают максимальное усилие вытяжки [94] по формуле:

$P_{\max} = \pi \cdot d \cdot \sigma_B \cdot s_0$, где d - диаметр изделия, мм, σ_B - предел прочности материала, s_0 - толщина заготовки.

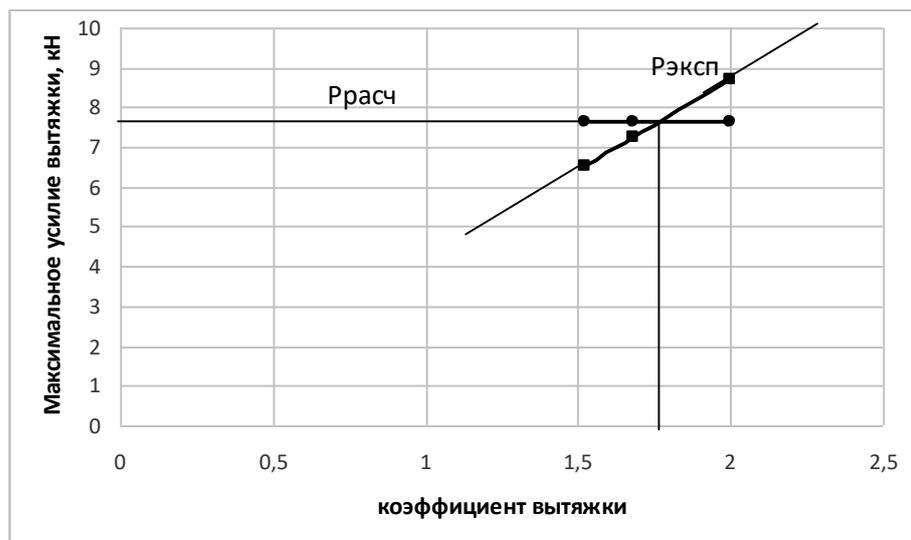


Рисунок 3.10 – Зависимость максимального усилия от коэффициента вытяжки [94]

Для приведённого примера геометрии изделия и сплава АМг6 в отожжённом состоянии ($\sigma_b=305$ МПа) и толщины листа 1 мм максимальное усилие будет равно: $P_{\max} = \pi \cdot d \cdot \sigma_a \cdot s_0 = \pi \cdot 25(\text{мм}) \cdot 305(\text{Н} / \text{мм}^2) \cdot 1(\text{мм}) = 7625 \text{ Н} \approx 7,63 \text{ кН}$. Это значение в виде горизонтальной линии наносят на координатную область P_{\max} - $K_{\text{пр}}$. Точка пересечения двух линий даёт значение $K_{\text{пр}} \approx 1,75$.

Предельный коэффициент вытяжки зависит от множества факторов: относительной толщины заготовки s_0/D_0 , свойств листа (химического состава, наличия прижима, состояния поставки материала (отожжённый или нагартованный) и других) [245].

3.4.1.3 Коэффициенты анизотропии

Получение штампованных изделий из листа с минимальной разнотолщинностью стенок, высотой и количеством фестонов является актуальной задачей машиностроения. Большинство вопросов на эту тему решается с помощью компьютерного моделирования с достаточной точностью и совпадением результатов при проведении натуральных испытаний [42, 43]. Величина расхождений между компьютерной моделью процесса вытяжки и реальным экспериментом зависит от способа задания модели деформируемого материала (упруго-пластического или вязко-пластического), введения коэффициентов анизотропии механических свойств [44]. Чаще всего при этом используются коэффициенты поперечной деформации или показатели Лэнкфорда, которые могут быть пересчитаны один в другой [46]. Эти коэффициенты определяют для различных направлений вырезки образцов.

Необходимые данные этих коэффициентов получают в ходе механических и технологических испытаний [47], проводимых как в условиях одноосного, так и двухосного растяжения. В большинстве работ эти коэффициенты принимаются постоянными на протяжении всего процесса деформирования, т.е. не зависящими от степени деформации [42, 98, 245].

Показатели анизотропии механических свойств, полученных в результате испытаний на одноосное растяжение образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении относительно направления прокатки, можно вычислить по формулам (%)

$$\begin{aligned}
 A_{\sigma_b} &= 100 * \frac{\sigma_{b0} - \sigma_{b90}}{0.5(\sigma_{b0} + \sigma_{b90})}, \\
 A_{\sigma_{0.2}} &= 100 * \frac{\sigma_{0.20} - \sigma_{0.290}}{0.5(\sigma_{0.20} + \sigma_{0.290})}, \\
 A_{\delta} &= 100 * \frac{\delta_0 - \delta_{90}}{0.5(\delta_0 + \delta_{90})},
 \end{aligned}
 \tag{3.2}$$

здесь σ_{b0} , σ_{b90} – предел прочности на растяжение (МПа) образцов, вырезанных в направлении прокатки (0) и под углом 90° к направлению прокатки (90),
 $\sigma_{0.2 0}$, $\sigma_{0.2 90}$ - предел текучести (МПа) образцов, вырезанных в направлении прокатки (0) и под углом 90° к направлению прокатки (90),
 δ_0 , δ_{90} – относительное удлинение (%) образцов, вырезанных в направлении прокатки (0) и под углом 90° к направлению прокатки (90).

3.4.1.4 Коэффициенты поперечной деформации

При вытяжке с прижимом осесимметричным инструментом листового металла, обладающего плоскостной анизотропией, осевая симметрия напряженно-деформированного состояния не сохраняется. В частности, край полуфабриката (рис. 3.11) имеет не круговой, а волнистый контур.

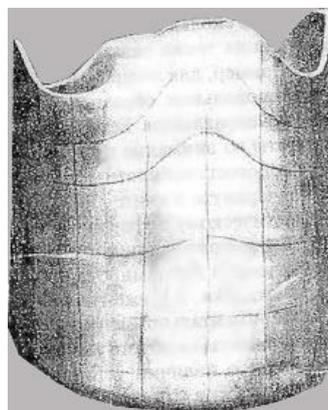


Рисунок 3.11 – Внешний вид вытянутой из листа заготовки [94, 246]

Этот дефект изделия называют фестонами. Высоту фестонов необходимо учитывать при разработке технологии и назначении припуска на обрезку. Построение контура заготовки с учетом плоскостной анизотропии особенно эффективно при вытяжке коробчатых деталей.

Оценить склонность листовой заготовки к проявлению фестонов можно с помощью коэффициентов поперечной деформации.

$$\mu = -\frac{\varepsilon_{\text{поперечная}}}{\varepsilon_{\text{продольная}}}$$
, где ε -логарифмическая деформация, рассчитываемая по формуле $\varepsilon_{\text{продольная}} = \ln \frac{l_k}{l_0}$, $\varepsilon_{\text{поперечная}} = \ln \frac{b_k}{b_0}$, l_0, l_k, b_0, b_k – начальные и конечные размеры образца (длина и ширина) до и после испытания (рис.3.12).

Минус перед дробью означает, что деформации имеют разный знак: деформация по длине положительная, т.к. происходит удлинение образца, а деформация по ширине – отрицательная, т.к. происходит уменьшение ширины образца.

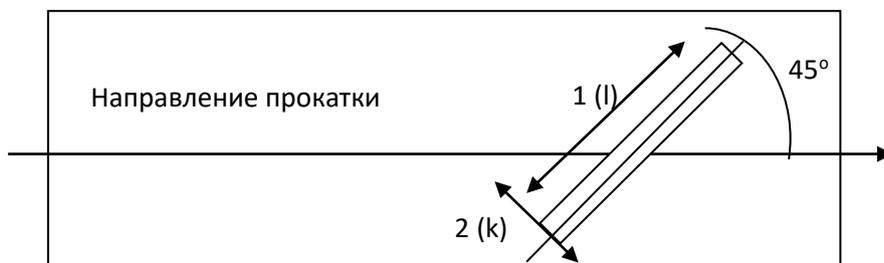


Рисунок 3.12 – Направления измерения деформации образцов, вырезанных под углом 45° к направлению прокатки [94]

В зарубежной литературе [44, 46, 47] для оценки анизотропии применяются коэффициенты r , которые рассчитываются как отношение пластической деформации образцов по ширине к значению пластической деформации по толщине после проведения испытаний на одноосное растяжение.

Коэффициенты Лэнкфорда r можно рассчитать из коэффициентов μ путём пересчёта:

$r = \frac{\mu}{1-\mu}$, где μ – коэффициент поперечной деформации, при этом направлении вырезки образцов должны совпадать.

При различной схеме вырезки образцов, например, под углом 0° , 22.5° , 45° , 67.5° и 90° можно построить картину распределения коэффициентов анизотропии в листе (рис.3.13).

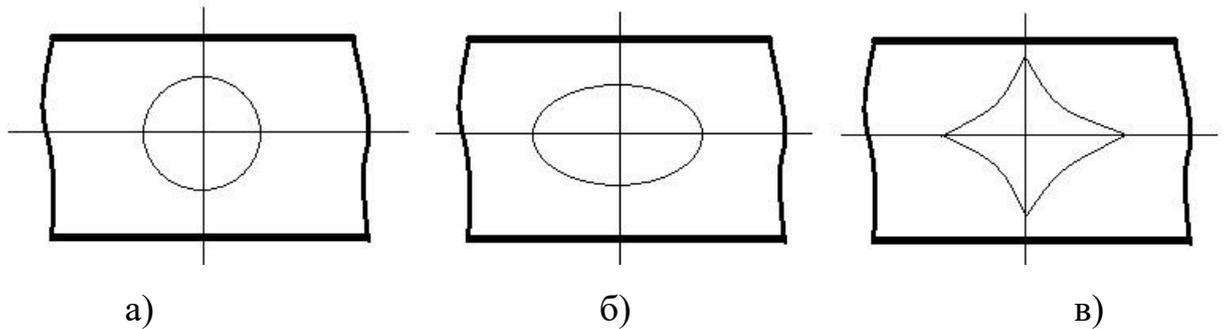


Рисунок 3.13 – Возможные эпюры коэффициентов анизотропии в листовых полуфабрикатах: а) трансверсально изотропное распределение, б) анизотропное распределение с преимущественным преобладанием продольного направления, в) с ярко выраженным преобладанием продольных и поперечных направлений [94]

Из рисунка 3.13 видно, что при равных прочностных и пластических свойствах в плоскости листа выступы и впадины образовываться не будут. Но этот случай распределения коэффициентов анизотропии не гарантирует отсутствия разнотолщины стенок в вытянутых заготовках. При варианте распределения коэффициентов анизотропии свойств, представленном на рисунке 3.13,б, фестоны будут образовываться в вытянутой заготовке в направлении прокатки листового образца, а впадины, - под углом 90° к направлению прокатки. При варианте распределения коэффициентов анизотропии, показанном на рисунке 3.13, в, фестоны будут образовываться в направлении прокатки и под углом 90° , а впадины – под углом 45 и 135° к направлению прокатки.

3.4.1.5 Разнотолщинность

Разнотолщинность стенки (разностенность) является дефектом формы вытянутого изделия в виде неравномерной толщины стенки. Различают продольную и радиальную разностенность изделия, которые оценивают абсолютной или относительной (в %) величиной. Относительная разностенность заготовки при вытяжке из листа определяется как разность между максимальным S_{\max} и минимальным S_{\min} значениями результатов измерения толщины изделия: $\Delta = (S_{\max} - S_{\min}) / S_{\text{cp}}$, где S_{cp} – средняя толщина листа ($S_{\text{cp}} = (S_{\max} + S_{\min}) / 2$).

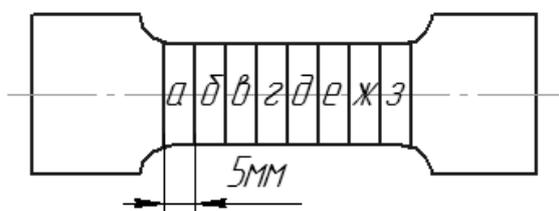


Рисунок 3.14 – Разметка образцов для определения разнотолщинности перед испытаниями на растяжение [41, 220]

Измерение толщины образцов проводилось с помощью микрометра с узкими губками в сечениях образцов после растяжения, как показано на рисунке 3.14. Для этого перед испытаниями на растяжение по ГОСТ 1497 [226] и 11701 [227] на образцах делались засечки с расстоянием в 5 мм.

3.4.2 Оценка пригодности листовых материалов к гибочным операциям

При проведении гибки листовых заготовок необходимо учитывать упругую отдачу и минимальный радиус гибки. Как правило, эти характеристики носят отрицательный характер. Особенно неблагоприятным явлением является упругая отдача, значение которой необходимо учитывать при разработке инструмента.

3.4.2.1 Технологические испытания по определению угла упругой отдачи (пружинения)

Упругая деформация вызывает изменение размеров изделия по сравнению с размерами, заданными инструментом, это явление называется упругим пружинением (рисунок 3.15).

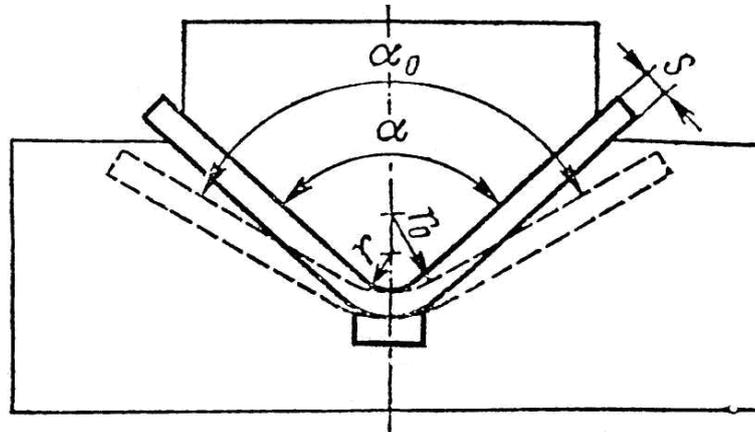


Рисунок 3.15 Изменение угла гибки в результате пружинения [41, 94]

Для определения упругого пружинения проводили гибку в инструментальном штампе согласно ГОСТ 14019 [247]. После этого гнутые образцы сканировали и проводили измерение их геометрии (угла раскрытия полок) в программе КОМПАС 2D. Показатель упругой отдачи рассчитывали по

формуле:
$$k_{\text{пруж}} = \frac{\alpha_{\text{пр}} - \alpha_{\text{шт}}}{\alpha_{\text{шт}}}$$
 (где $\alpha_{\text{пр}}$ – измеренный угол между полками после гибки, $\alpha_{\text{шт}} = 90^\circ$ – угол штампа).

3.4.2.2 Технологические испытания по определению минимального радиуса гибки

Минимально допустимые радиусы гибки должны соответствовать пластичности материала и не допускать образования трещин. Наиболее опасным местом является наружная, выпуклая поверхность изгибаемого листа. Значение минимального радиуса гибки определяется допустимой деформацией внешнего растягиваемого волокна.

Испытания по определению минимального радиуса гибки проводятся в тисках после проведения для испытаний на определение угла пружинения. Для этого гнутый образец деформируют между двумя плоско – параллельными прокладками до образования трещины.

После проведения измерений коэффициента упругой отдачи образцы испытывали далее согласно ГОСТ 14019-80 [247] до появления первой трещины. Затем снова проводили измерения в КОМПАС 2D для получения значения

радиуса в очаге гибки и расчета минимального радиуса гибки по формуле $r_{\min} = \frac{r_{\text{пр}}}{t}$ (где $r_{\text{пр}}$ – радиус скругления профиля в области образования трещины, мм; t – толщина листовой заготовки, мм).

3.4.3 Комплексные критерии оценки штампуемости

Оценка пригодности к штамповочным операциям, показанная в работах [41-43, 248] проводится для конкретной операции листовой штамповки, например, вытяжки, или для получения определённого узла и обеспечения минимального радиуса перехода между элементами конструкции.

Однако в практике встречаются случаи, когда технология получения изделия методами листовой штамповки включает несколько операций. Например, при изготовлении изделий сложной формы из новых материалов, в том числе слоистых композитов, могут потребоваться знания о поведении листовой заготовки, как для вытяжных, так и для гибочных операций.

При совмещении вытяжных и гибочных операций в одном штампе требуется принимать во внимание как пригодность к листовым, так и к гибочным операциям. Кроме того, оценка штампуемости на основании единичных коэффициентов не всегда позволяет сделать однозначный вывод о положительном или отрицательном влиянии того или иного фактора. Так, при исследовании влияния зеренной структуры на штампуемость, оказалось невозможно выполнить обобщённую оценку штампуемости. Это привело к необходимости разработки комплексного критерия, позволяющего оценить

возможность получения штампованной заготовки из определённого сплава или выявить наиболее выгодные режимы термообработки и пластической деформации, обеспечивающие наилучшую штампуемость.

На рисунке 3.16 представлена зависимость минимального радиуса гибки и предельного коэффициента вытяжки листовых образцов из сплавов типа АМг.

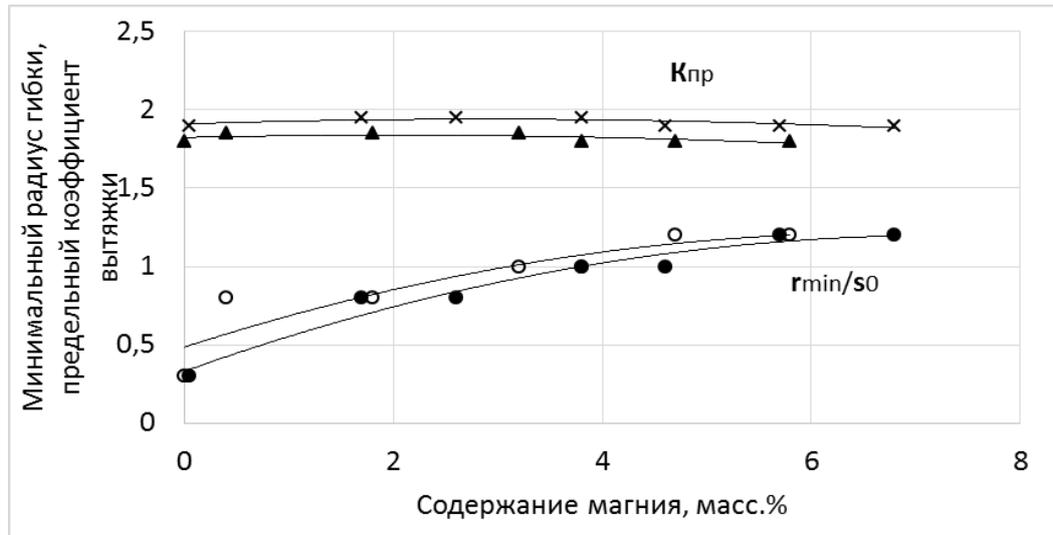


Рисунок 3.16 – Зависимость минимального радиуса гибки и предельного коэффициента вытяжки от содержания магния в сплавах системы Al-Mg [94]

Как видно из рисунка 3.16, увеличение содержания магния приводит к увеличению минимального радиуса гибки, а, следовательно, к снижению способности листов и лент с высоким содержанием магния к гибочным операциям. Предельный коэффициент вытяжки при этом изменяется не столь показательно, как минимальный радиус гибки. Кроме того, обе кривые не имеют экстремальных точек, - минимумов и максимумов, - а, следовательно, трудно выявить сплав или группу сплавов, обладающих наилучшей штампуемостью.

Одним из примеров комплексных показателей штампуемости является показатель пластичности по Мартенсу [249]:

$$P_M = \frac{\sigma_b}{\sigma_T} \cdot \delta$$

, где σ_b - предел прочности, σ_T - предел текучести, δ - относительное удлинение. Это показатель удобно использовать для оценки

штампуемости потому, что основные механические свойства материалов (предел прочности, предел текучести, относительное удлинение) регламентируются стандартами на изготовление листовой продукции, а, следовательно, этот показатель в большинстве случаев можно рассчитать. Этот показатель не требует проведения специальных испытаний, так как оценка стандартных механических свойств слитков является обязательным этапом производства изделий из металлических сплавов.

На рисунке 3.17 показана зависимость показателя пластичности по Мартенсу от степени деформации для чистого алюминия и сплавов системы Al-Mg, построенная по данным справочников [35, 228].

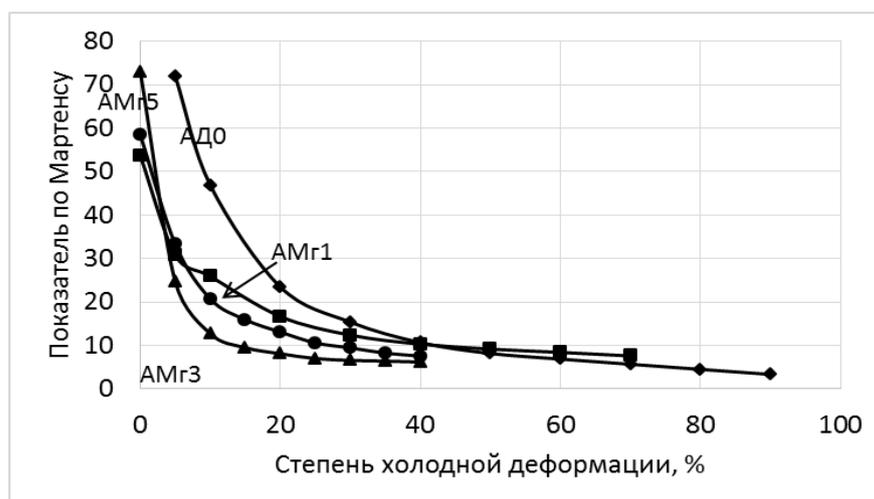


Рисунок 3.17 – Изменение показателя по Мартенсу в зависимости от степени холодной деформации при прокатке для сплавов АД0, АМг1, АМг3, АМг5 [94]

Как видно из рисунка 3.17, показатель по Мартенсу снижается с ростом степени холодной деформации при холодной прокатке, но не выявляет влияния магния на деформируемость, т.к. максимальные значения для всех степеней деформации получены для сплава АМг3, а не для чистого алюминия, как можно было бы предположить. Такое предположение следует из низких показателей сопротивления деформированию и высоких показателей относительного удлинения. Хотя в целом, такой показатель может быть пригоден для оценочных расчётов пригодности новых сплавов (с добавками скандия и лития) к различным

операциям обработки давлением, таким как горячая и холодная прокатка, прессование или ковка.

Другим показателем, который может быть рассчитан на основании значений стандартных механических свойств, является число текучести. Число текучести рассчитывают по формуле:

$$n = \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b}, \text{ где } \sigma_b - \text{ предел прочности, } \sigma_{0,2} - \text{ условный предел текучести}$$

При анализе структуры формулы видно, что снижение предела текучести и повышение предела прочности материала приводит к расширению возможностей пластического деформирования в области напряжений, а, следовательно, это может улучшать штампуемость, но снижать сам показатель. В результате, пониженные значения числа текучести говорят о хорошей пригодности листовых материалов к операциям листовой штамповки.

Возвращаясь, к примеру, к деформируемым термически не упрочняемым сплавам системы Al-Mg, их число текучести растёт по мере увеличения содержания магния, а показатель по Мартенсу снижается (рисунок 3.18).

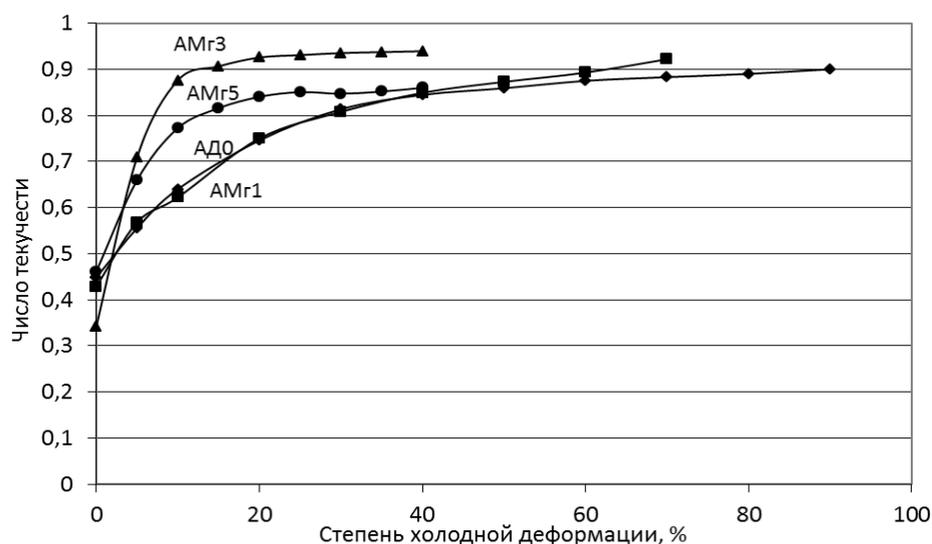


Рисунок 3.18 – Зависимость показателя по Мартенсу от степени холодной деформации при прокатке для сплавов АД0, АМг1, АМг3, АМг5 [94]

Однако оценить поведение металла при его обработке давлением по результатам механических испытаний можно только в первом приближении. Для наиболее полной оценки способности сплава к операциям листовой штамповки нужно учитывать и штампуемость [250].

При операциях листовой штамповки хорошая штампуемость будет в том случае, если значение глубины сферической лунки по Эриксену (L_e) и предельного коэффициента вытяжки ($K_{пр}$) будут максимальными, а значение угла пружинения ($\Delta\alpha$) и минимального радиуса гибки (R) – минимальными.

Как упоминалось ранее, рассмотренные характеристики штампуемости носят противоположный характер. Это не позволяет выявить наиболее благоприятные режимы обработки для известных и новых материалов. Поэтому необходимо оценивать пригодность сплавов с помощью интегральной характеристики, учитывающей значимость каждого показателя. Так, если минимальный радиус гибки (R) ограничивает получение заданного профиля с меньшими значениями скруглений, то необходимо стремиться снизить этот показатель. И наоборот, глубина сферической лунки по Эриксену (L_e) показывает предельную пластичность в вытяжных операциях, по этой причине следует стремиться получить наибольшие значения этого показателя. Поэтому для оценки штампуемости для комплексной оценки предлагается использовать критерий штампуемости $K_{шт}$ [41, 250].

Как было показано ранее, комплексные показатели штампуемости являются величинами с нулевой размерностью. Для получения нулевой размерности необходимо использовать нормированные или безразмерные показатели. Например, предельный коэффициент вытяжки $K_{пр}$, относительный угол упругой отдачи $\alpha_{от}$ не имеют размерности. А показатели сферической лунки по Эриксену L_e и минимальный радиус гибки имеют линейные размеры и зависят от размеров исходной заготовки или геометрических размеров инструмента (штампа). Поэтому для использования их при оценке штампуемости в операциях листовой штамповки следует соотнести их значения к толщине листовой заготовки.

При разработке критерия штампуемости материала поместим показатели, которые увеличивают штампуемость (L_e и $K_{ГПР}$) в числитель дроби, а величины, которые снижают штампуемость ($\Delta\alpha$ и R_{\min}), - в знаменатель. Оба вида показателей должны быть в безразмерном виде. В результате получаем коэффициент для расчёта штампуемости:

$$K_{шт} = \frac{K_{ГПР} \cdot L_e}{\Delta\alpha \cdot R_{\min}}$$

Изменение показателя штампуемости алюминиевых сплавов в зависимости от содержания магния показано на рисунке 3.19. Кривая построена по справочным данным [35, 228].



Рисунок 3.19 – Изменение показателя штампуемости деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg в отожжённом состоянии [94]

Как видно из рисунка 3.19, увеличение содержания магния приводит к снижению штампуемости сплавов, особенно в интервале концентрации магния от 0 до 1% по массе. Это согласуется с данными рисунка 1.3 для изменения предельного коэффициента вытяжки сплавов с концентрацией магния свыше 4%, но не совпадает с данными предельного коэффициента вытяжки сплавов с содержанием магния от 0 до 1%.

3.5. Исследование деформации алюминиевых сплавов с учетом их фазового состава и структуры

3.5.1 Расчёт механических свойств сплавов с учетом их фазового состава и структуры

Методика предлагаемого расчёта опубликована в работе [220]. Для анализа поведения металла при пластической деформации использовался инженерный метод. Напряжение, характеризующее прочность многофазного поликристаллического сплава представляет собой интегральную характеристику, включающую соответствующие внутренние напряжения, возникающие при деформации, в структурных составляющих: отдельных фазах (твёрдых растворах, различных фазах внедрения, интерметаллидах), границах зёрен, границах раздела фаз, с учётом их весовых долей. Например, временный предел прочности сплава в целом будет иметь следующий вид:

$$\sigma_b = \sigma_{b1} \cdot q_1 + \sigma_{bg1} \cdot q_{g1} + \sigma_{b2} \cdot q_2 + \sigma_{bg2} \cdot q_{g2} + \sigma_{b3} \cdot q_3 + \sigma_{bg3} \cdot q_{g3}, \text{ или в общем случае}$$

$$\sigma_b = \sum_{i=1}^{i=n} \sigma_{bi} \cdot q_i + \sigma_{bgi} \cdot q_{gi}, \quad \text{где } \sigma_i \text{ и } \sigma_{gi} - \text{ характеристики прочности}$$

соответственно структурной составляющей и её границы, q_i и q_{gi} - весовая доля самой структуры и её границы, n – количество фаз.

В частном случае для двухфазного поликристаллического алюминиевого сплава, структура которого состоит из α -твёрдого раствора, упрочняющей β -фазы характеристика прочности может быть представлена в следующем виде:

$$\sigma_b = \sigma_{b\alpha} \cdot q_\alpha + \sigma_{bg\alpha} \cdot q_{g\alpha} + \sigma_{b\beta} \cdot q_\beta + \sigma_{bg\beta} \cdot q_{g\beta}. \quad q_\alpha \text{ и } q_\beta - \text{ количество твёрдого}$$

раствора и упрочняющей фазы, определяемые по правилу рычага (отрезков) с поправкой на наличие доли границ (зёрен и раздела фаз), $q_{g\alpha}$ и $q_{g\beta}$ – доля границ зёрен и границ раздела фаз α и β .

Отсюда предел прочности фазы β можно найти по формуле:

$$\sigma_{b\beta} = \frac{\sigma_b - \sigma_{b\alpha} * q_\alpha - \sigma_{bg\alpha} * q_{g\alpha} - \sigma_{bg\beta} * q_{g\beta}}{q_\beta} \quad (3.3)$$

При наличии третьей фазы добавится слагаемое, учитывающее прочность этой фазы и границы раздела её с двумя другими фазами.

Установить значения предела прочности для вторичных включений можно, исходя из стандартных характеристик сплавов, имеющих сходный структурно-фазовый состав, т.е. находящихся в одной системе легирования и одной структурной области равновесной диаграммы состояния.

Далее необходимо установить влияние на процесс деформации не только фаз, но и межфазных и межзёренных границ.

В поликристаллическом материале присутствуют как высокоугловые, так и малоугловые границы зёрен. Они представляют собой некую переходную зону между соседними кристаллитами, в которой плотность точечных (и/или линейных) дефектов выше, чем в теле самого зерна. Толщина (или протяжённость) этих зон составляет несколько периодов решётки и имеет порядок 10^{-10} м. Величина кристаллитов (зон когерентного рассеяния рентгеновских лучей) измеряется в 10^{-8} - 10^{-6} м [см.раздел 4.3.1]. При таком порядке значений площадь, занятая границами зёрен, находится в пределах погрешности измерений. Необходимо помнить, что доля объёма поликристалла, занятая границами зёрен составляет от 6 до 20%. Но этот показатель не является критерием, регламентируемым современными стандартами на производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов.

Относительно границы раздела фаз можно сказать следующее. В случае как когерентных, так и некогерентных границ их прочность обусловлена силами взаимодействия между атомами, входящими в структуру соседних фаз, и толщиной пограничного слоя. Можно предположить, что из-за малой протяжённости переходной зоны прочность межфазной границы сравнима по значениям с аналогичной характеристикой основной фазы или вторичного включения. Следовательно, прочность двухфазного поликристаллического алюминиевого сплава будет складываться из прочности твёрдого раствора и упрочняющей фазы.

В случае расчёта пластических характеристик в рассматриваемом случае использовались логарифмические (или истинные) деформации e_l , которые подчиняются принципу суперпозиции:

$$e_l = \ln \frac{l_k}{l_0}, \text{ где } l_k - \text{длина образца после деформации.}$$

Применяя расчёты, можно получить следующее соотношение между относительным удлинением δ (как правило, регламентируемой в нормативах характеристикой материала) и логарифмической деформацией в долевом направлении e_l :

$$e_l = \ln \frac{l_k}{l_0} = \ln \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} = \ln(1 + \delta)$$

или для двухфазного сплава:

$e_l = e_{l1} * q_1 + e_{l2} * q_2 = q_1 * \ln(1 + \delta_1) + q_2 * \ln(1 + \delta_2)$, где e_{l1} и e_{l2} – логарифмические (истинные) деформации фазы 1 и 2; δ_1 и δ_2 – относительное удлинение этих фаз.

Тогда относительное удлинение, при его расчёте для одной из фаз (допустим, упрочняющего интерметаллида) δ_β при известных свойствах сплава $\delta_{\text{сплава}}$, которое, как правило, регламентируется стандартом [222] и твёрдого раствора δ_α (либо сплава, имеющего однофазный состав с таким же химическим составом) будет рассчитываться по формуле:

$$\delta_\beta = \exp\left(\frac{\ln(1 + \delta_{\text{сплава}}) - q_\alpha * \ln(1 + \delta_\alpha)}{q_\beta}\right) - 1.$$

Для примера рассмотрим сплавы системы Al-Cu и Al-Mg, а также тройной системы легирования Al-Cu-Mg. Сплавы этих систем широко распространены в машиностроении, обладают хорошей деформируемостью и часто рассматриваются при моделировании процессов обработки давлением. В таблице 3.2 представлен средний химический и фазовый состав, стандартные механические свойства алюминиевых сплавов, поставляемых в виде листов и лент.

Найти количество каждой фазы в двухфазной области позволяет правило рычага (правило отрезков). Для трёхфазной области (применительно к некоторым

дуралюминам) рассчитать фазовый состав позволяет правило центра тяжести треугольника фаз.

Результаты расчёта доли структурных составляющих в структуре рассматриваемых сплавов, полученные на основе химического состава сплавов, соответствующего нормативным документам, представлены в таблице 3.2.

На основании полученных данных таблицы 3.2 можно заключить, что с большой долей достоверности для расчётов механических характеристик упрочняющей фазы Θ (CuAl_2) в сплавах Д1 и Д18 можно применять равновесную диаграмму состояния Al-Cu. Для расчёта фазового состава в сплавах Д16 и Д19 необходимо пользоваться тройной диаграммой, для них основной упрочняющей фазой будет S (Al_2CuMg).

При этом свойства твёрдого раствора в сплавах Д16 и Д19 будут соответствовать сплаву АМг1. Поскольку в двух других сплавах (Д1 и Д18) магния значительно меньше, то для расчётов лучше использовать в качестве α -фазы технический алюминий (АД0 или АД1).

Следует обратить внимание на то, что, механические свойства дуралюминов регламентируются в основном в состоянии после закалки и старения. Заметим, что концентрация легирующих элементов в твёрдом растворе в сплаве, испытывающем старение, может оказаться неоднородной, что связано с диффузионными процессами распада и «отставанием» выравнивания содержания легирующих элементов в областях, прилегающих к интерметаллидам и отстоящих от них на некотором расстоянии. Отметим также, что распад пересыщенного твёрдого раствора, полученного при закалке, происходит не одномоментно, а значит, на одних участках может протекать, например, зонное старение, на других – инкубационный период или стадия фазового старения.

Предположим, что стехиометрический состав вторичных включений и их кристаллическая решётка будут одинаковыми как в отожжённом состоянии, так и в состаренном после закалки.

Таблица 3.2 - Химический и фазовый состав деформируемых алюминиевых сплавов [35, 222], (основа - алюминий)

Марка сплава	Основные компоненты, % по массе			Фазовый состав				Механические свойства		
				α	β	θ	S	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее	σ_b , МПа, не менее	δ , %, не менее
	Cu	Mg	Mn							
АД0	<0,02	<0,05	<0,025	1	0	0	0	40	80	35
АД1	<0,05	<0,05	<0,025	1	0	0	0	40	80	35
Д1	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	0,92		0,057	0,017	60	160	24
Д16	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	0,916		0,014	0,07	220	360	12
Д18	2,2-3,0	0,2-0,5	<0,2	0,96		0,037	0,003	300	470	10
Д19	3,8-4,1	1,7-2,3	0,5-1,0	0,88	0,008	0,03 Al ₆ Mn	0,08	340	460	10

Продолжение таблицы 3.2.

Марка сплава	Основные компоненты, % по массе			Фазовый состав		Механические свойства		
	Cu	Mg	Mn	α	β	$\sigma_{0,2}$, МПа, не менее	σ_b , МПа, не менее	δ , %, не менее
АМГ1	0,2	1,2-1,8	0,15-0,4 (или хрома)	1	0	50	140	25
АМГ2	<0,1	1,8-2,6	0,2-0,6	0,98...1,0	0...0,2	100	190	23
АМГ3	0,05	3,2-3,8	0,3-0,6	0,94...0,96	0,04...0,06	120	230	25
АМГ4	0,05	4,2-4,6	0,3-0,6	0,92...0,93	0,07...0,08	140	275	20
АМГ5	0,05	4,8-5,8	0,3-0,6	0,89...0,91	0,09...0,11	150	300	20
АМГ6	0,05	5,8-6,8	0,6-0,75	0,86...0,89	0,11...0,14	170	340	20
АМГ10	B<0,01	9,8-10,5	Zr = 0,08-0,19	0,75...0,77	0,23...0,25	215	428	18

Для анализа фазового состава и расчётов количества фаз магналиев применима диаграмма состояния Al-Mg [95, 97], из которой видно, что сплавы AMg3, AMg5, AMg6 и AMg10 попадают в двухфазную область ($\alpha+\beta$). Сплавы AMg и AMg2 являются однофазными.

Поскольку в стандартах содержание элементов указывается в некотором диапазоне, то согласно расчётам, в низколегированных сплавах количество упрочняющей фазы невелико ($q=4-5\%$). Если выбрать в качестве расчётного значения среднее содержание основного легирующего элемента, то погрешность в расчётах составит 1-1,5%, что существенно повлияет на результаты. То есть отклонение от среднего значения будет составлять $\pm 20\%$. Поэтому в таблице 3.2 приведено как минимальное количество упрочняющих фаз, так и максимальное. Таким образом, и при указании механических свойств упрочняющих фаз, полученных расчётным путём по данным справочников [228, 249], приведены пороговые значения нижней границы свойств (т.к. стандарты регламентируют нижний предел свойств).

На основании данных стандартных механических свойств сплавов и их фазового состава (таблица 3.2) рассчитаны пределы прочности и текучести, твёрдость и относительное удлинение упрочняющих фаз по следующим формулам:

$$\sigma_b^{\beta(\Theta)S} = \frac{\sigma_b^{\text{сплава}} - \sigma_b^\alpha * q_\alpha}{q_{\beta(\Theta)S}}, \quad \sigma_{0,2}^{\beta(\Theta)S} = \frac{\sigma_{0,2}^{\text{сплава}} - \sigma_{0,2}^\alpha * q_\alpha}{q_{\beta(\Theta)S}},$$

$$HB^{\beta(\Theta)S} = \frac{HB^{\text{сплава}} - HB^\alpha * q_\alpha}{q_{\beta(\Theta)S}}, \quad \delta_{\beta(\Theta)S} = \exp\left(\frac{\ln(1 + \delta_{\text{сплава}}) - q_\alpha * \ln(1 + \delta_\alpha)}{q_{\beta(\Theta)S}}\right) - 1$$

где $\sigma_b^{\beta(\Theta)S}$, $\sigma_{0,2}^{\beta(\Theta)S}$, $HB^{\beta(\Theta)S}$, $\delta_{\beta(\Theta)S}$ – предел прочности, условный предел текучести, твёрдость по Бринеллю, относительное удлинение вторичных включений $\beta(\Theta)S$ – фазы в сплаве;

$\sigma_b^{\text{сплава}}$, $\sigma_{0,2}^{\text{сплава}}$, $HB^{\text{сплава}}$, $\delta^{\text{сплава}}$ – предел прочности, условный предел текучести, твёрдость по Бринеллю, относительное удлинение конкретного сплава, МПа;

σ_6^α , $\sigma_{0,2}^\alpha$, HB^α , δ^α – предел прочности, условный предел текучести, твёрдость по Бринеллю, относительное удлинение α – фазы (сплавов АД1 или АМг1), МПа;
 q_α – количество α – твёрдого раствора;
 $q_{\beta(\Theta)S}$ – количество вторичных включений $\beta(\Theta)S$ – фазы.

3.5.2 Расчёт механических свойств по данным кривых упрочнения алюминиевых сплавов

Первым этапом выявления упрочнения вторичных фаз в процессе холодной деформации был расчёт изменения их свойств по данным литературных источников [35, 40]. Для расчёта были выбраны сплавы с наибольшим содержанием основного легирующего элемента, характерным структурно-фазовым составом и ярко выраженными фазами: Д16 и АМг6. Кроме того, расчётные характеристики структур, полученные для этих сплавов, имеют незначительное отклонение от средних значений по группе.

Для проверки полученных расчётных характеристик, установления порядка их значений, а также весовых долей структурных составляющих было проведено экспериментальное исследование, заключающееся в анализе микроструктуры сплавов и оценке пластичности вторичных фаз, измерении микротвёрдости отдельных структур сплавов Д16 и АМг10 и нахождении по полученным данным значений твёрдости и предела прочности.

На первом этапе необходимо получить типичный структурно-фазовый состав сплавов. Как известно, выделение вторичных включений может происходить как при отжиге, так и при старении после закалки. В зависимости от вида и режимов термической обработки эти выделения могут располагаться как в приграничной области зёрен (после старения сплавов системы Al-Mg), так и по всему телу кристаллита (в случае отожжённого состояния). От этих факторов будут зависеть механические свойства сплава в целом и долей каждой фазы в частности. Для того, чтобы установить деформационные свойства включений,

необходимо обратить внимание на протекание пластической деформации в поликристалле.

В том случае, если тело самого зерна обладает большей прочностью, чем его граница, основная пластическая деформация будет приходиться на деформацию по границам зёрен или межзёрненное проскальзывание. Если же границы более прочны, то деформация будет распространяться в большей степени за счёт скольжения дислокаций внутри зерна [236].

В результате проведения испытания на одноосное растяжение были получены индикаторные диаграммы, обработка которых позволила получить зависимость истинных напряжений от истинных деформаций σ_i - ε_i , которые представлены на рисунках 3.20-3.23.

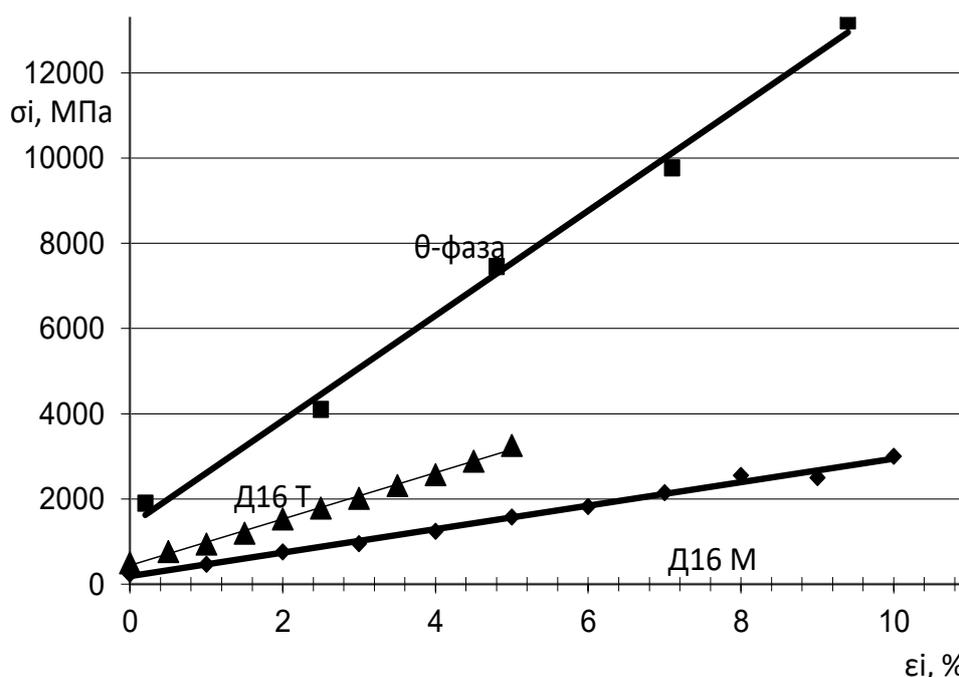


Рисунок 3.20 – Изменение истинного напряжения от истинной деформации в сплаве Д16 в отожженном (◆), закалённом и естественно состаренном (▲) состоянии и упрочняющей фазе θ (■) [220]

Полученные кривые упрочнения подвергались статистической обработке с целью выявления аппроксимирующих зависимостей и получения максимальной корреляции экспериментальных и теоретических зависимостей. Так, из рисунка

3.20 видно, что истинное сопротивление деформированию отожжённого сплава Д16 подчиняется линейной зависимости от деформации с коэффициентом корреляции $R^2=0,9921$. Иные функции, такие как логарифмическая, степенная, квадратичная или кубическая показали большие расхождения с экспериментальными точками.

Поскольку в отожжённом состоянии количество θ -фазы и характер упрочнения твёрдого раствора (сплава АМг1) известны, то были рассчитаны значения истинного сопротивления деформированию для фазы-упрочнителя. Из рисунка 3.20 видно, что интерметаллидная фаза в равновесном состоянии упрочняется довольно интенсивно: показатели угла наклона линейной функции на порядок выше, чем аналогичный показатель у сплава Д16. Следует заметить, что линейная зависимость не является свидетельством упругой и отсутствием пластической деформации, так как ϵ_i являются остаточными (пластическими), и, следовательно, рассматриваемые процессы находятся за пределами исключительно упругой области деформаций.

Для стареющего сплава после закалки оказалось невозможным определить свойства твёрдого раствора и количество упрочняющей фазы, т.к. процесс распада пересыщенного твёрдого раствора не является завершённым. Кроме того, в закалённом и состаренном сплаве не только количество θ -фазы, но и её распределение сильно влияют на показатели упрочнения. В связи с этим в состаренных сплавах была проведена оценка только интенсивности их упрочнения, а также оценка возможного влияния структур на процесс нагартовки.

После старения линейный характер зависимости истинного сопротивления деформированию в сплаве Д16 сохраняется (рис.3.20), но интенсивность упрочнения возрастает практически в 2 раза по сравнению с отожжённым состоянием. При этом, в отожжённом состоянии сплав обладает большей пластичностью, чем в состаренном состоянии, т.к. равномерное по всему объёму выделение упрочняющей фазы повышает пластичность, снижая при этом интенсивность упрочнения. Очевидно, что структура, получаемая в процессе

повторных нагревов закалённого сплава, приводит к неоднородности свойств закалённого сплава, что в целом снижает его пластичность и повышает прочность.

В сплавах АМг5, АМг6 и АМг10 после отжига зависимость истинного напряжения от деформаций показала наибольшую сходимость результатов при выборе квадратичной функции (рис.3.21). Графики для сплавов АМг5 и АМг6 показаны с целью демонстрации однотипности влияния β -фазы, несмотря на различное её количество в каждом сплаве. Показатели функций отличаются незначительно, хотя количество β -фазы в сплаве АМг10 практически в 2 раза выше, чем у АМг5 и АМг6.

В данном случае расчёт истинного сопротивления деформированию физически и математически оправдан, в результате расчёта получилась кривая упрочнения β -фазы (рис.3.21). Аналогично упрочнению сплавов, функциональная зависимость имеет также характер квадратичной параболы с большой сходимостью результатов ($R^2=0,94$).

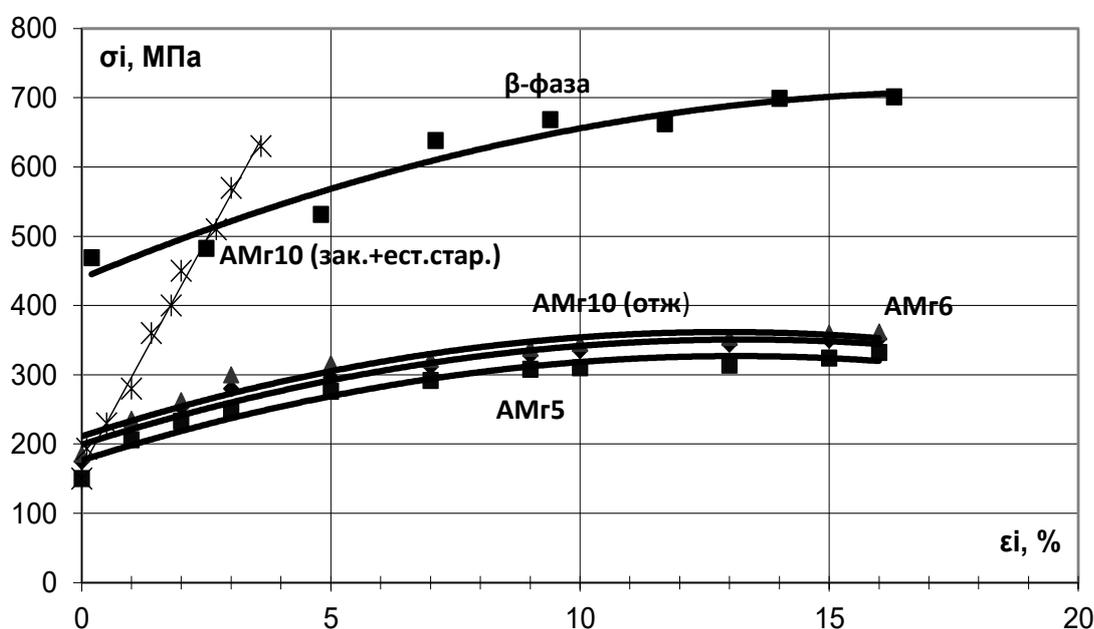


Рисунок 3.21 – Изменение истинного напряжения от истинной деформации в сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и фазы β [220]

Следует отметить, что интенсивность упрочнения β -фазы (постоянный множитель при квадратичном показателе) ниже, чем у сплавов исследуемой группы. По сравнению с θ -фазой она менее прочная и более пластичная (применение линейной зависимости для значений истинного сопротивления деформированию привело к получению функции $\sigma_i = 16,216\varepsilon_i + 472,89$ при $R^2 = 0,89$, а для фазы θ (из рисунка 3.20) $\sigma_i = 1230,6 \cdot \varepsilon_i + 1383,2$, $R^2 = 0,9948$).

Характер упрочнения сплава АМг10 в закалённом и состаренном состоянии (рисунок 3.21) имеет линейный вид. Интенсивность упрочнения (при линейной аппроксимации обеих зависимостей) в отожжённом состоянии меньше, чем после закалки и старения. Очевидно, что при отжиге выделяется больше вторичной фазы, чем после старения закалённого сплава. Поскольку вторичные включения упрочняющих фаз изначально менее пластичны, чем твёрдый раствор, то в них присутствует намного меньше систем скольжения, в результате которого реализуется процесс пластической деформации.

При условии равной прочности твёрдого раствора у обоих сплавов, истинное сопротивление деформированию у сплава Д16 в обоих состояниях поставки выше, чем у сплава АМг10. Этот факт указывает на более высокую прочность θ -фазы по сравнению с β -фазой, что соответствует теоретическим расчётам.

Значения предельных значений истинных деформаций показывают, что в отожжённом состоянии сплавы более пластичны, чем в закалённом и состаренном: для Д16 – в 2 раза, для АМг10 – более, чем в 4 раза. Это можно объяснить иными характеристиками структуры твёрдого матричного раствора и интерметаллидов (с менее пластичной кристаллической решёткой), формируемой при старении, чем с той, которая образуется в процессе отжига. Кроме того, процесс старения не всегда является завершённым в том смысле, что твёрдый раствор содержит легирующий элемент значительно больше его предельной растворимости в равновесном состоянии.

Следовательно, при постоянстве химического состава в сплаве, и тем самым при одинаковой энтропии смешивания, структурная энтропия, вносимая фазовым

составом и характером распределения фаз, для различных вариантов термической обработки сплава будет различной.

3.5.3 Исследование микротвёрдости упрочняющих фаз

Как следует из зависимостей утонения и твёрдости образца с различным расположением структурных составляющих [220], деформация и свойства при растяжении изменяются неравномерно. В месте, близком к разрушению, возможно скопление микротрещин, что повлияет на механические характеристики структур. С другой стороны, в областях с малой деформацией (либо с отсутствием деформации в местах крепления образцов в зажимное устройство испытательной машины) упрочнение окажется неоднородным, что повлияет на данные замеров. Поэтому по фотографиям со структурой образцов в различном состоянии поставки осуществлялся замер длины (L), ширины (B) зерен и включений до и после деформации, на каждом размеченном участке (а, б, в, г, д, е, ж, з), как показано на рисунке 3.14. В отмеченных сечениях производились измерения микротвёрдости.

Микроструктура исследовалась в срединных (центральных) по толщине зонах образца на оптическом и электронном микроскопах. Фотографии структур представлены на рисунках 4.44-4.47.

3.6 Расчёт структурной энтропии

В настоящее время термин энтропии применяется как для технических, материаловедческих, так и для социально-экономических систем для оценки их степени порядка. Согласно [18] для общего случая металлических сплавов, когда в объёме кристалла присутствуют атомы различного типа (внедрённые атомы, атомы замещения, различного заряда или радиуса), энтропия химического состава (или конфигурационная энтропия) представляет собой сумму возможных вариантов перестановки этих атомов:

$\Delta S_{\text{конф}} = R \cdot \sum (n_z \cdot \ln(n_z))$, где z - количество различных типов атомов (например, в сплаве на основе алюминия присутствуют магний, медь, кремний).

Тогда количество возможных вариантов четыре: (Al, Mg, Cu, Si), n – количество атомов каждого типа (в случае сплава за n можно принять количество вещества, а точнее его мольную долю), $R=8.31\text{Дж/моль}\cdot\text{К}$ – универсальную газовую постоянную.

Представленная формула в работах [106, 109, 189, 190] применяется для расчёта энтропии сложных систем и высоколегированных сплавов.

При наличии в структуре сплавов упрочняющих фаз, энтропию можно рассчитать, зная количество каждой фазы, аналогично расчёту, сделанному для концентрации компонентов. Как показывают расчёты, для сплава определённого химического состава фазовый состав может изменяться, в связи с чем изменяется и уровень энтропии, как показано на рисунке 1.6.

В результате деформирования и термообработки сплавов изменяется распределение внутренних напряжений, которое отражается на кривой растяжения. Это предположение было заложено Н.Г.Колбасниковым [18] в основу метода расчёта структурной энтропии по кривым растяжения. Способ расчёта структурной энтропии по диаграммам растяжения заключался в следующем.

Согласно положениям, изложенным в монографии [18], структурная энтропия может быть рассчитана по формуле:

$$\Delta S_{\text{стр}} = -R \int_{\sigma=0}^{\sigma=\sigma_{\text{max}}} f(\sigma^*) \times \ln f(\sigma^*) d\sigma^*$$

$f(\sigma^*)$ – плотность вероятности безразмерного предела текучести. Безразмерная величина напряжений может быть рассчитана по формуле $\sigma^*=\sigma/E$, где σ - размерные значения напряжений (МПа), E – модуль нормальной упругости Юнга (МПа).

Для нахождения $f(\sigma^*)$ в этой же монографии предложена методика анализа кривых растяжения образцов с различным структурным состоянием (после деформации, отжига, упрочняющей термообработки). Для этого необходимо провести испытания на одноосное растяжение согласно ГОСТ1497 [226] (или ГОСТ 11902 [227] – для тонких листов и лент) и для кривой истинных

напряжений подобрать аппроксимирующую функцию с максимальным коэффициентом корреляции.

Например, для образца из сплава АМгб после холодной деформации и отжига при температуре 450°C в течение 30 минут проведены испытания на одноосное растяжение, диаграмма растяжения представлена на рис. 3.22.



Рисунок 3.22 – Экспериментальная кривая растяжения образца из сплава АМгб после холодной деформации и отжига при температуре 250°C в течение 30 минут [109]

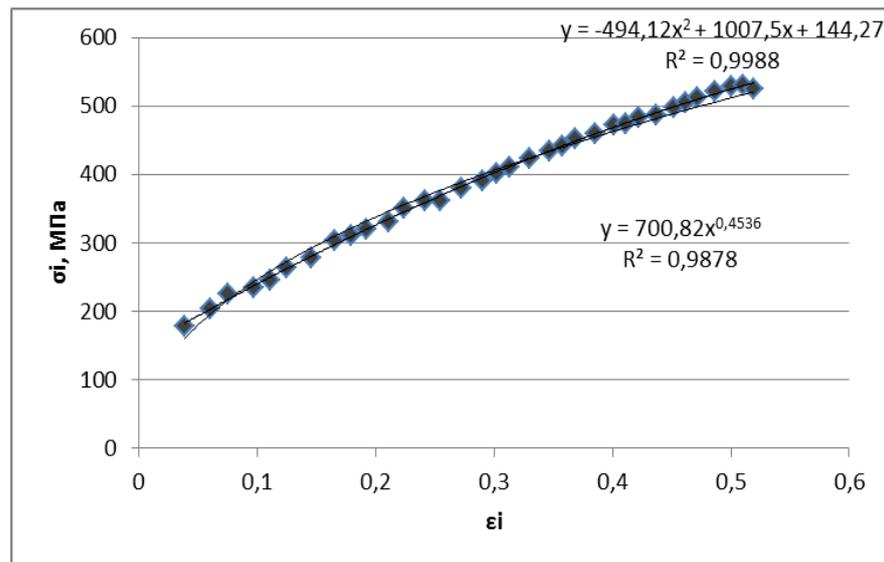


Рисунок 3.23 – Аппроксимирующая зависимость для экспериментальных данных, полученных при растяжении образца из сплава АМгб после холодной деформации и отжига при температуре 250°C в течение 30 минут [109]

Экспериментальная кривая растяжения перестраивается в координатах $\sigma_i - \varepsilon_i$, где σ_i - истинные напряжения, МПа, ε_i - истинные (логарифмические) деформации.

Для полученной кривой, называемой кривой упрочнения, можно подобрать различные виды аппроксимирующей зависимости напряжений от деформаций (рисунок 3.24):

1) Полинома второй степени вида $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha_1 * \varepsilon + \alpha_2 * \varepsilon^2$:

$\sigma = 170,68 + 16,703 * \varepsilon - 0,1785 \varepsilon^2$ с коэффициентом корреляции $R^2 = 0,9988$.

2) Степенная $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha * \varepsilon^\beta$:

$\sigma = 700,82 * \varepsilon^{0,4536}$ с коэффициентом корреляции $R^2 = 0,9878$.

Выбранные аппроксимирующие зависимости получили наибольший коэффициент корреляции.

В рекомендациях, изложенных в [18], обе выбранные функции предложены как возможные для дальнейшего расчёта структурной энтропии.

I. Определим $\Delta S_{\text{стр}}$ для зависимости в виде полинома:

$$f(\sigma^*) = -\frac{h+1}{E} \times \frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2}.$$

Найдём первую и вторую производную функции вида $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha_1 * \varepsilon + \alpha_2 * \varepsilon^2$, представленной на рисунке ($\sigma = 144 + 1008 * \varepsilon - 424 * \varepsilon^2$):

$$\text{Первая производная } \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \alpha_1 + 2 * \alpha_2 * \varepsilon = 1007,5 - 2 * 494,12 * \varepsilon$$

$$\text{Вторая производная } \frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2} = 2 * \alpha_2 = -2 * 494,12 = -988,24$$

Модуль Юнга E можно найти, если аргумент первой производной стремится к 0 ($\varepsilon \rightarrow 0$): $E = \alpha_1 = 1007,5$

$$\text{Показатель } h \text{ находим из первой производной, при } \varepsilon \rightarrow \infty: \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{h * E}{1 + h}.$$

$$h = \frac{E - \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}}$$

Отсюда . При испытаниях максимальная деформация составила

$$\varepsilon=0,52, \text{ тогда } \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \alpha_1 + 2 * \alpha_2 * \varepsilon = 1007,5 - 2 * 494,12 * 0.52 = 494$$

$$h = \frac{E - \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}} = \frac{1007,5 - 494,2}{494,2} = 1,039$$

Отсюда

Тогда функция распределения напряжений в безразмерном виде:

$$f(\sigma^*) = -\frac{h+1}{E} \times \frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2} = -\frac{1,039+1}{1007,5} \times (-988,24) = 2$$

То есть $f(\sigma^*)$ является величиной постоянной, не зависимой от деформации ε . Тогда структурная энтропия:

$$\Delta S_{cmp} = -R \int_{\sigma=0}^{\sigma=\sigma_{max}} f(\sigma^*) \times \ln f(\sigma^*) d\sigma^* = -8,31 \int_{179,0}^{524,6} 2 * \ln(2) d\sigma^* =$$

$$-8,31 * 2 * \ln(2) \frac{1}{1007,5} \int_{179,0}^{524,6} d\sigma^* = -0,005 * (524,6 - 179,0) = -3,95 \text{ Дж/моль*К}$$

II. Определим $\Delta S_{стр}$ для зависимости в виде степенной функции:

$$f(\sigma^*) = -\frac{h+1}{E} \times \frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2}$$

Найдём первую и вторую производную функции вида $\sigma = \sigma_{т0} + \alpha * \varepsilon^\beta$, представленной на рисунке ($\sigma = 700,82 * \varepsilon^{0,4536}$):

$$\text{Первая производная } \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \alpha\beta * \varepsilon^{\beta-1} = 701 * 0,4536 * \varepsilon^{(0,4536-1)} = 318 * \varepsilon^{-0,5464}$$

Вторая производная

$$\frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2} = \alpha\beta(\beta-1)\varepsilon^{(\beta-2)} = 701 * 0,4536 * (0,4536-1) * \varepsilon^{(0,4536-2)} = -174 * \varepsilon^{-1,5464}$$

Модуль Юнга E при анализе первой производной степенной функции будет вырождаться в 0. Поэтому значение модуля Юнга находим из предела значений экспериментальных данных, при $\varepsilon \rightarrow 0$:

$$E = d\sigma/d\varepsilon = 179 / 0,038 = 4663$$

$$\text{Показатель } h \text{ находим из } \lim_{\varepsilon \rightarrow \infty} d\sigma/d\varepsilon \text{ при } \varepsilon \rightarrow \infty: \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{h \times E}{1 + h}$$

$$h = \frac{E - \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}}$$

Отсюда

$$\lim_{\varepsilon \rightarrow \infty} d\sigma/d\varepsilon = 178$$

$$\text{Отсюда } h = \frac{E - \frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}} = \frac{4663 - 178}{178} = 25$$

Тогда функция распределения напряжений в безразмерном виде:

$$f(\sigma^*) = -\frac{h+1}{E} \times \frac{d^2\sigma}{d\varepsilon^2} = -\frac{25+1}{4663} \times (701 * 0,4536 * (0,4536 - 1) * 0,52^{(0,4536-2)}) = 2,66$$

Тогда структурная энтропия

$$\Delta S_{cmp} = -R \int_{\sigma=0}^{\sigma=\sigma_{max}} f(\sigma^*) \times \ln f(\sigma^*) d\sigma^* = -8,31 \int_{179.0}^{524.6} 2,66 * \ln(2,66) d\sigma^* = \underline{7464 \text{ Дж/моль*К}}$$

Несмотря на различный уровень значений структурной энтропии, полученный в результате выбора аппроксимирующей функции, характер изменения энтропии от режимов обработки оказался одинаковым [251]. Анализ выбора аппроксимирующих функций и его влияния на изменение структурной энтропии алюминиевых сплавов, проведённый в этом исследовании показал, что степенная функция вида $\sigma = \sigma_{T0} + \alpha * \varepsilon^\beta$ даёт более широкие возможности для структурного анализа.

Для оценки доли, вносимой различными элементами структуры (химического состава, количества фаз, размера зерна, разнотерности, кристаллографической текстуры) в общую структурную энтропию, рассчитанную на основании кривых растяжения, использовались следующие расчётные формулы:

- энтропия химического состава: $\Delta S_{хим.сост} = \sum (c_z * \ln(c_z))$, где c - атомная концентрация элементов сплава, включая основу (алюминий), z - количество элементов;

- энтропия фазового состава: $\Delta S_{\text{фаз.сост}} = \sum (f_z \cdot \ln(f_z))$, где f - атомная концентрация фаз, рассчитанная с учётом диаграмм равновесных и неравновесных состояния;

- энтропия, вносимая размером зерна: $\Delta S_{\text{разм.зерна}} = \sum (n_z \cdot \ln(n_z))$, где n - количество зёрен в пределах 1 мм², в качестве основы была выбрана шкала размера зёрен согласно ГОСТ 5692;

- энтропия, вносимая разнотекстурностью, оценивалась по методике, описанной в п.3.2.1.1.

Оценку текстурной энтропии проводили с помощью рентгеноструктурного анализа по изменению полюсной плотности [186] всех регистрируемых пиков. Текстурную энтропию рассчитывали по формуле: $\Delta S_{\text{текст}} = -R \sum_{n=1}^{n=m} P$, где P - относительная полюсная плотность n -й плоскости, m - количество пиков (кристаллографических плоскостей) на дифрактограмме. При наличии данных по кристаллографической текстуре в виде полюсной плотности типов текстуры (Госса, меди, латуни, бестекстурной и др.) для расчёта текстурной энтропии можно применять ту же формулу $\Delta S_{\text{текст}} = -R \sum_{n=1}^{n=m} P$, где P - полюсная плотность типа текстуры, n – количество типов текстур.

Все показатели энтропии проходили нормировку, т.е. были отнесены к максимально возможному значению, определяемому согласно данным справочников, норматива или результатов эксперимента.

Для оценки энтропии строения слоистых композитов на основе алюминиевых сплавов применяли показатели энтропии многослойности и энтропии объёмной доли связующего. Под энтропией многослойности материала понимается количество и толщина слоев металла и связующего. В отсутствие связующего слоя, когда многослойный образец получен соединением за счёт холодной деформации, энтропия многослойности включает только количество слоёв.

Энтропия многослойности рассчитывалась по аналогии с энтропией смешивания для расчёта которой используется формула 1.1:

$$\Delta S_{\text{мн.сл.}} = -R \sum_{n=1}^{n=m} n * \ln(n), \text{ где } n - \text{общее количество слоёв в композите, } R=8,31$$

Дж/моль*К – универсальная газовая постоянная.

Энтропия объёмной доли рассчитывалась с допущением, что толщина связующего и армирующего материала в слоистом композите одинакова, что характерно для композитов типа СИАЛ и GLARE [252]:

$$\Delta S_{\text{об.доли}} = -R \sum_{n=1}^{n=2} n * \ln(n), \text{ где } n - \text{объёмная доля металлического (армирующего)}$$

вещества. Если $n=1$, то связующий материал (пластик) отсутствует и весь композит состоит только из чередования слоёв металла. Если $n=2$, то композит состоит из чередования двух материалов.

3.7. Получение многослойных образцов

3.7.1 Совместная прокатка без полимера

Многослойные материалы на основе металлических сплавов могут быть получены совместной прокаткой листовых образцов [64-70, 254-256] или соединением отдельных тонких слоёв металлических сплавов с помощью полимеров и клеящих составов [39, 58, 73, 79, 84, 85, 237, 252, 257-260]. Степень обжатия, применяемая при прокатке, необходимая для прочного соединения листов без применения соединительных неметаллических материалов должна быть не меньше 50%, как показано в монографии [260]. Хотя, в работе [259] показано, что для сохранения ламинарной структуры однородных по структуре сплавов степень обжатия должна быть около 30%. Такие значения степени деформации можно обеспечить при холодном деформировании низколегированных малопрочных сплавов алюминия (АД0, АМц, АМг, АМг2) или при горячей деформации высокопрочных сплавов (Д16, АМг6, 1420, В95). Поскольку конечные свойства композитов зависят от свойств исходных материалов, целью работы было изучить, как влияет толщина проката из сплава АМг2 на механические свойства. Дополнительно изучалась способность полученных заготовок к операциям листовой штамповки.

В качестве исходных заготовок для изготовления многослойных образцов использовался листовой алюминиевый АМц с толщиной 1 мм. На первой стадии образцы разрезали до размеров 250x70x1 мм³ и отжигали при 500 ° С в течение 1 часа в муфельной печи. Затем одну на одну лицевую сторону образцов наносили шероховатость металлической щеткой под углом $\approx 45^\circ$ к оси прокатки и обрабатывали спиртом для удаления жира. Пару образцов собирали с шероховатой стороной внутрь и передний край заготовки соединяли клеем, чтобы предотвратить смещение. После этого собранный материал прокатывали в холодном состоянии с обжатием 55-60%. После каждого прохода прокатки образцы отжигались при 500°С в течение 1 часа для восстановления пластичности. Процедуру нанесения шероховатости металлической щёткой, стыковки и холодной прокатки повторяли. Таким образом, были изготовлены образцы, состоящие из 2, 4, 8 и 12 слоев. Толщина многослойного образца и единичного слоя после каждого прохода холодной прокатки представлена в таблице 3.3.

Таблица 3.3. - Толщина многослойных образцов и единичного слоя после холодной прокатки

Число проходов	Первоначальная толщина, мм	Окончательная общая толщина, мм	Число слоев	Ожидаемая средняя толщина одного слоя, мм
1	2	0.8...0.9	2	0.4...0.45
2	1.6...1.8	0.72...0.96	4	0.24...0.36
3	1.92...2.88	0.86...1.15	8	0.108...0.144
4	2.88...4.32	1.30...1.73	12	0.108...0.144

После прокатки и отжига из заготовок вырезали образцы для испытания на одноосное растяжение вдоль и поперек оси прокатки. Получены данные о прочности на растяжение, пределе текучести, относительном удлинении, а также диаграммах их зависимости от толщины слоя. Холодная прокатка сплава АМц в

двухвалковом стане с обжатиями 50-60% позволила получить 2, 4, 6, 8 и 12-ти слойные образцы, а также получить образцы с толщиной менее 0,2 мм. Образцы после прокатки подвергались отжигу для установления возможности повышения пластичности и штампуемости сплава.

3.7.2 Совместная прокатка с применением полимера

В качестве исходных материалов для исследования применяли алюминиевые сплавы 1420 и АМц толщиной 0,4 мм, полиэтилен и эпоксидную смолу [39].

Эпоксидная смола использовалась в качестве клея между полимером и алюминиевым сплавом. Перед склеиванием сплавы подвергали термообработке, направленной на получение максимальной пластичности. Для этого оба сплава после холодной прокатки до толщины 0,2...0,25 и 0,4..0,45 мм отжигали при температуре 420°С.

Для снятия окисной пленки алюминиевые листы обоих сплавов подвергали травлению в 30% водном растворе ортофосфорной кислоты в течение 10 минут, затем промывали в проточной воде. Склеивание листов производили после нанесения эпоксидной смолы с помощью холодной прокатки, при этом происходило удаление воздуха из пластика, эпоксидной смолы и пространства между слоями.

После склеивания листов металла и полимера, сушки полученного композитного образца, получали листовые заготовки толщиной 1,4 мм с объемной долей металла 57% и полимера (полипропилен-полиэтилен) 43%. Трёхслойные листы собирали по схеме: алюминиевый сплав-полиэтилен-алюминиевый сплав (А-П-А или 2/1). Пятислойные листы представляли собой чередование слоёв в последовательности: алюминиевый сплав – полиэтилен – алюминиевый сплав – полиэтилен – алюминиевый сплав (А-П-А-П-А или 3/2). Выбор схемы сборки композитных образцов 2/1 и 3/2 обусловлен тем, что у применяемых аналогов на основе сплавов Д16 и В95 авторами работы [252], были получены заниженные значения радиусов гибки, что показало наиболее

благоприятное использование трёх и пятислойных композитов в гибочных операциях листовой штамповки. Для сохранения объёмной доли пластика в трёхслойных и пятислойных образцах один из слоёв металла на поверхности пятислойного композита имел толщину 0,2 мм, остальные 0,4 мм.

На основании проведённых исследований полученных композитов была разработана база данных технологических свойств и получено свидетельство [261].

3.8 Выводы по главе 3

С учётом особенностей структуры и оценки штампуемости листовых алюминиевых сплавов, применяемых в машиностроении в целом и для получения слоистых композитов на их основе в частности, разработана методика для реализации экспериментального исследования.

Разработаны режимы деформации и термической обработки сплавов АД0, АД1, АМц, АМг2, АМг5, АМг6, АМг10, Д16, 1420 для получения требуемого размера зерна и разнотерности в результате рекристаллизации, определены режимы закалки и старения сплавов АМг10, Д16, 1420 для получения различного вида и распределения упрочняющих фаз.

Выбраны методики для проведения микроструктурного анализа, с целью количественной оценки зёрновой структуры, в том числе разнотерности, указывающей на структурную энтропию. Проведена оценка областей когерентного рассеяния для выявления влияния блочности структуры на штампуемость. Выполнена количественная оценка фазового состава исследуемых алюминиевых сплавов, включающая оценку вида фаз, а также характера их распределения внутри зерна. Оценка текстуры проводилась для выявления изменения кристаллографической текстуры и её влияния на штампуемость.

Оценка штампуемости образцов алюминиевых сплавов с различной структурой выполнена для вытяжки и гибки. Оценка штампуемости в вытяжке проводилась при технологических испытаниях на выдавливание сферической лунки, технологических испытаниях на глубокую вытяжку цилиндрического

стаканчика, определение коэффициентов анизотропии, в том числе коэффициентов поперечной деформации, часто используемых в технологических расчётах и компьютерном моделировании процессов листовой штамповки. Выполнена оценка неравномерности утонения листового материала с помощью показателя разнотолщинности.

Оценка пригодности листовых материалов к гибочным операциям выполнена с применением технологических испытаний по определению угла упругой отдачи (пружинения), технологических испытаний по определению минимального радиуса гибки. Для повышения достоверности результатов оценки штампуемости применялись комплексные критерии, включающие как показатели основных механических свойств, так и сочетание показателей штампуемости, полученные в результате технологических испытаний.

Для выявления роли упрочняющих фаз при проведении формоизменяющих операций проведен расчёт механических свойств интерметаллидных фаз по данным механических свойств алюминиевых сплавов, а также по данным кривых упрочнения исследуемых алюминиевых сплавов, выполнено исследование микротвёрдости упрочняющих фаз.

Для выявления факторов структуры, наиболее значимых для повышения штампуемости, была разработана методика оценки структурной энтропии, вносимой химическим и фазовым составами сплавов, зёрненной структурой и разнотолщинностью, кристаллографической текстурой. Для оценки общей структурной энтропии сплавов в различных состояниях предложена методика её расчёта по кривым растяжения.

Для оценки энтропии строения слоистых композитов на основе алюминиевых сплавов применяли показатели энтропии многослойности и энтропии объёмной доли связующего. Сделано допущение, что толщина связующего и армирующего материала в слоистом композите одинакова, что не противоречит большинству современных марок российских и зарубежных слоистых металлополимерных композитов типа СИАЛ и GLARE.

Для исследования роли структуры сплавов при оценке штампуемости слоистых композитах разработаны режимы и получены образцы путём совместной прокатки листовых заготовок из сплава АМц без полимера, а также совместная прокатка образцов из сплавов АМц и 1420 с применением полимера.

4 Изменение структуры листовых сплавов после холодной деформации и термообработки

4.1 Изменение зёрненной структуры листовых сплавов АМг2 и АМг6 после холодной деформации и отжига

Микроструктура сплавов АМг2 и АМг6 после растяжения со степенью деформации 20% и отжигов при температурах 250, 350, 450°С в течение одного часа представлена на рисунке 4.1 [262].

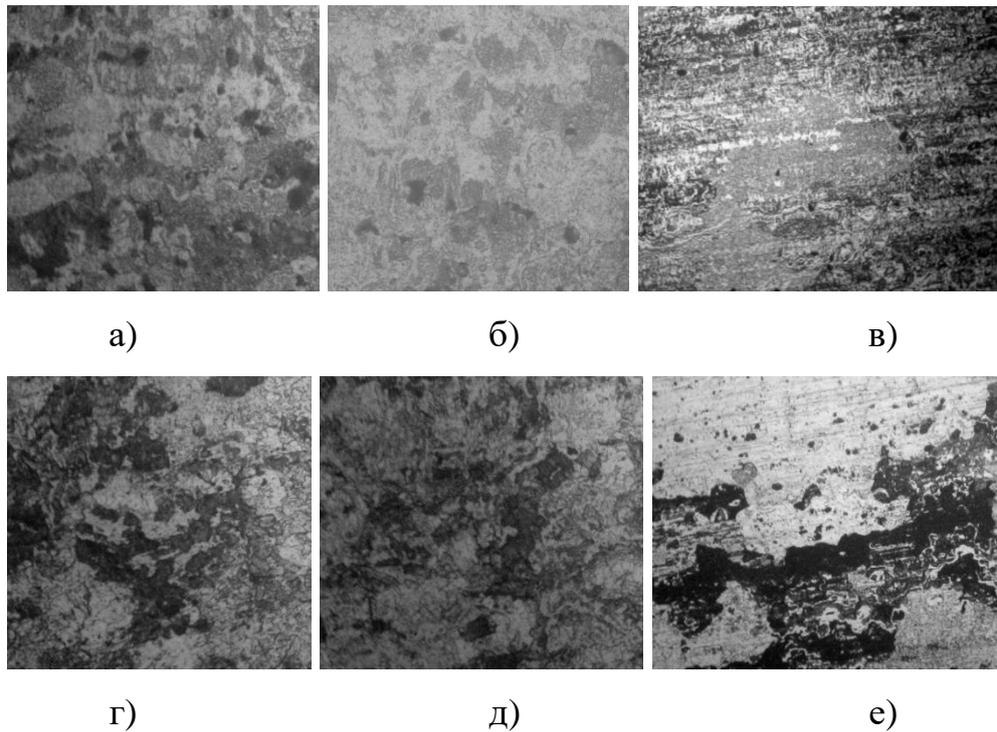


Рисунок 4.1 – Микроструктура образцов из сплавов АМг2 (а-в) и АМг6(г-е) в зависимости от температуры отжига: а,г – 250°С, б,д - 350°С, в,е -450°С, х200 [94, 262]

Из рисунка 4.1 хорошо видна однородность размера зерна после отжига при температуре 350°С и ярко выраженная неоднородность после отжига при температуре 450°С.

На рисунках 4.2 и 4.3 представлены зависимости среднего размера зерна и разнотерности от температуры отжига сплавов АМг2 и АМг6 [262].

Из рисунка 4.2 видно, что с увеличением температуры отжига размер зерна в обоих сплавах монотонно увеличивается. Энтропия, связанная с размером зерна, при этом снижается. Полученные значения зависимости зёрненной структуры совпадают с результатами, опубликованными в монографии [104]. Следует отметить, что размер зерна после рекристаллизации в сплавах системы Al-Mg зависит от исходного зерна в полосе. Так, на основании данных [104], было обнаружено, что в сплаве АМГ3 с исходным зерном 300 мкм после рекристаллизации изменяется в пределах 76...700 мкм. Если исходное зерно было 60 мкм, то размер зерна 35...500 мкм, при размере исходного зерна 30 мкм размер зерна после рекристаллизации составит 19...400 мкм. Т.е. при исходной крупнозернистой структуре получить мелкое зерно возможно, но предельные возможности измельчения зёрненной структуры ограничены.

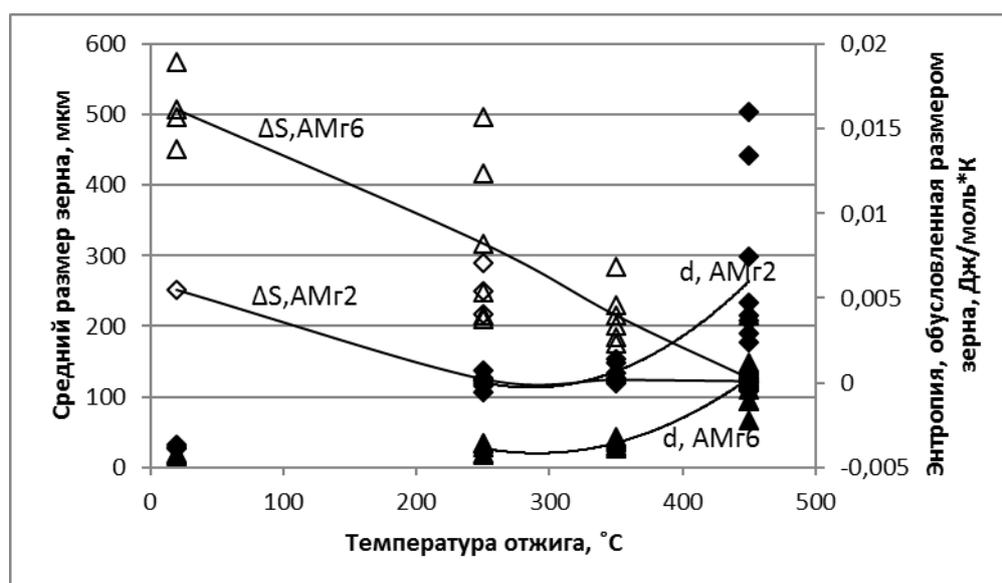


Рисунок 4.2 – Изменение размера зерна d и энтропии ΔS , вызванной зёрненной структурой, в сплавах АМГ2 и АМГ6 в зависимости от температуры отжига [262]

В источнике [263] также показано, что после деформации мелкозернистой структуры сплава АА 5182 (аналога российского сплава АМГ5) и последующей его рекристаллизации формируется более мелкое зерно. Неоднородное

распределение зародышей зёрен в крупнозернистом сплаве привело не только к медленному разупрочнению сплава с увеличением температуры отжига, но и к заметной неоднородности рекристаллизованных зерен (разнозернистости).

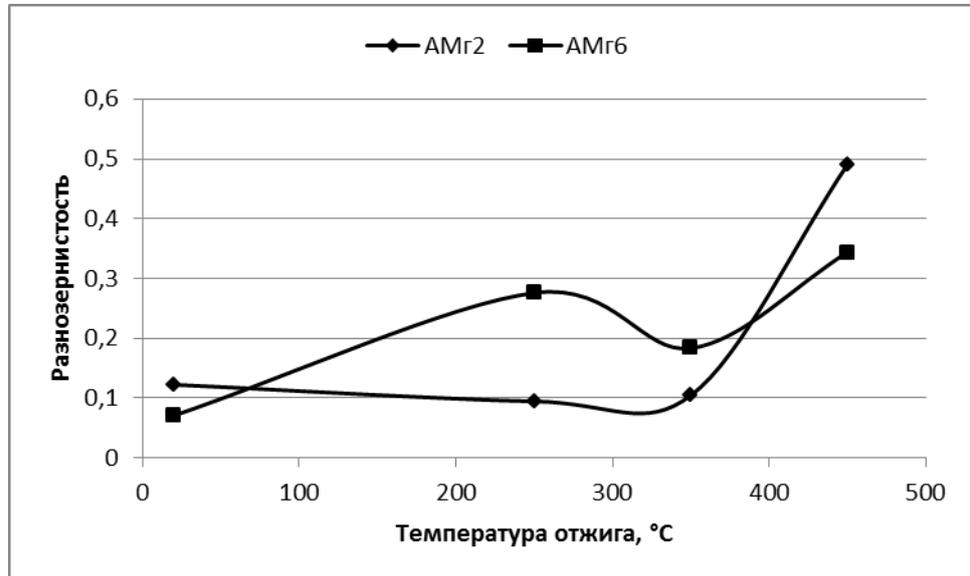


Рисунок 4.3 – Изменение разнозернистости в сплавах АМг2 и АМг6 в зависимости от температуры отжига [263]

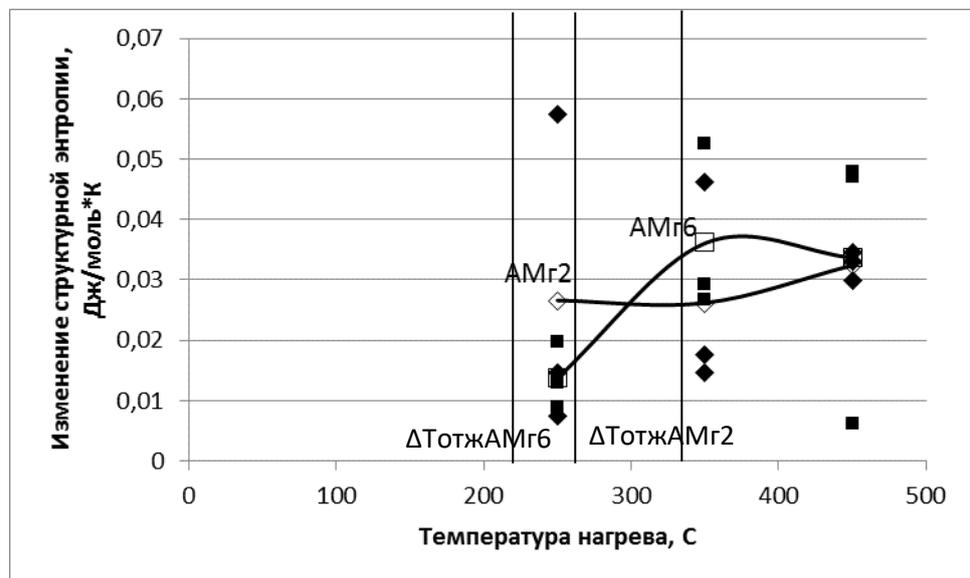


Рисунок 4.4 – Изменение структурной энтропии в сплавах АМг2 и АМг6 в зависимости от температуры отжига [109]

Разнозернистость с ростом температуры ведёт себя не монотонно (рисунок 4.3). Наиболее выраженное проявление минимальной разнозернистости при температуре отжига 350°C наблюдается у сплава АМг6. У сплава АМг2 изменение разнозернистости с ростом температуры отжига не столь очевидное. Уменьшение разнозернистости при нагреве сплавов до 350°C может быть вызвано завершением протекания первичной рекристаллизации в сплавах, что приводит к формированию однородной достаточно равноосной структуры.

Кривые изменения структурной энтропии с ростом температуры отжига сплавов АМг2 и АМг6, построенные на основании обработки кривых растяжения, представлены на рисунке 4.4. Рост температуры отжига приводит к немонотонному изменению нормированного показателя структурной энтропии. Сравнение зависимостей изменения структурной энтропии, связанной с протеканием рекристаллизации (рис.2.9) и построенных зависимостей структурной энтропии показывает (рис.4.4), что к завершению процесса рекристаллизации в сплаве АМг6 наблюдается достижение максимума структурной энтропии. При этом для сплава АМг2 структурная энтропия начинает расти при более высоких температурах отжига.

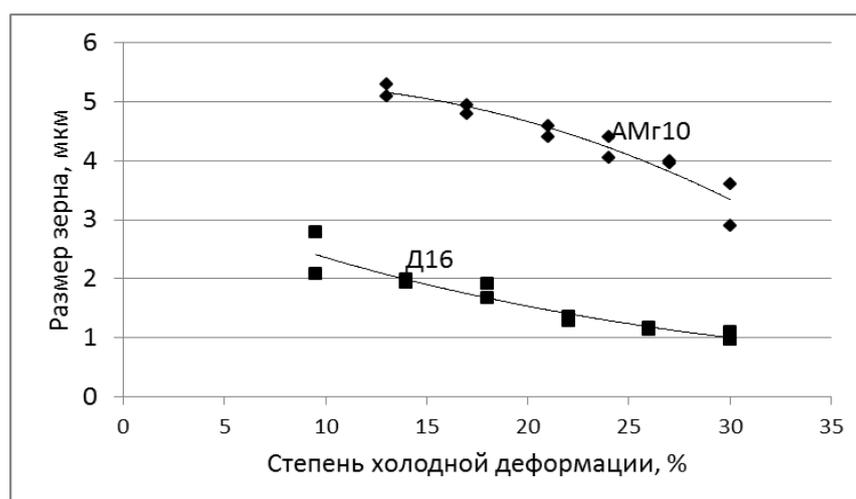


Рисунок 4.5 – Изменение размера зерна в листовых образцах из сплавов АМг10 и Д16 после рекристаллизации с ростом степени деформации [264-265]

Как обсуждается в [18, 257], снижение уровня энтропии свидетельствует о самопроизвольном характере процесса, т.е. о самоорганизации структуры. Вместе с тем, наблюдается схожий характер изменения структурной энтропии, построенной по кривым растяжения, и разности с ростом температуры.

Изменение размера зерна после рекристаллизации в высоколегированных термически упрочняемых сплавах АМг10 и Д16 с ростом степени деформации показаны на рисунке 4.5. Как видно из рисунка 4.5, сплав АМг10 обладает более крупнозернистой структурой по сравнению со сплавом Д16. Диаграммы рекристаллизации [104] свидетельствуют о склонности алюминиевых сплавов, которые содержат медь, к мелкозернистой структуре.

4.2. Влияние термической и деформационной обработки на изменение зёрнистой структуры сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16

Для установления влияния исходного состояния сплавов на их способность к холодному деформированию была проведена холодная прокатка листовых заготовок толщиной 2,5 мм в отожжённом и состаренном исходном состоянии со степенями обжатия 20, 30 и 70%. Изучение микроструктуры боковой поверхности позволило установить изменение геометрии зерна в зависимости от степени холодной деформации. Это позволило установить, какую долю общей деформации воспринимает на себя каждое зерно.

На рисунке 4.6 представлены зависимости средней длины зерна, вычисленной для различных участков толщины листа, в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке. Из рисунка 4.6 видно, что увеличение степени обжатия сплавов АМг5 и АМг6 приводит к появлению вытянутости зёрен в направлении прокатки.

Кроме этого, деформация зерна в продольном направлении больше, если сравнивать с общим удлинением образца. Такая разница показывает, что в сплаве вся энергия, затрачиваемая на деформирование, расходуется на деформацию зерна и рассеивается, а смещения их по границам зерен не происходит.

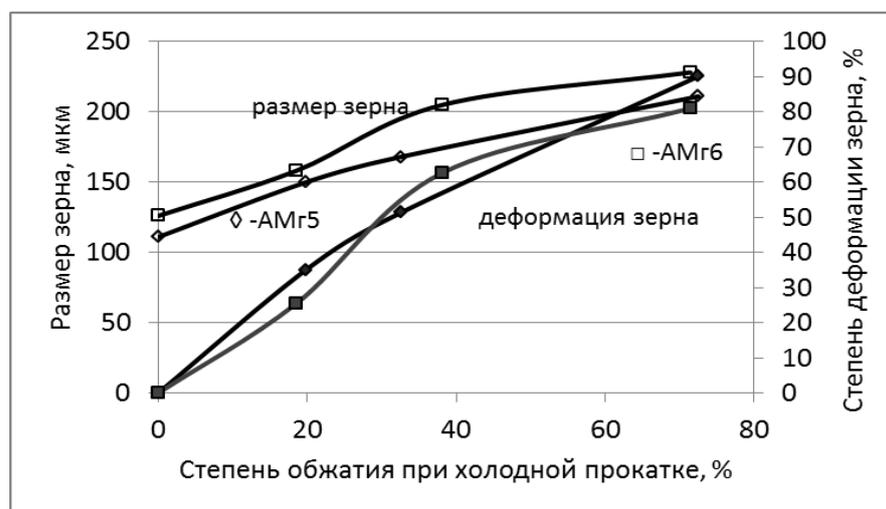


Рисунок 4.6 – Изменение размера зерна (\diamond \square) и его деформации (\square \diamond) в продольном направлении в зависимости от степени деформации в сплавах АМг5 (\diamond \diamond) и АМг6 (\square \square) [41, 182, 265]

На рисунках 4.7 и 4.8 представлены графики зависимости размера зерна и его деформации в сплавах Д16 и АМг10 от степени их деформации в отожжённом состоянии (4.7), закалённом и состаренном (4.8) состоянии.

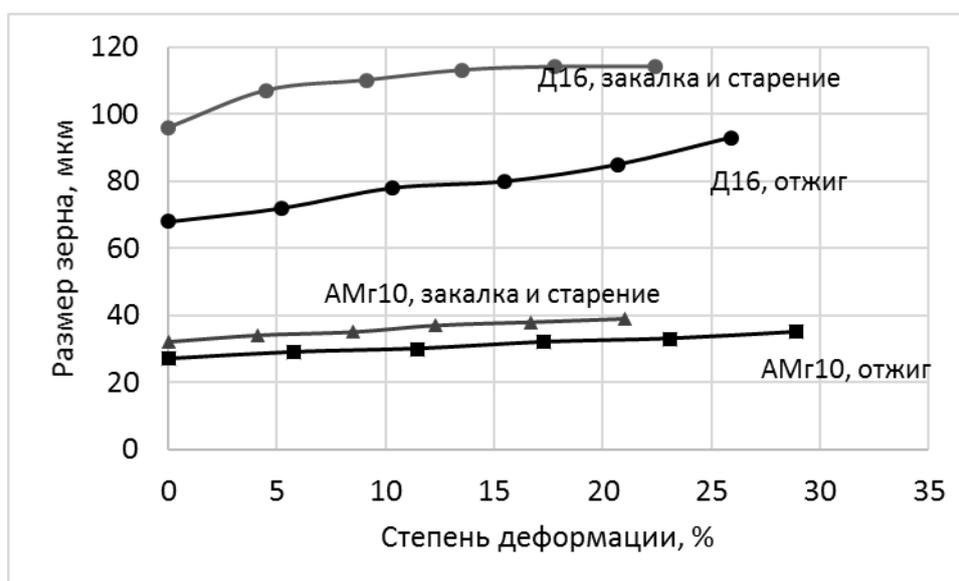


Рисунок 4.7 – Изменение размера зерна в продольном направлении в зависимости от степени деформации в сплавах Д16 и АМг10 [41, 182, 265]

Во многих источниках, содержащих сведения о протекании старения в алюминиевых сплавах [188, 206, 266-268], приводятся сведения, говорящие о низкой склонности сплавов системы Al-Mg к естественному старению. То есть эти сплавы сохраняют закалённую структуру после закалки и естественного вылёживания при комнатной температуре в течение одной недели, в то время как сплав Д16 при этих же условиях обработки приобретает высокую прочность и становится состаренным.

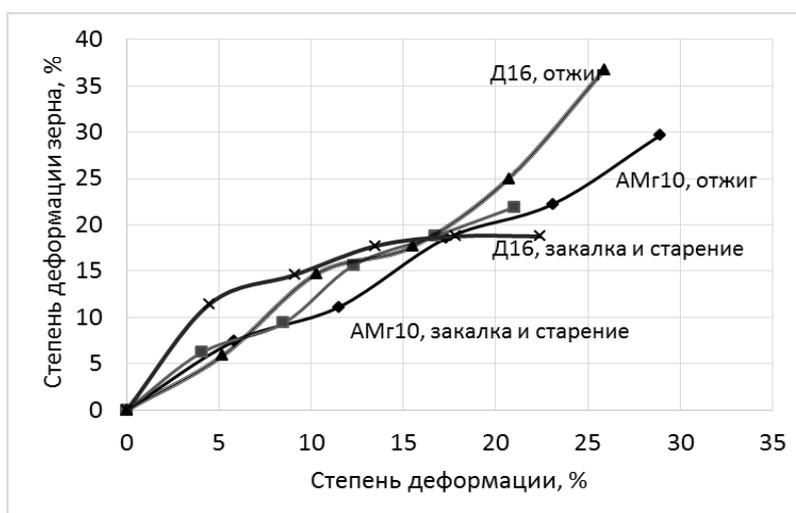


Рисунок 4.8 – Изменение деформации зерна в зависимости от степени деформации в сплавах Д16 и АМг10 [41, 182, 265]

Анализ графиков 4.7 и 4.8 показал, что предварительная обработка оказывает существенное влияние на размер зерна: у обоих сплавов зерно для закалённых и состаренных образцов больше, чем для отожжённых. Отожжённые образцы показали более высокие значения степени деформации по сравнению с закалёнными и состаренными. Деформация зерен в продольном направлении в сплавах АМг10 и Д16 в отожжённом и закалённом с последующим старением состояниях показывает на 5...10% преобладание над общей степенью деформации образцов.

4.3 Исследование влияния деформации и термической обработки на фрагментацию зёрен в листовых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16

Превышение степени удлинения зёрен по сравнению с общей деформацией образцов потребовало изучения более тонкой структуры с помощью рентгеноструктурного анализа.

Изменение размера зёрен с ростом степени деформации для образцов из термически не упрочняемых сплавов АМг5 и АМг6 после прокатки представлены рисунке 4.9, а результаты расчётов областей когерентного рассеяния - на рисунке 4.10.

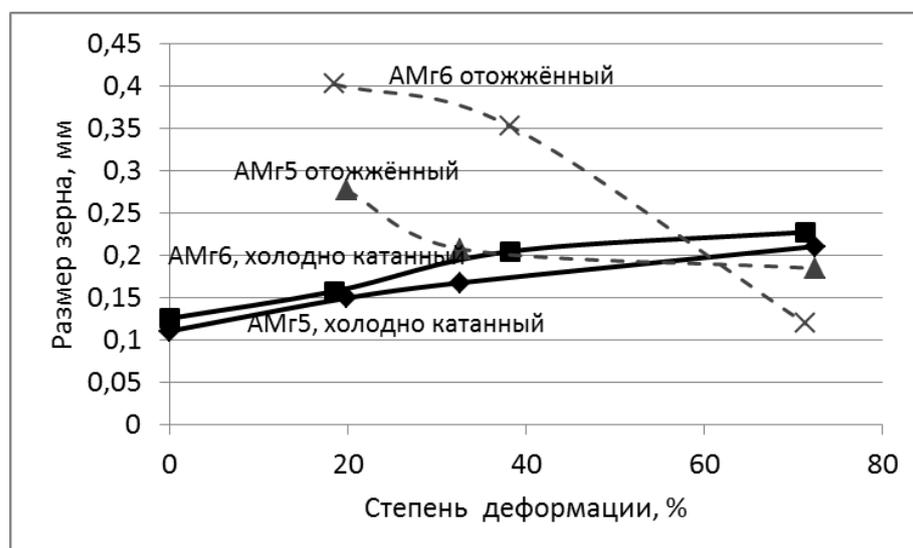


Рисунок 4.9 – Изменение размеров зерна для сплавов АМг5 и АМг6 при холодной прокатке и последующем рекристаллизационном отжиге [41, 104]

В сплаве АМг6 наблюдается монотонное увеличение размеров ОКР после холодной пластической деформации [24, 41, 264, 269]. После отжига сплавов АМг5 и АМг6 наблюдается увеличение размеров ОКР по сравнению с холодно деформированным состоянием. Это может быть связано с устранением дефектов кристаллического строения, уменьшением блочности за счёт слияния дислокационных стенок и петель, возникающих при холодном пластическом деформировании. Деформация образцов из обоих рассматриваемых сплавов до

30% приводит к увеличению размеров ОКР, а при больших обжатиях размеры ОКР в сплаве АМг5 уменьшаются в 4,5 раза, а в сплаве АМг6 изменений ОКР не наблюдается.

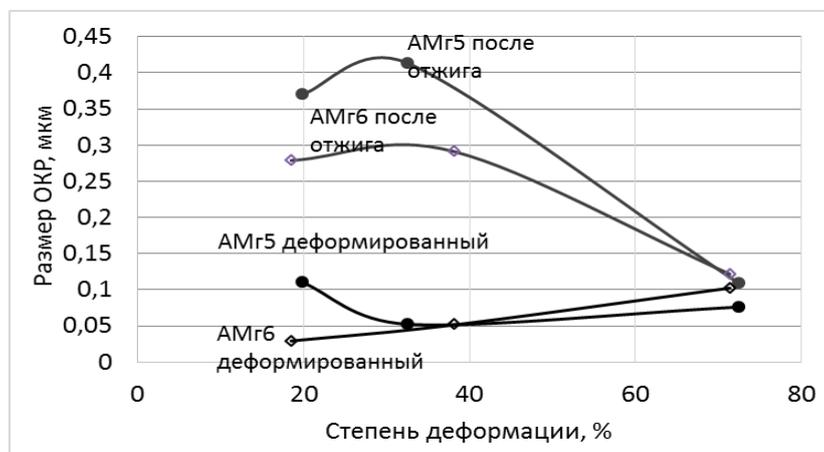


Рисунок 4.10 – Изменение размеров кристаллитов для сплавов АМг5 и АМг6 в отожжённом (серый цвет) и нагартованном (чёрный цвет) состоянии [41, 270]

Как видно из рисунка 4.10, холодная прокатка сплава АМг5 до 30% приводит к снижению размеров ОКР примерно на 50%, а затем дальнейший рост деформации способствует незначительному увеличению размеров ОКР.

При этом длина зерна в тех же образцах, полученная с помощью обычной оптической металлографии (рисунок 4.9), увеличивается с ростом степени деформации для нагартованных образцов, а для отожжённых образцов, согласно диаграммам рекристаллизации, размер зерен уменьшается с ростом степени обжатия. Следовательно, при холодном деформировании сплава АМг6 зёрна удлиняются, и размеры ОКР увеличиваются. В сплаве АМг5 при деформации зёрна удлиняются, а размеры ОКР при деформировании до 30% уменьшаются, что свидетельствует о фрагментации структуры. Но при больших степенях деформации происходит накопление дефектов внутри зёрен и ОКР, что приводит к увеличению их размеров [264, 269].

После отжига размер зёрен в обоих сплавах находится в диапазоне от 30 до 70 мкм, что во много раз превышает размеры ОКР, изменяющиеся в диапазоне 0,05...0,45 мкм (рис.4.9 и 4.10).

На рисунке 4.11 представлена зависимость блочности зёрненной структуры сплавов АМг5 и АМг6, а также изменение и соотношение физического уширения двух порядков отражения от плоскости (311) в сплавах АМг5 и АМг6 после деформации и отжига в зависимости от степени деформации [41, 177, 250, 256, 261]. Графики расположены вместе для удобства совместного анализа блочности зёрненной структуры, величины вносимых искажений от деформации и влияния особенностей структуры на величину физического уширения.

Как видно из рисунка 4.11, после отжига блочность зёрненной структуры обоих сплавов снижается. При этом для сплава АМг6 наблюдается уменьшение блочности с ростом степени деформации, для холодно деформированного состояния эта зависимость выражена сильнее. Деформирование сплава АМг5 приводит к увеличению числа ОКР внутри зерна при степенях деформирования 20...30%, а затем наблюдается незначительное снижение количества ОКР. В отожжённом сплаве АМг5 незначительное снижение блочности зёрненной структуры наблюдается только в интервале деформаций 20...30%, дальнейшее увеличение степени деформации приводит к увеличению количества ОКР внутри зерна.

Анализ величины истинного физического уширения β_1 и β_2 двух порядков отражения от одной и той же системы плоскостей (hkl), позволяет провести качественную оценку доли влияния на них факторов размера частиц и микронапряжений [192]. Если уширение вызвано только микроискажениями, то $\beta_2/\beta_1 = \text{tg}\theta_2/\text{tg}\theta_1$. Если в образце нет искажений и всё уширение вызвано только мелким размером частиц, то $\beta_2/\beta_1 = \cos\theta_1/\cos\theta_2$. Если же уширение вызвано обоими этими факторами, то отношение истинных физических уширений находится между отношением косинусов и тангенсов: $\cos\theta_1/\cos\theta_2 < \beta_2/\beta_1 < \text{tg}\theta_2/\text{tg}\theta_1$.

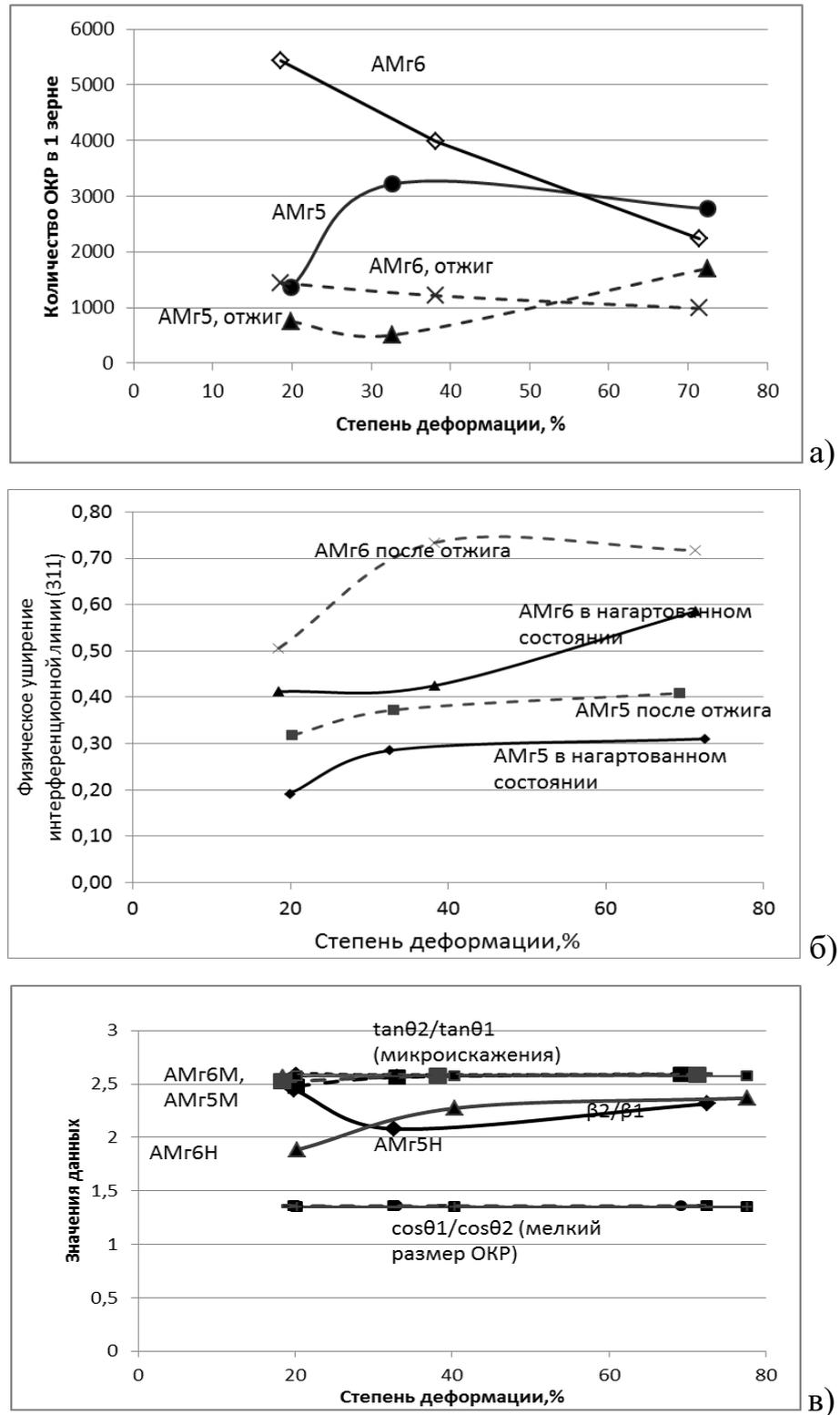


Рисунок 4.11 – Изменение блочности зёрненной структуры (а), физического уширения интерференционных линий (б) и соотношения физического уширения (в) двух порядков отражения от плоскости (311) в сплавах АМг5 и АМг6 после деформации (— сплошная линия) и отжига (--- пунктирная линия) в зависимости от степени деформации [265, 270]

Из рисунка 4.11 видно, что физическое уширение для линии (311) в сплаве АМг5 имеет меньшие значения, чем в сплаве АМг6. Отожжённое состояние характеризуется повышенными значениями физического уширения рентгеновских линий по сравнению с нагартованным состоянием.

После отжига деформированных сплавов АМг5 и АМг6 значения β_2/β_1 совпадают с линиями соотношения тангенсов углов отражения, т.е. физическое уширение интерференционных линий связано преимущественно с искажениями кристаллической решётки, что указывает на протекание рекристаллизационных процессов.

Значения соотношения физического уширения двух соседних порядков отражения рентгеновских линий β_2/β_1 сплавов АМг5 и АМг6 после проведения холодной деформации находятся между уровнем отношения тангенсов и косинусов, т.е. физическое уширение обусловлено как микроискажениями, так и малым размером ОКР. В сплаве АМг5 при малых деформациях (до 20%) значения β_2/β_1 совпадают с соотношением тангенсов углов отражения, то есть физическое уширение связано с микроискажениями кристаллической решётки.

При деформировании со степенями обжатия около 30...35% физическое уширение сдвигается в сторону обратного соотношения косинусов, то есть на него начинают оказывать влияние области когерентного рассеяния, количество которых в пределах одного зерна увеличивается от 1200 до 3000. При степенях деформации около 70...75% график соотношения β_2/β_1 (рис.4.11) снова приближается к линии соотношения тангенсов углов отражения, а количество ОКР в пределах одного зерна уменьшается. Для сплава АМг6 при степенях обжатия около 20% график β_2/β_1 находится между граничными областями вблизи линии изменения обратного соотношения косинусов углов отражения, т.е. на физическое уширение оказывают влияние и микроискажения и ОКР, но с преобладанием влияния ОКР. С ростом степени обжатия график β_2/β_1 для сплава АМг6 монотонно приближается к линии соотношения тангенсов, т.е. усиливается влияние микронапряжений на уширение линий. При этом на графике зависимости

дисперсности структуры сплава АМгб при холодной деформации (рисунок 4.11) наблюдается монотонное снижение количества ОКР внутри зерна.

Изменение размера зерна и величины ОКР для сплава Д16 представлено на рисунке 4.12.

Как видно из рисунка 4.12, зерно в сплаве Д16 удлиняется в результате деформации как в отожжённом, так и закалённом и состаренном состоянии. Размер ОКР при этих же условиях изменяется по кривой с максимумом. В состаренном состоянии деформирование сопровождается увеличением размеров ОКР, которые при степенях деформации более 15% начинают уменьшаться в размерах. Деформирование отожжённых образцов при степенях деформации менее 10% не вызывает значительных изменений ОКР, которые начинают увеличиваться при деформации 15-20%, а затем уменьшаются [41, 182, 265, 270].

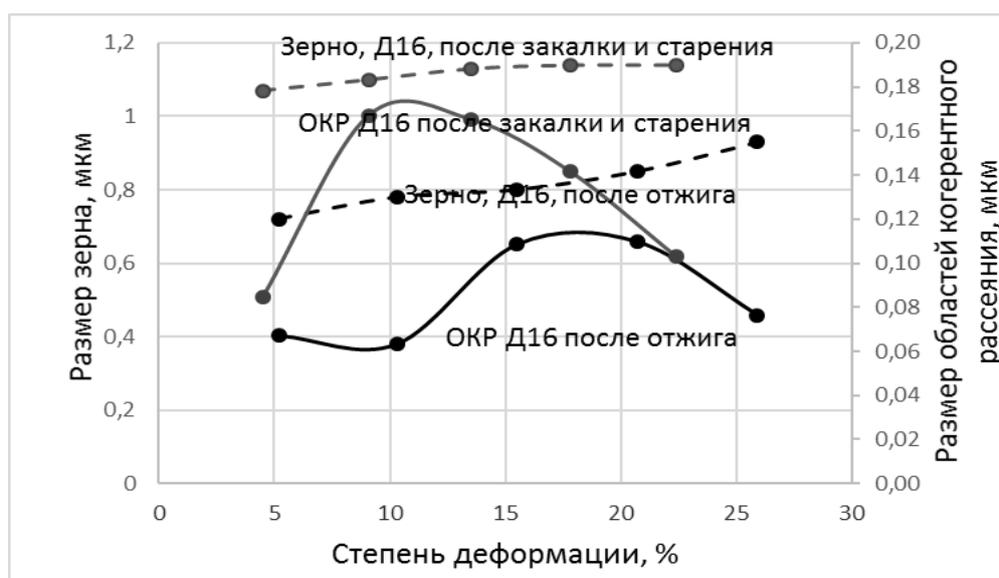


Рисунок 4.12 – Изменение размеров зерна и ОКР для сплава Д16, деформированного после закалки и старения (серый цвет) и после отжига (чёрный цвет) [265, 270]

На рисунке 4.13 представлена зависимость блочности зёрненной структуры в сплаве Д16 от степени холодной деформации и предшествующей ей термической обработки. Также представлено изменение и соотношение физического уширения двух порядков отражения от плоскости (311) в отожжённом (чёрные линии) и

закалённом и естественно состаренном состоянии (серые линии) в зависимости от степени деформации.

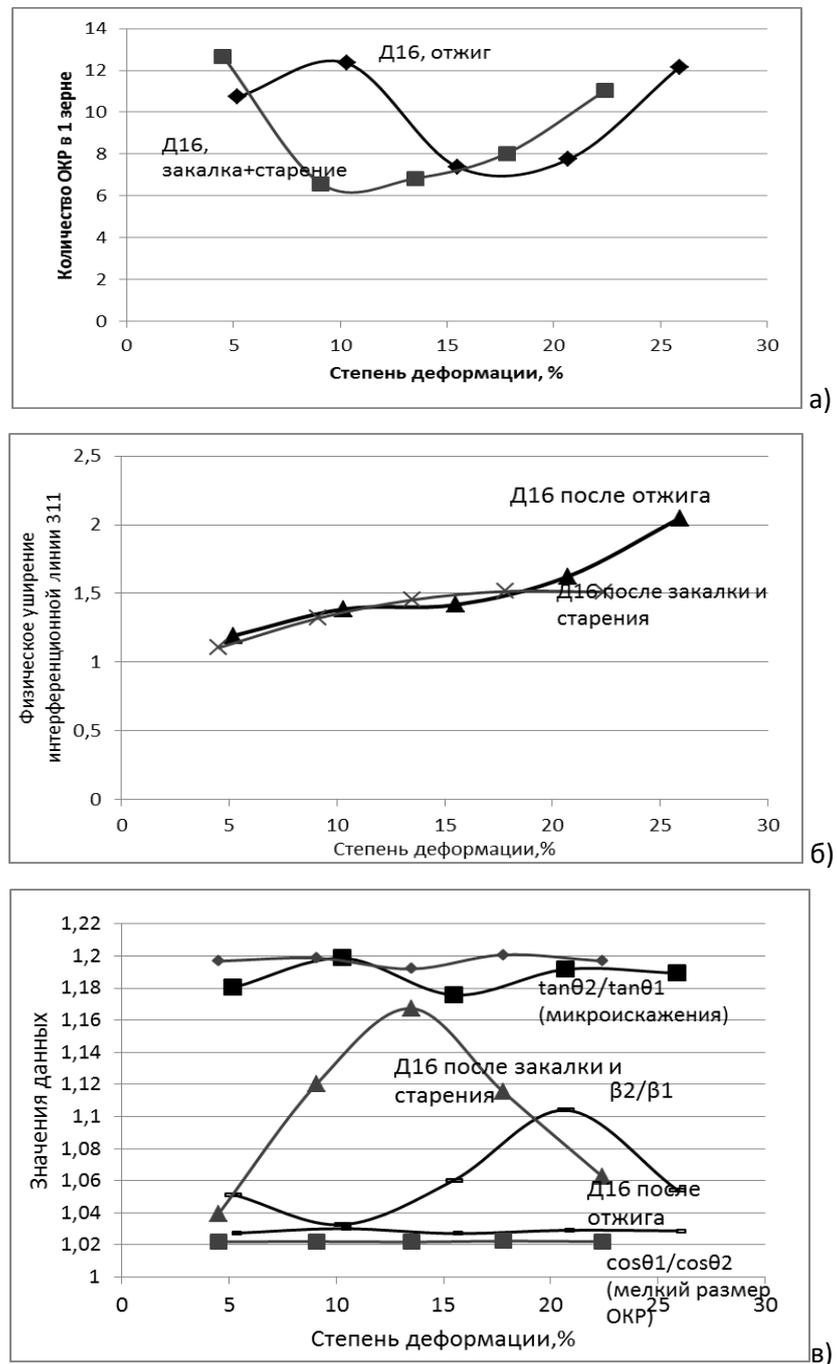


Рисунок 4.13 – Изменение блочности зёрновой структуры (а), физического уширения интерференционных линий (б) и соотношения физического уширения (в) двух порядков отражения от плоскости (311) в сплаве Д16 после деформации в отожжённом состоянии (— чёрная линия) и закалённом и состаренном состоянии (—серая линия) в зависимости от степени деформации [265, 270]

Как видно из рисунка 4.13, деформирование отожжённого сплава Д16 приводит к увеличению блочности зёрненной структуры при степенях деформирования до 10%, затем количество ОКР внутри зерна уменьшается, достигая наименьших значений при степени деформации 15...20%, а далее количество субзёрен снова увеличивается.

Деформирование сплава Д16 в закалённом и состаренном состоянии приводит к уменьшению количества ОКР внутри одного зерна при степени деформации до 10%, после чего, при более высоких степенях деформации наблюдается увеличение блочности и количества ОКР внутри зерна. Увеличение количества субзёрен с ростом степени деформации можно связать с ростом плотности дислокаций, появлением дислокационных стенок и петель.

Согласно традиционным и современным представлениям о механизме пластической деформации, снижение блочности зёрненной структуры в процессе холодной пластической деформации за счёт уменьшения количества ОКР не может быть вызвано объединением ОКР между собой. Объяснение увеличению размеров ОКР может быть связано с поворотом зёрен и блоков при деформировании для достижения благоприятной ориентировки структуры, в том числе кристаллографической текстуры, и сохранения целостности металла, как показано в монографии [18].

Как видно из рисунка 4.13,б, в сплаве Д16 ширина интерференционных линий увеличивается с ростом степени деформации в обоих случаях: и для отожжённого и для состаренного состояния.

Проверка причин уширения рентгеновских линий в результате деформации для сплава Д16 показала (рисунок 4.13,в), что в отожжённом сплаве деформирование в целом связано с блочностью зёрненной структуры, т.е. увеличением количества и размеров ОКР. При деформировании со степенями 20...25% возрастает доля влияния микроискажений, вносимых, например, дислокациями. Но доля влияния ОКР остаётся преобладающей и при степени деформации около 27% на физическое уширение оказывают влияние ОКР.

Изменение размера зерна и ОКР после деформирования сплава АМг10 представлено на рисунке 4.14. Из этой зависимости видно, что размер зерна увеличивается в обоих состояниях после термообработки. Размер ОКР в закалённом сплаве АМг10 после деформирования до степени 15...17% снижается, а затем начинает возрастать.

В отожжённом сплаве АМг10 деформирование при степени до 10% приводит к резкому увеличению размера ОКР, при дальнейшем деформировании изменение ОКР незначительно, но в целом наблюдается тенденция к снижению размеров ОКР.

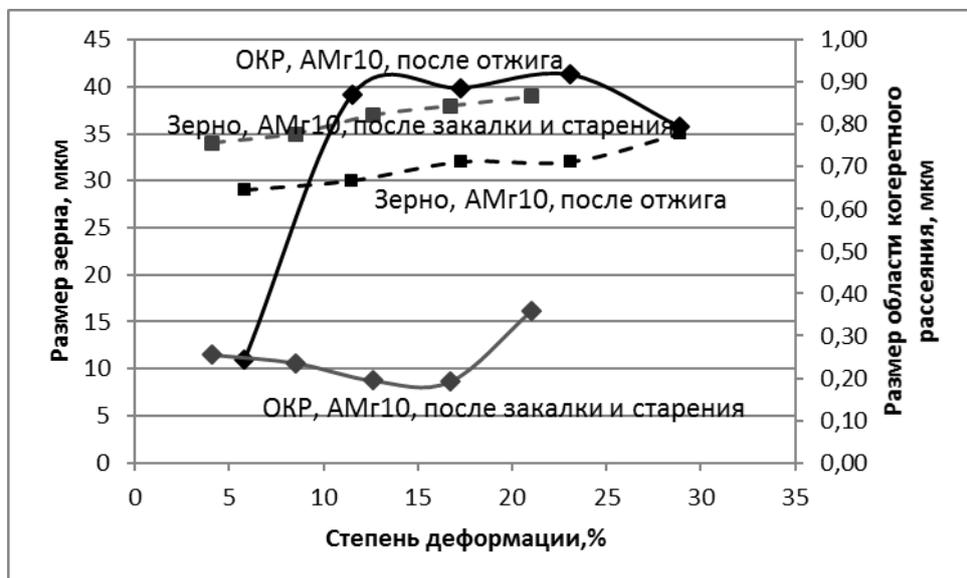


Рисунок 4.14 – Изменение размеров зерна и ОКР для сплава АМг10, деформированного после закалки и старения (серый цвет) и после отжига (чёрный цвет) [41, 265, 270]

На рисунке 4.15 представлена зависимость блочности зёрненной структуры в сплаве АМг10 от степени холодной деформации и предшествующей ей термической обработки. Также представлено изменение и соотношения физического уширения двух порядков отражения от плоскости (311) после отжига, закалки и старения в зависимости от степени деформации.

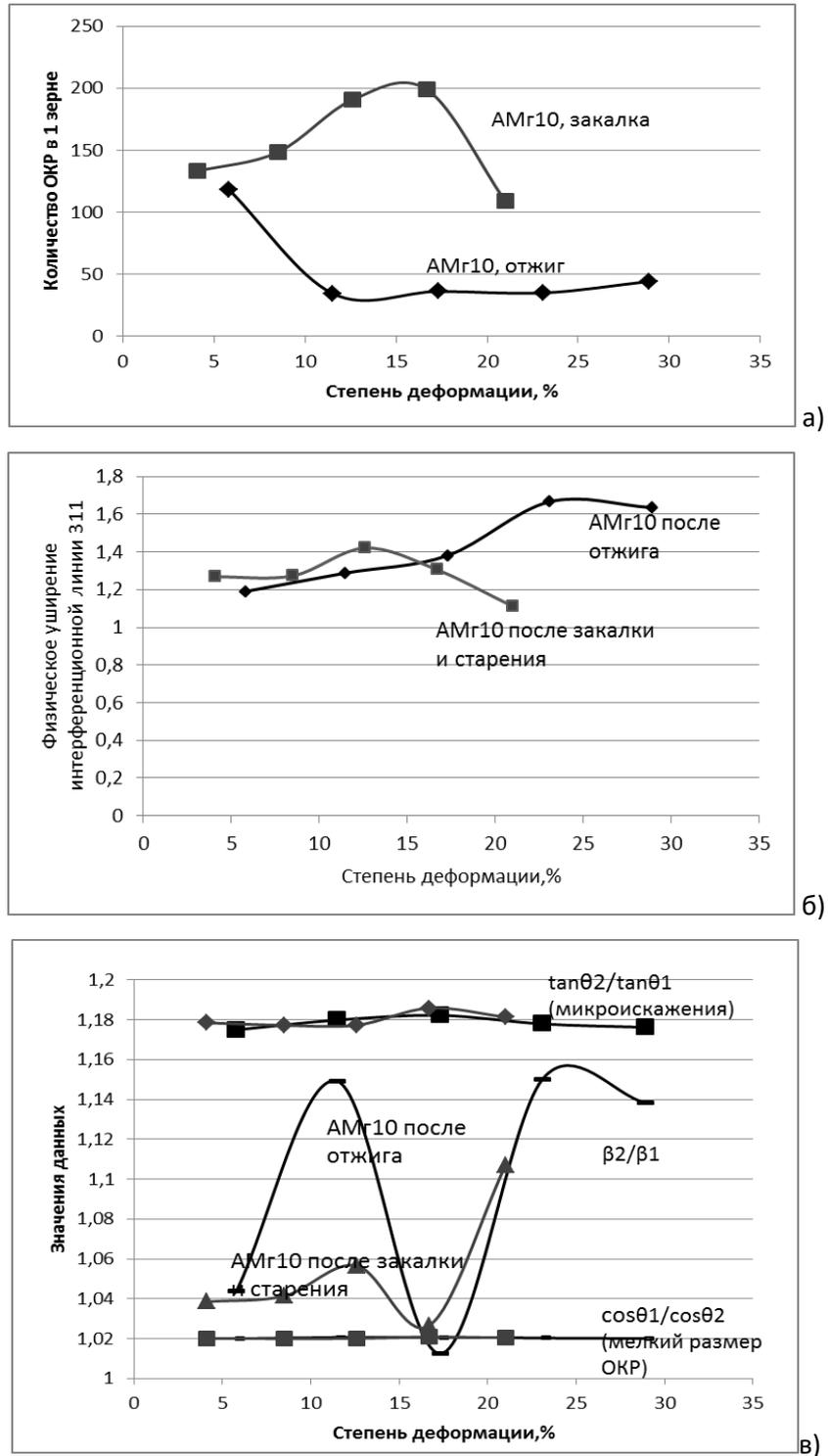


Рисунок 4.15 – Изменение блочности зёрновой структуры (а), физического уширения интерференционных линий (б) и соотношения физического уширения (в) двух порядков отражения от плоскости (311) в сплаве АМг10 после деформации в отожжённом состоянии (— чёрная линия) и закалённом и состаренном состоянии (—серая линия) в зависимости от степени деформации

[265, 270]

Как видно из рисунка 4.15,а, деформирование в холодном состоянии отожжённых образцов из сплава АМг10 приводит к снижению количества ОКР внутри зерна при степени деформации от 5 до 10%, а затем количество ОКР внутри зерна незначительно растёт. Если же деформирование проводилось для закалённых образцов, то количество ОКР внутри зерна с ростом степени деформации от 4 до 17% увеличивалось, а затем происходило снижение.

Физическое уширение в отожжённом сплаве АМг10 с ростом степени деформации увеличивается. Деформирование после закалки приводит к незначительному увеличению физического уширения и достижению максимума при степени деформации около 13%. При более высоких степенях деформации закалённого сплава АМг10 происходит увеличение значение физического уширения.

Анализ причин уширения рентгеновских линий в сплаве АМг10 после отжига и холодной деформации показывает (рисунок 4.15, в), что с ростом степени деформации до 13% доля влияния микроискажений кристаллической решётки возрастает. Затем при степени деформации около 17% на физическое уширение оказывают влияние ОКР, а при больших степенях (около 25% и выше) преобладает влияние микроискажений кристаллической решётки. Для закалённого состояния характерно преобладание влияния ОКР на протяжении всего деформирования. Только при степенях деформирования около 20% влияние микроискажений и малого размера ОКР оказалось одинаковым.

В термически упрочняемых сплавах рост роли микроискажений кристаллической решётки в изменении физического уширения от степени деформации может быть вызвано ростом плотности дислокаций. Появление дислокационных стенок и петель при значительных обжатиях приводит к образованию субзёрен, что повышает роль размеров областей когерентного рассеяния. Подобная модель трансформации структуры высоколегированных сплавов представлена в работе [137].

Физическое уширение рентгеновских линий в четырех исследованных сплавах увеличивается с ростом степени деформации. Проведение отжига приводит росту физического уширения в сплавах АМг5 и АМг6. Это изменение наиболее ярко выражено для сплава АМг6. В сплавах АМг5 и АМг6 оно связано в основном с микроискажениями кристаллической решётки (микронапряжениями). В закалённом сплаве АМг10 физическое уширение с ростом степени деформации в большей степени зависит от фрагментации структуры, то есть связано с изменением размеров областей когерентного рассеяния. В отожжённом сплаве АМг10, а также Д16 в обоих состояниях влияние размеров областей когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решётки изменяется с ростом степени обжатия немонотонно. При малых обжатиях до 5% преобладающее влияние оказывают размеры областей когерентного рассеяния. Рост обжатия вызывает увеличение доли влияния микроискажения. При определённых обжатиях (для сплава Д16Т – при 15%, Д16М – 20%, АМг10М – при 13%) это влияние достигает максимального значения, и затем начинает плавно уменьшаться [41, 182, 265, 269, 270].

4.4 Изменение размера зерна в сплаве АМг10 после закалки, деформации и повторного нагрева

При нагреве металлов, деформированных в холодном состоянии, протекают процессы рекристаллизации, которые приводят к разупрочнению. После закалки, холодной деформации и нагрева возможно протекание, как рекристаллизации, так и старения, которые имеют конкурирующее влияние на свойства металлических материалов. Старение, в противоположность рекристаллизации, приводит к повышению прочности алюминиевых сплавов. Кроме того, схема нагружения при деформировании оказывает влияние на деформационную способность материалов. Так, в условиях растяжения возможно получение меньших степеней деформации, чем при деформировании в условиях сжатия. Изложенные ниже результаты показывают изменение структуры сплава АМг10 после закалки, гибки

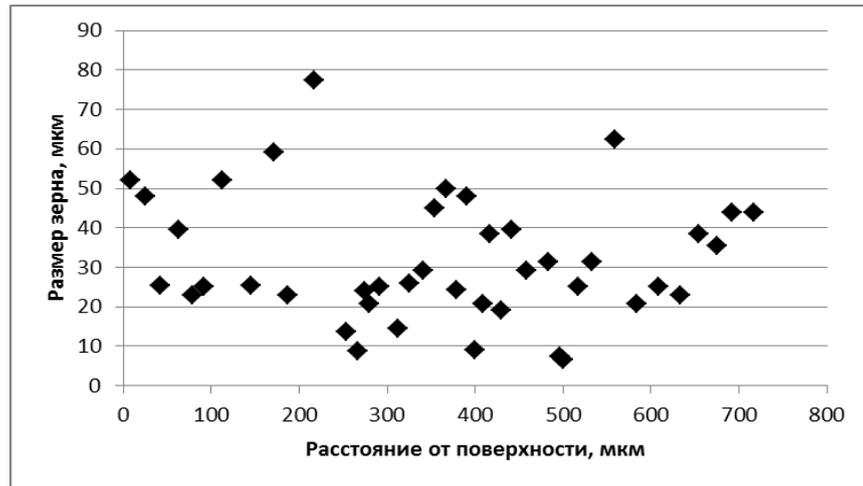
и повторного нагрева. Кроме этого, изучалось изменение размера зерна после деформации растяжением и нагрева.

Предварительно закаленные образцы были подвергнуты холодной пластической деформации гибкой в инструментальном штампе (радиус гибки составлял 5 мм, угол гибки 90°). Другая партия закалённых образцов подвергалась растяжению на универсальной испытательной машине. Затем обе партии деформированных образцов нагревались до температур 170; 250; 350; 450°C.

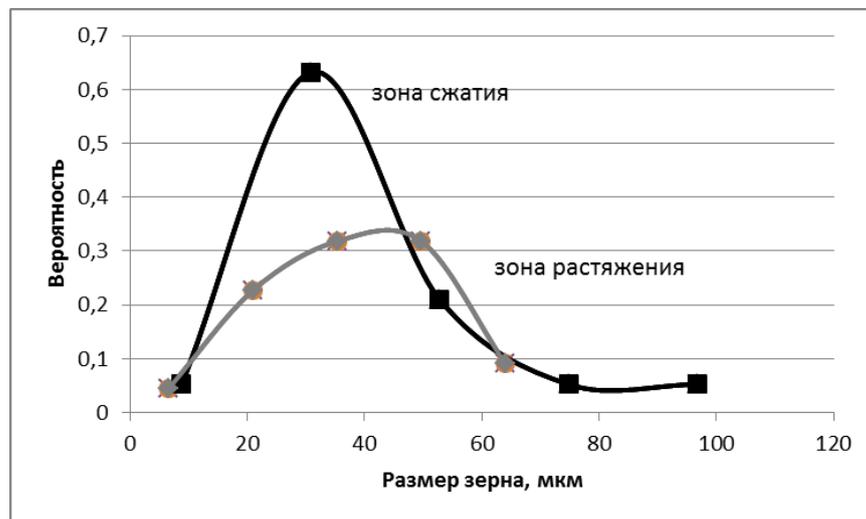
Для оценки размера зёрен на фотографиях микроструктур в очаге деформации в процессе гибки проводили прямые линии, перпендикулярные поверхности, и измеряли длины отрезков, полученных границами зёрен на проведённой прямой. Поскольку деформация по толщине листа изменяется от максимального значения на поверхности до минимального в нейтральном слое, то размер зерна после рекристаллизации не будет отличаться однородностью. Так же следует учесть, что после критической степени деформации, которая составляет около 4% для алюминия и его сплавов, в результате нагрева в структуре образуется наибольший размер зерна. Это значит, что по обе стороны от нейтрального слоя должно наблюдаться аномально крупное зерно. По мере удаления от нейтрального слоя размер рекристаллизованного зерна должен уменьшаться [271].

Типичное распределение размера зерна по толщине листа представлено на рисунке 4.16,а.

Как видно из этого рисунка 4.16, распределение размера зерна имеет симметричный характер. В серединной части образцов на расстоянии 380...400 мкм от поверхности листа (при толщине листа около 1 мм это расстояние составляет примерно середину толщины) наблюдается небольшой максимум, по обе стороны от него видны два максимума, которые соответствуют критической степени деформации.



а)



б)

Рисунок 4.16 – Изменение размера зерна в сплаве АМг10 по толщине листа (а) и распределение плотности вероятности для полученных значений размера зерна (б) для образца после закалки, гибки и нагрева при 150°С в течение 30 минут [272]

Так же видно (рис.4.16), что расчёт средней величины зерна не отражает его преимущественный размер. Поэтому полученный массив данных использовали для построения плотности вероятности размера зёрен (рис.4.16,б). По полученному графику определяли наиболее вероятный размер зёрен для каждой температуры отжига и зоны деформирования. Для достоверности результатов измерения проводили для 3-5 секущих линий.

Из рисунка 4.16 видно, что после сжатия и нагрева в структуре сплава формируется более мелкое однородное зерно: пик кривой вероятности распределения смещён к величине зерна около 15 мкм, в то время как для зоны растяжения пик кривой находится в пределах 35...52 мкм.

Графики изменения размера зерна в зависимости от температуры нагрева закалённых, гнутых и повторно нагретых образцов представлены на рисунке 4.17.

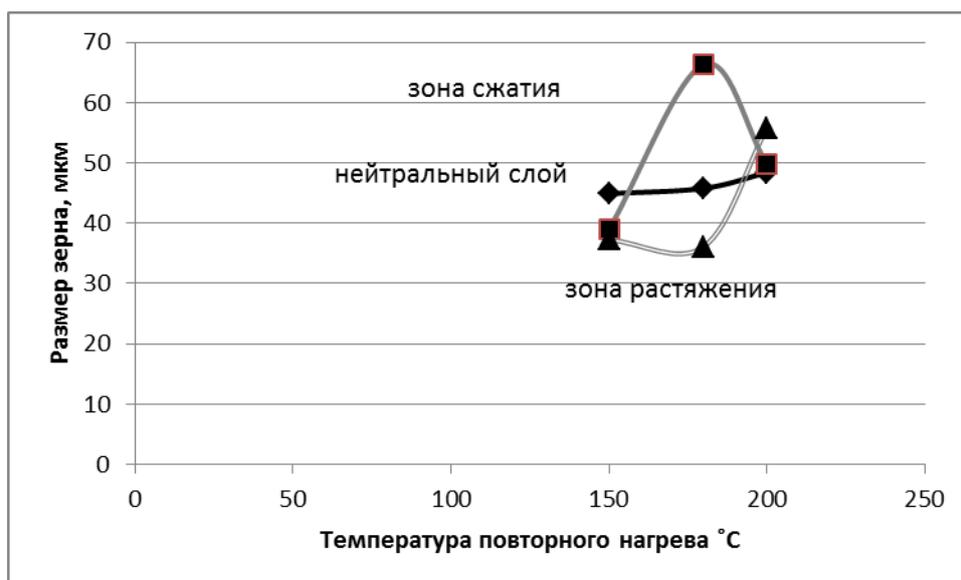


Рисунок 4.17- Изменение размера зерна образцов из сплава АМг10 после гибки и отжигов в зависимости от температуры нагрева [272]

Из рисунка 4.17 видно, что размер зерна в нейтральном слое незначительно увеличивается с ростом температуры нагрева, что характерно для процесса рекристаллизации. Для зоны сжатия наблюдается рост среднего размера зерна с увеличением температуры нагрева от 150 до 180°C, а увеличение температуры нагрева до 200°C приводит к уменьшению среднего размера зерна. Для зоны растяжения увеличение температуры отжига от 150 до 180°C приводит к незначительному уменьшению среднего размера зерна, однако дальнейшее увеличение температуры приводит к резкому росту среднего размера зерна. После отжигов при температурах 150 и 250°C наблюдается незначительная разница в размере зёрен в нейтральном слое, зоне растяжения и зоне сжатия. После отжига

при температуре 180°C наблюдается наибольшая разница в размере зерна для трёх указанных зон.

На рисунке 4.18 представлено изменение размера зерна после испытаний на растяжение в зависимости от степени деформации и температуры нагрева.

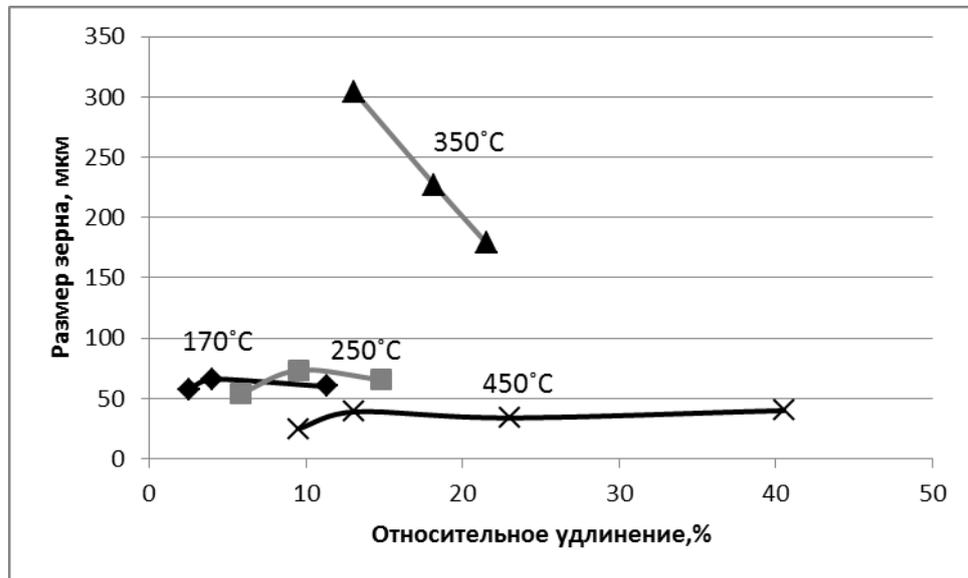


Рисунок 4.18 – Зависимость размера зерна листов из сплава АМг10 от температуры повторного нагрева после закалки [272]

Из рисунка 4.18 видно, что увеличение температуры нагрева от 170 до 250°C после закалки и растяжения не приводит к значительному изменению размера зерна. Увеличение температуры нагрева до 350°C вызывает значительный рост размера зерна в зависимости от степени деформации от 170 до 300 мкм, а увеличение температуры нагрева до 450°C приводит к получению наиболее мелкозернистой структуры [271, 272].

Как видно из рисунка 4.17 и 4.18, размер зерна после рекристаллизации в сплаве АМг10 зависит от схемы напряжённо-деформированного состояния материала. После гибки и нагрева размер зерна изменялся в пределах 35...68 мкм, а после растяжения 25...75 мкм (без учёта значений, полученных для температуры отжига 350°C). В диапазоне температур отжига около 175°C размер зерна для зоны сжатия оказался выше, чем для зоны растяжения. На диаграммах

рекристаллизации [104] видно, что с повышением температуры нагрева размер зерна увеличивается у всех металлов. Уменьшение размера зерна при повышении температуры может быть связано с изменением, как правило, с увеличением степени деформации. При проведении гибочных операций это вполне возможно, так как положение нейтрального слоя может изменяться в зависимости от пластических и прочностных свойств материала заготовки [245, 268, 270]. Так, при незначительной пластичности листового материала в зоне растяжения будут исчерпываться ресурсы пластичности, что будет приводить к возникновению трещин. Для того, чтобы этого не случилось, с наружной стороны деформируемых заготовок устанавливают пластичную накладку, переводя, таким образом, нейтральный слой в зону растяжения и увеличивая зону сжатия. И наоборот, при образовании складок в области сжатия из-за высокой пластичности материала, вкладыш устанавливают со стороны зоны сжатия, расширяя область растяжения, то есть перемещая нейтральный слой в область сжатия.

Как указано в источнике [188], это объясняется тем, что размер зерна металлов в процессе рекристаллизации определяется движущими силами миграции границ зёрен. Движущие силы зависят от степени искажённости кристаллической решётки и убывают по мере нагрева и увеличения температуры отжига. Поэтому уменьшение размера зерна при высоких температурах нагрева может быть связано с увеличением искажённости кристаллической решётки за счёт деформации, образования дополнительных центров рекристаллизации, а кроме того, участия в рекристаллизационных процессах упрочняющих фаз, появляющихся при старении [130, 273]. Они могут быть источниками зарождения новых зёрен, а также препятствием для движения границы зерна при рекристаллизации [274]. Кроме этого, упрочняющие включения положительно влияют на проведение вытяжных операций листовой штамповки, поскольку препятствуют налипанию алюминиевого твёрдого раствора на стальной инструмент.

На рисунке 4.18 видно, что при температурах повторного нагрева в интервале 170...250°C изменения размера зерна практически не происходит по

сравнению со значениями, представленными на рисунке 4.17. Резкий рост размера зерна наблюдается при температурах нагрева от 250 до 350°C, что может быть вызвано началом растворения упрочняющих включений β -фазы (её состав в различных источниках приводится как Al_3Mg_2 и Al_8Mg_5): из диаграммы состояния Al-Mg следует, что температура сольвуса для сплава, содержащего 10-11% магния находится на уровне 380-400°C. Нагрев ниже этой температуры до 350°C приводит к частичному растворению упрочняющих включений β -фазы, которые могли бы являться препятствием для миграции границ зёрен и способствовала сохранению мелкозернистой структуры. Как было показано ранее, зеренная структура оказывает влияние, как на механические, так и технологические свойства полуфабрикатов и изделий [262]. Последующее уменьшение размера зерна после рекристаллизации при 450°C по сравнению со структурой, образованной после рекристаллизации при 350°C, можно объяснить следующим. При нагреве выше температуры предельной растворимости магний из β -фазы полностью переходит в твёрдый раствор алюминия. Однако другие фазы (Al_3Fe , Mg_2Si , Al_3Zr) являются более устойчивыми [273], поэтому остаются не растворимыми и, тем самым, повышают порог рекристаллизации. Растворённые при этом включения β -фазы могут приводить к повышению концентрации магния и тем самым способствовать снижению скорости зернограничной диффузии, а следовательно, препятствовать перемещению границы рекристаллизованного зерна [95, 272 - 276].

Подводя итог изучению зависимости размера зерна в сплаве АМг10 после закалки, деформации и повторного нагрева, можно сделать заключение, что размер зерна при рекристаллизации алюминиевого сплава АМг10 связан не только со степенью деформации и температурой нагрева, но и также со схемой напряжённо-деформированного состояния. После гибки при нагреве до 170...180°C возникает значительная разница в размере зерна для зоны растяжения и сжатия, что неблагоприятно для равномерности механических свойств по толщине заготовки.

После растяжения и нагрева образцов наблюдается резкий рост размера зерна в интервале температур повторного нагрева 250...350°С, поэтому температура нагрева заготовок после закалки и правки растяжением не должна находиться в области 350°С.

На начальных этапах нагрева закалённых и деформированных листовых заготовок из сплава АМг10 преимущественно протекают процессы старения, сдерживающие рост зёрен и сохраняющие мелкозернистую структуру. При температурах нагрева выше 250°С начинают интенсивно протекать процессы рекристаллизации, приводящие к росту размера зерна.

4.5. Влияние режимов обработки на текстуру листовых алюминиевых сплавов

В результате текстурного анализа образцов из сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16, деформированных в различном исходном состоянии, были построены графики зависимости полюсной плотности первых трёх кристаллографических плоскостей (111), (200), (220) в зависимости от степени деформации (рисунки 4.19-4.21).

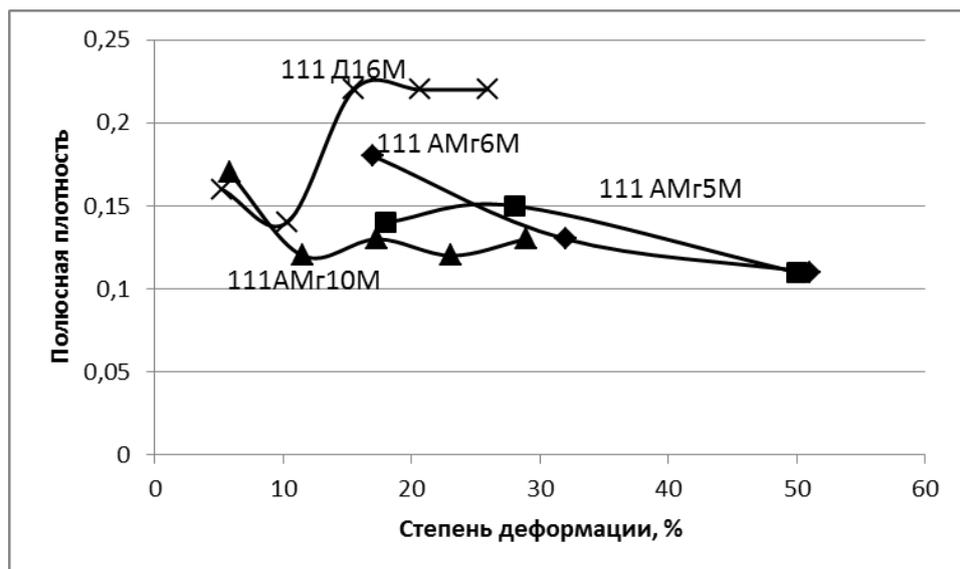


Рисунок 4.19 – Зависимость полюсной плотности плоскости (111) в отожжённых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 от степени деформации [94]

Как видно из рисунков 4.19-4.21, химический состав, а точнее легирование, оказывает влияние на полюсную плотность всех рассмотренных плоскостей. Во-первых, полюсная плотность рассмотренных плоскостей в сплаве Д16, имеющем наибольшее содержание легирующих элементов, оказалась выше, чем для остальных сплавов. Во-вторых, изменение полюсной плотности имеет немонотонный характер с ростом степени деформации. Эта особенность наиболее выражена в наиболее легированных сплавах Д16 и АМг10 [94].

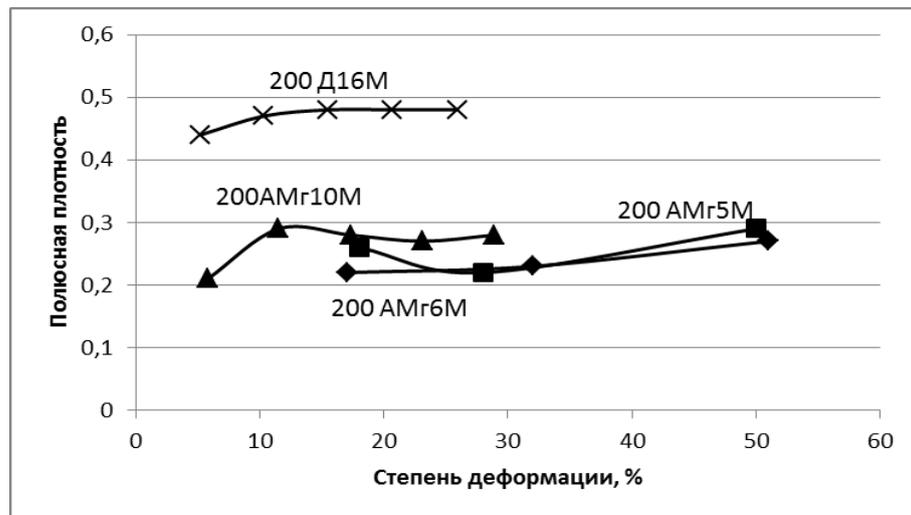


Рисунок 4.20 – Зависимость полюсной плотности плоскости (200) в отожжённых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 от степени деформации [94]

На дифрактограммах, помимо основных кристаллографических плоскостей, характерных для гранецентрированного куба, присутствовали пики при углах отражения, не типичных для ГЦК-структуры (10,5°, 41°, 49°, 55° и 57°), принадлежащие другому типу кристаллического строения. Поскольку рассматриваемые сплавы содержат значительное количество легирующих элементов, а значит и упрочняющих фаз, то было сделано предположение о принадлежности обнаруженных плоскостей упрочняющим фазам.

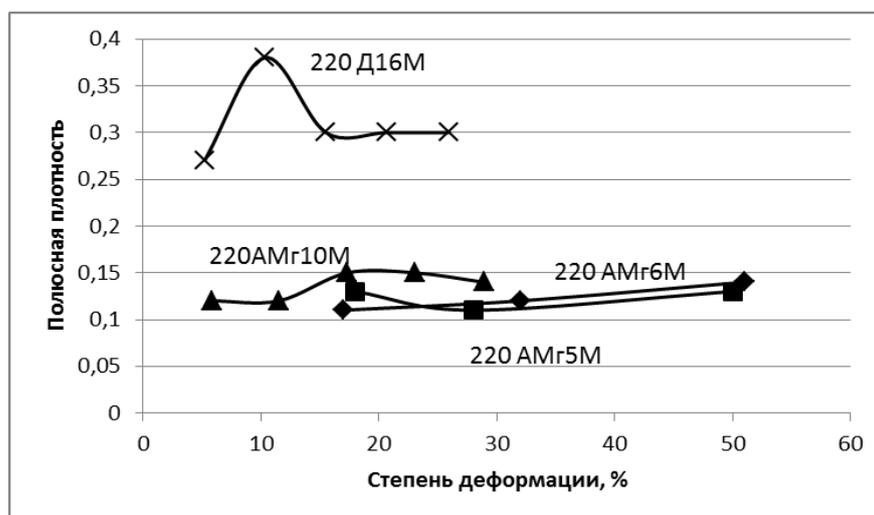
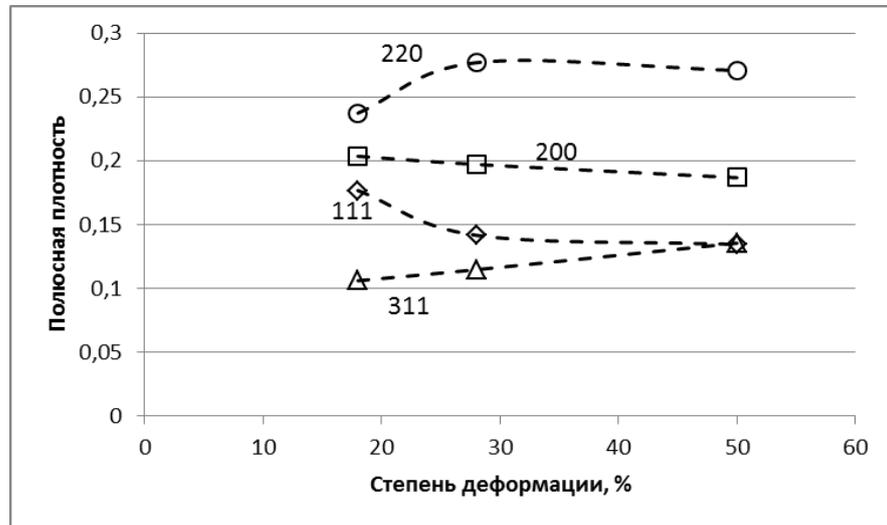


Рисунок 4.21 – Зависимость полюсной плотности плоскости (220) в отожжённых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 от степени деформации [94]

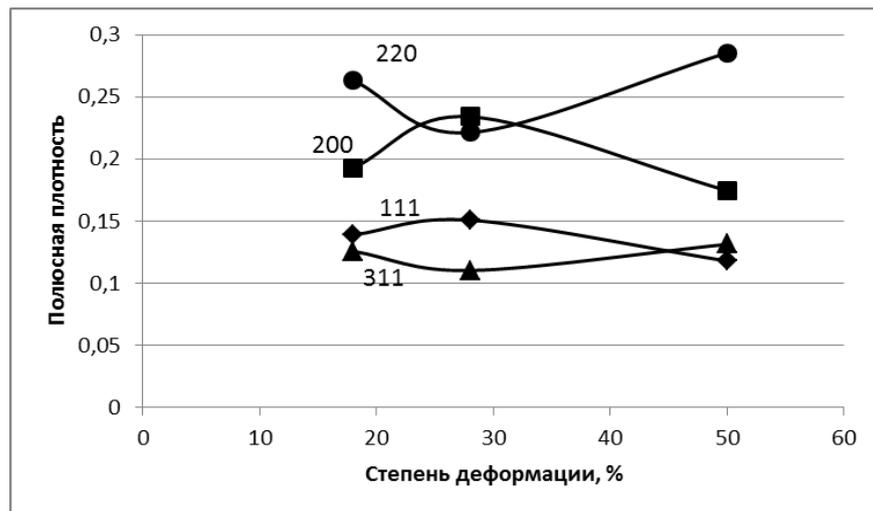
На рисунках 4.22 и 4.23 представлены зависимости полюсной плотности первых четырёх плоскостей гранцентрированной решётки от степени деформации и состояния после термообработки и деформации сплавов АМг5, АМг6, АМг10 и Д16. Для термически не упрочняемых сплавов рассматривалось два возможных варианта состояния поставки, после которого может проводиться листовая штамповка, - нагартованное (Н) и отожжённое (М). Для термически упрочняемых сплавов АМг10 и Д16 исследование проводилось для отожжённого (М) и закалённого и состаренного (Т) состояния.

Как видно из рисунков 4.22 и 4.23, полюсная плотность для однотипных плоскостей в сплавах АМг5 и АМг6 изменяется идентично. Холодная деформация приводит к монотонному изменению полюсной плотности определённых плоскостей: для плоскостей (200) и (220) характерно увеличение полюсной плотности с ростом степени деформации, для плоскости (111) наблюдается снижение. Причём степени деформации свыше 30% не оказывают существенного влияния на изменение полюсной плотности. Отжиг после холодной прокатки со степенью деформации 30% приводит к снижению полюсной плотности (200), большие степени деформации вызывают рост полюсной плотности (200) после

отжига. Симметрично изменяются полюсные плотности плоскостей (111) и (220) после отжига.

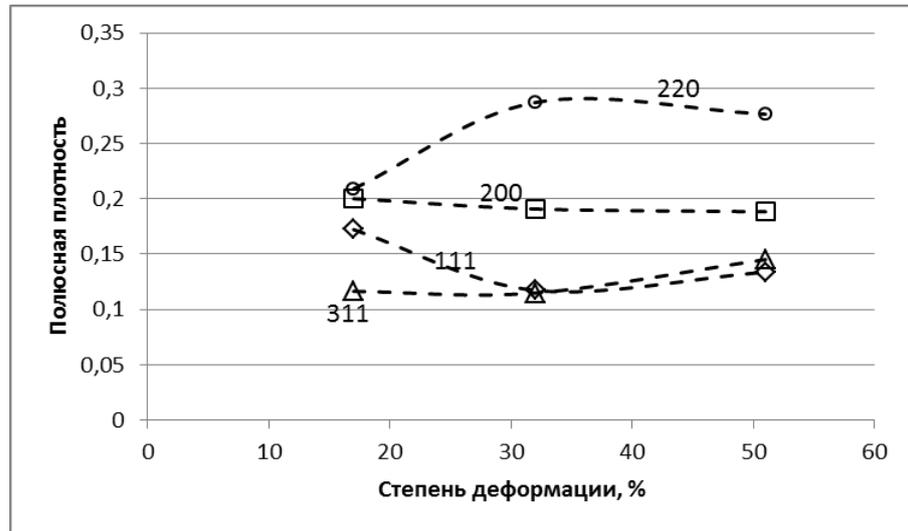


а)

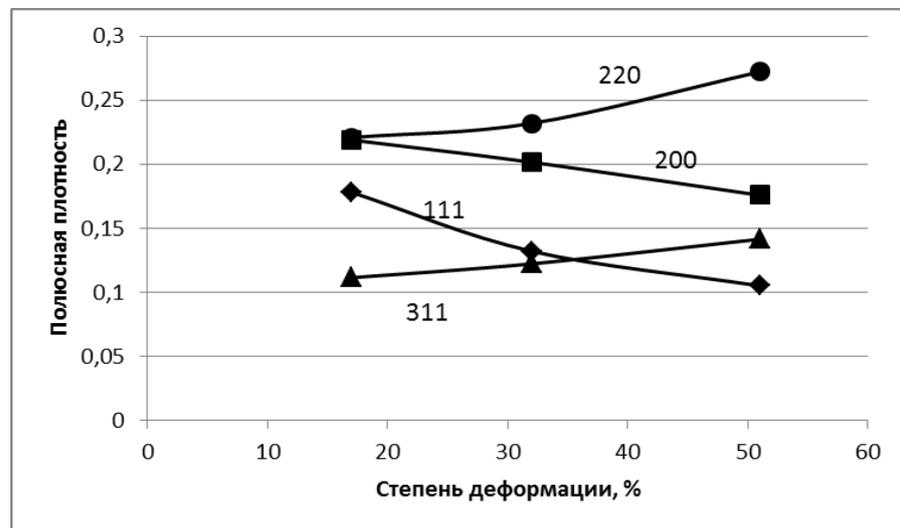


б)

Рисунок 4.22 – Изменение полюсной плотности плоскостей (111), (200) и (220) в сплаве АМг5 в зависимости от степени деформации после холодной прокатки (а) и отжига (б) [94]

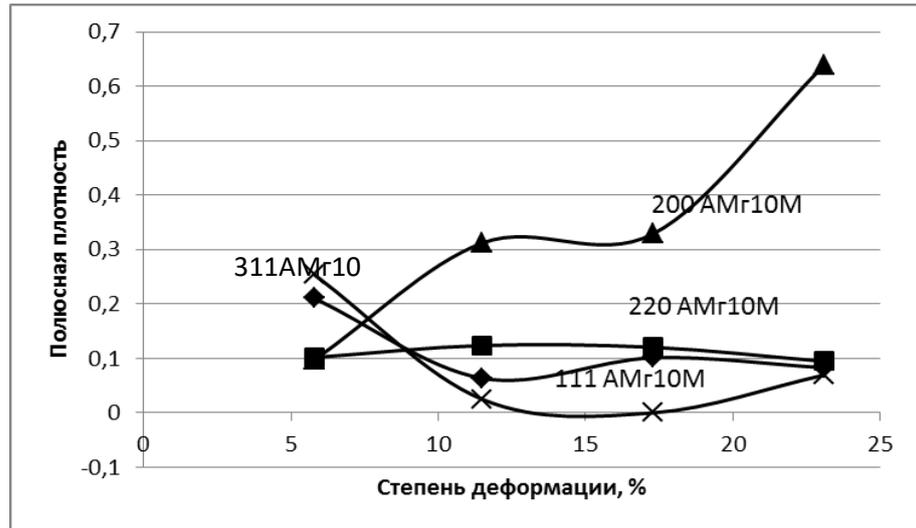


а)

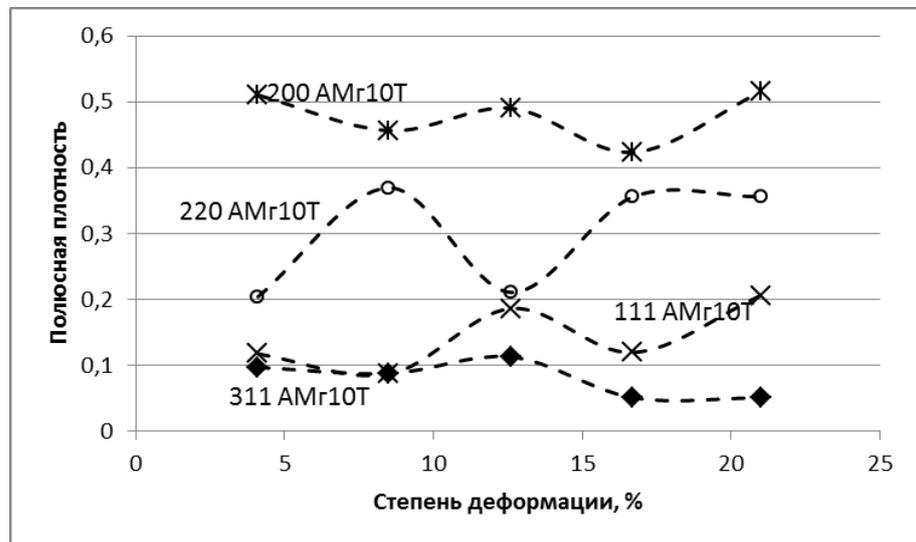


б)

Рисунок 4.23 – Изменение полюсной плотности плоскостей (111), (200) и (220) в сплаве АМгб в зависимости от степени деформации после холодной прокатки (а) и отжига (б) [94]

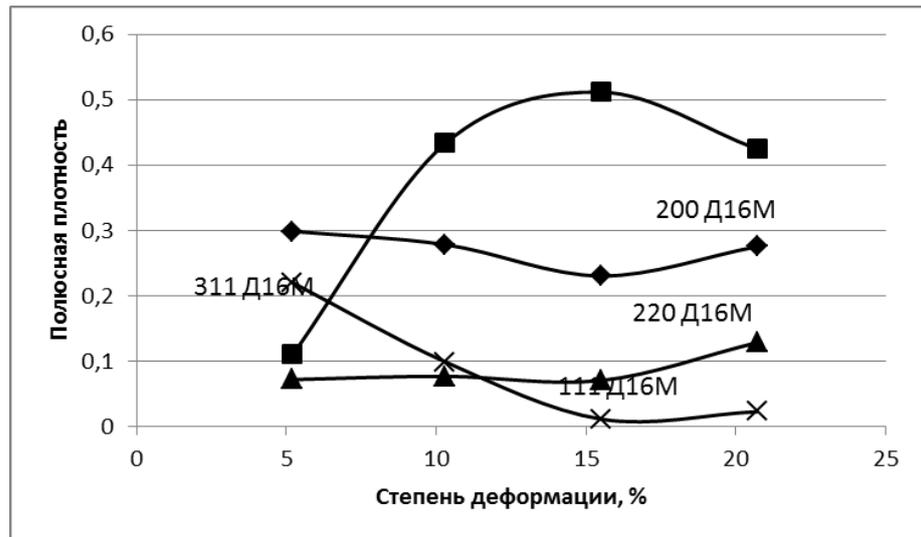


а)

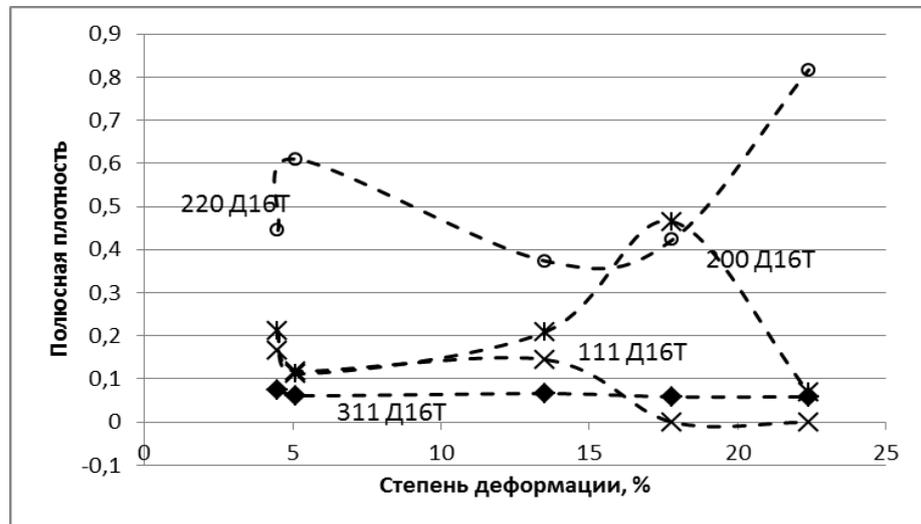


б)

Рисунок 4.24 – Изменение полюсной плотности плоскостей (111), (200), (220) и (311) в сплаве АМг10 в зависимости от степени деформации в отожжённом состоянии (—М) и после закалки и старения (---Т) [94]



а)



б)

Рисунок 4.25– Изменение полюсной плотности плоскостей (111), (200) и (220) в сплаве Д16 в зависимости от степени деформации в отожжённом состоянии (—М) и после закалки и старения (---Т) [94]

Анализ изменения полюсной плотности термически упрочняемых сплавов показывает (рис.4.24, 4.25), что монотонный характер наблюдается только для отожжённого состояния. В закалённом и состаренном состоянии наблюдается волнообразное изменение полюсной плотности всех рассмотренных плоскостей. Такое наблюдение совпадает с результатами, полученными в работах [127, 197, 204, 206, 209, 240, 271] для отечественных сплавов Д16 и В95, а также зарубежных АА6061, АА2024, близких к ним по химическому составу.

4.5.1 Текстура упрочняющих фаз

Следовательно, вышеуказанные фазы могут видоизменять состав текстуры при пластической деформации, рекристаллизации, закалке и последующем старении. При расшифровке дифрактограмм на этапе определения типа кристаллической решётки интерметаллидной фазы было установлено, что в структуре сплава Д16 присутствует фаза с орторомбической решёткой, следовательно, в сплаве при естественном старении выделилась фаза S. Результаты исследования представлены на рисунках 4.26-4.28 [277, 278].

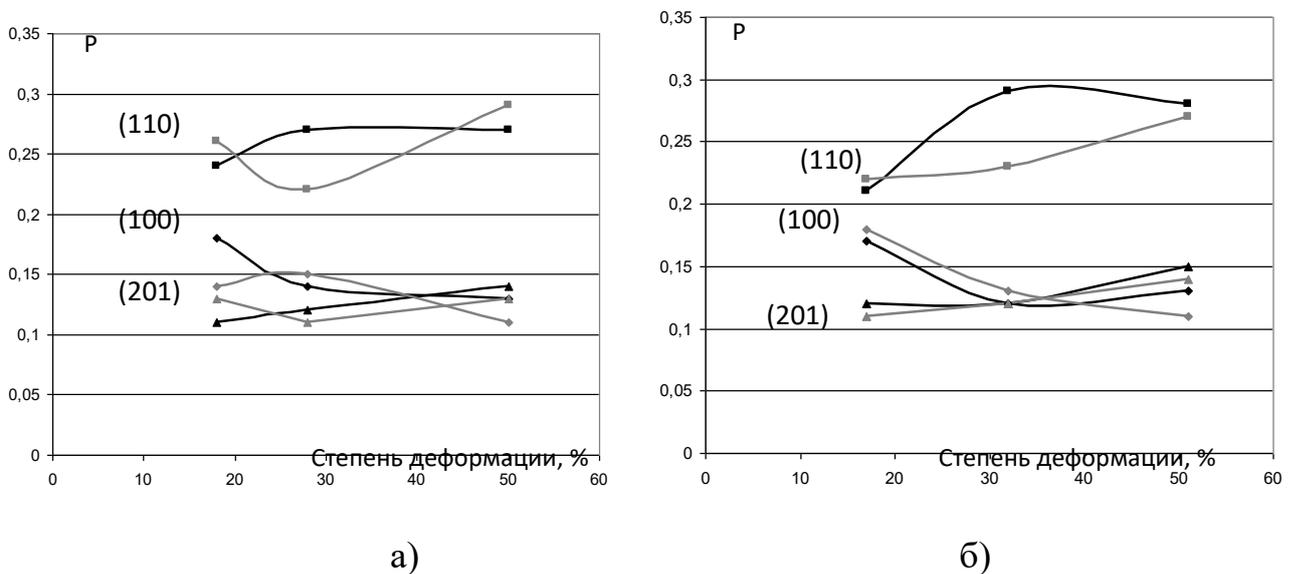


Рисунок 4.26- Полюсная плотность плоскостей (100), (110) и (201) β -фазы в сплавах АМг5 (а) и АМг6 (б): чёрным обозначены данные для нагартованного состояния, серым – отожжённого [94, 278, 279]

Анализ рисунка 4.26 показывает, что полюсные плотности P_{hkl} во всех случаях оказались <1 , что по данным учебного пособия [194] свидетельствует о том, что плоскости близки к положению, перпендикулярному плоскости листа. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению полюсной плотности плоскости (100) β -фазы в сплавах АМг5 и АМг6 как в нагартованном, так и в отожженном состоянии, т. е. указанная плоскость поворачивается в направлении, перпендикулярном оси прокатки. Полюсная плотность плоскостей (110) и (201) β -фазы увеличивается в результате нагартовки, следовательно, эти плоскости

выстраиваются в направлении прокатки. При отжиге в сплаве АМг5 (рис.4.26, а) ярко выраженного изменения полюсной плотности плоскости (201) с ростом степени обжатия не наблюдается, а для плоскости (110) при деформации ~30% наблюдается минимум. В сплаве АМг6 увеличение полюсной плотности для плоскостей (110) и (201) сохраняется. Следовательно, при заданных режимах обработки имела место рекристаллизация упрочняющей β -фазы в сплаве АМг5 и отсутствовала – в сплаве АМг6.

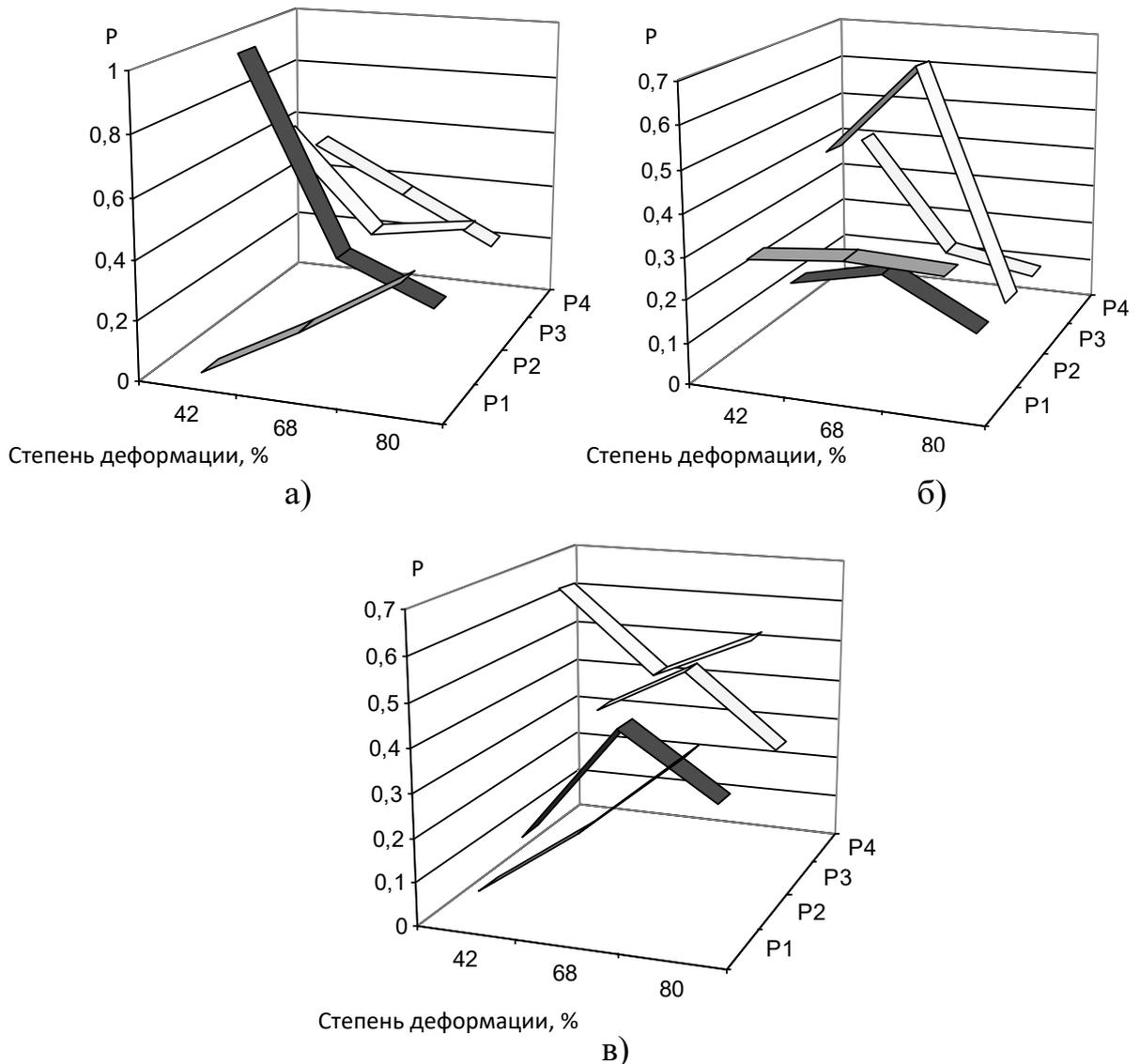


Рисунок 4.27 - Полюсная плотность плоскостей (100) –а, (110) -б, (201)- в β -фазы в зависимости от деформации и режимов термообработки в сплаве АМг10: P1 – отжиг, P2- закалка, P3- закалка+ старение, P4- закалка+перестаривание [94, 278,

Как видно из рисунка 4.27, в сплаве АМг10 после прокатки и отжига полюсная плотность плоскостей (100) и (201) увеличивается от $P_{100}=0,015$ ($P_{201}=0,07$) – при деформации 42% до $P_{100}=0,39$ ($P_{201}=0,42$) – при деформации 80%. Полюсная плотность плоскости (110) при этих же условиях практически не изменяется, т. е. увеличение содержания магния и, следовательно, β -фазы влияет на процессы текстуробразования. Искусственное старение приводит к увеличению полюсной плотности рассмотренных плоскостей при предварительной деформации 42 и 68%, при степени деформации 80% полюсная плотность P_{100} в результате искусственного старения практически не изменяется, P_{110} – снижается, а P_{201} – сохраняет тенденцию к увеличению. Таким образом, текстура деформации при значениях, близких к предельным для данного сплава, сохраняется в отожженном состоянии, в то время как при старении происходит ее изменение.

Увеличение продолжительности выдержки при старении сплава АМг10 приводит к снижению полюсной плотности всех рассмотренных плоскостей при деформации $\sim 40\%$. Незначительное увеличение P_{100} от 0,32 до 0,38 при деформации $\sim 70\%$ компенсируется значительным снижением P_{110} (практически в 5 раз) и незначительным уменьшением P_{201} от 0,47 до 0,43. При деформации 80% увеличение продолжительности выдержки при старении приводит к снижению P_{100} и P_{201} и не влияет на P_{110} .

Анализ рисунка 4.28 показывает, что с увеличением степени обжатия при прокатке сплава Д16 полюсная плотность плоскостей (100) и (111) S-фазы увеличивается в отожженном состоянии, для плоскости (001) ярко выраженные изменения полюсной плотности отсутствуют. Старение вызывает изменение полюсной плотности всех рассмотренных плоскостей, при увеличении продолжительности выдержки при старении их полюсная плотность увеличивается, что говорит о росте включений в направлении, близком к направлению прокатки.

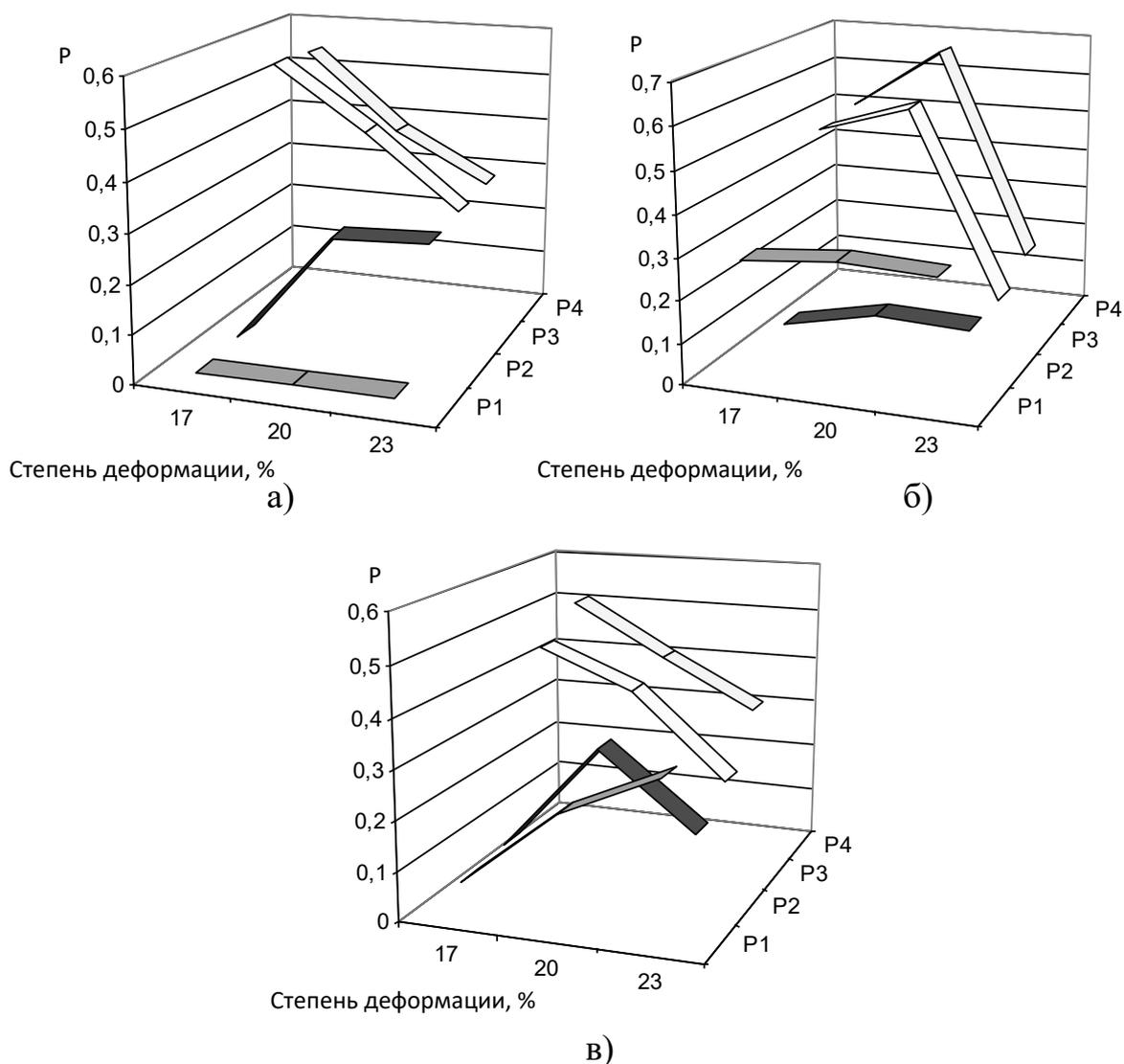


Рисунок 4.28 - Полюсная плотность плоскостей (100)-а, (001)-,б (111)- в S-фазы в зависимости от деформации и режимов термообработки в сплаве Д16: P1 - Отжиг 505°С, P2- Закалка 505°С, в воде (естественное старение), P3 - Закалка 505°С, в воде, искусственное старение 250°С, 2 ч, P4 - Закалка 505°С, в воде, искусственное старение 170°С, 4 ч [94, 278, 279]

Как видно из рисунка 4.29, продолжительность выдержки при рекристаллизации сплава АМг10 до 6 минут приводит к повышению полюсной плотности плоскости (100) P_{100} , а при более длительной выдержке в течение 8 мин происходит её снижение. Полюсная плотность плоскости (110) имеет максимум при выдержке 4 мин, в то время как полюсная плотность плоскости (201) P_{201} имеет максимум при выдержке 6 мин, т. е. полюсная плотность всех

рассматриваемых плоскостей изменяется по нелинейному закону, что может свидетельствовать о протекании процесса рекристаллизации β -фазы.

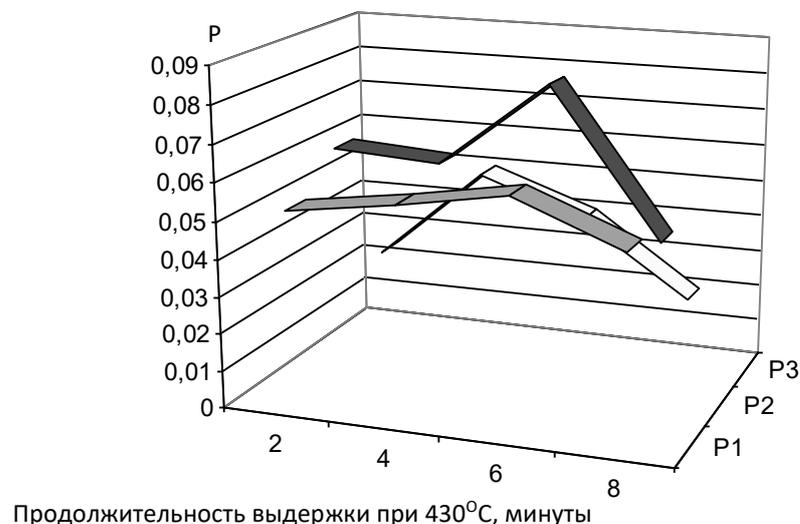


Рисунок 4.29 - Влияние продолжительности выдержки при рекристаллизации на полюсную плотность β -фазы (сплав АМг10 после деформации 23%): P1 – плоскость (100), P2 – плоскость (110), P3 – плоскость (201) [94, 278, 279]

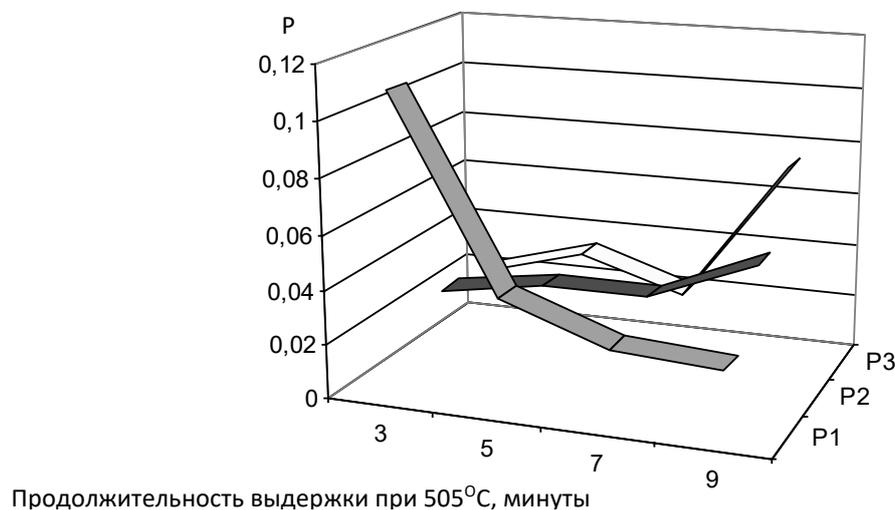


Рисунок 4.30 - Влияние продолжительности выдержки при рекристаллизации на полюсную плотность S-фазы в сплаве Д16 (степень предварительной деформации 23%): P1 – плоскость (100), P2 – плоскость (001), P3 – плоскость (111) [94, 278, 279]

Как видно из рисунка 4.30, полюсная плотность плоскости (100) в сплаве Д16 с увеличением продолжительности выдержки при рекристаллизации уменьшается, для плоскости (001) – увеличивается, а для плоскости (111) – изменяется немонотонно.

В целом исследования показали, что в интерметаллидных фазах алюминиевых деформируемых термически упрочняемых сплавов формируется собственная текстура, которая усиливается с ростом степени деформации и претерпевает видоизменения при нагреве, что свидетельствует о протекании процессов рекристаллизации внутри интерметаллидов. Закалка и старение, приводящие к выделению интерметаллидов из твёрдого раствора, сохраняют зависимость кристаллографической текстуры S-фазы от степени деформации в сплаве Д16, а в сплаве АМг10 зависимость текстуры плоскостей β -фазы от степени деформации выражена меньше, особенно, при небольшой продолжительности выдержки.

4.5.2 Изменение текстурной энтропии

На рисунке 4.31 показано изменение текстурной энтропии сплавов АМг5 и АМг6 после прокатки и отжига [280]. Методика расчёта представлена в разделе 3.6. Сплошными линиями показаны графики для отожжённого состояния, пунктирными – холодно деформированного состояния. Из графиков видно, что при холодной прокатке со степенями 15...30% у обоих сплавов текстурная энтропия снижается, что свидетельствует об упорядочивании структуры и выстраивании кристаллографических плоскостей в преимущественном направлении. Но при степенях деформации выше 25...30% текстурная энтропия начинает повышаться у обоих сплавов, что может свидетельствовать о значительном снижении упорядоченности, например, появлению скрученности зёрен.

В результате отжига сплавов АМг5 и АМг6 после холодной прокатки текстурная энтропия снижается, т.е. рекристаллизация способствует повышению упорядоченности кристаллографической текстуры.

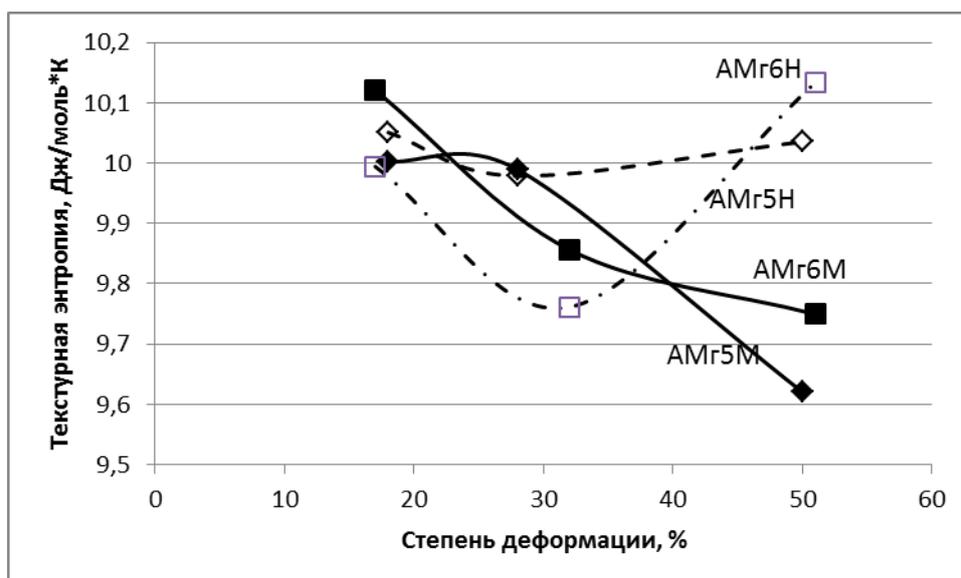


Рисунок 4.31 - Влияние степени холодной деформации на текстурную энтропию сплавов AMg5 и AMg6 [280]

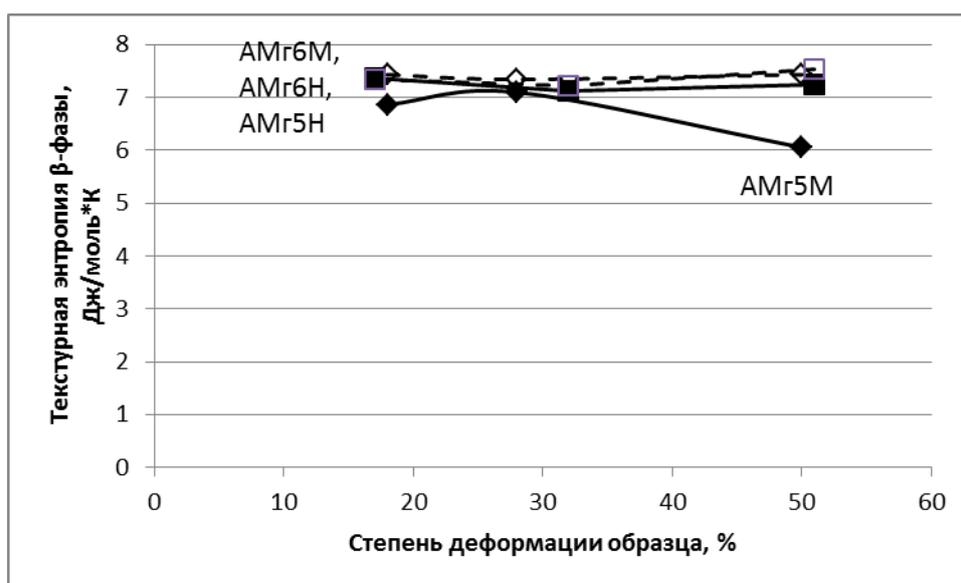


Рисунок 4.32 - Влияние степени холодной деформации на текстурную энтропию β -фазы в сплавах AMg5 и AMg6 [280]

На рисунке 4.32 представлена зависимость текстурной энтропии β -фазы в сплавах AMg5 и AMg6 от степени холодной пластической деформации. Из рисунка видно, что упрочняющая β -фаза имеет меньший уровень энтропии, чем твёрдый раствор. Изменение в энтропии β -фазы от степени деформации наблюдается только для сплава AMg5 после отжига. Несмотря на существенную

разницу в зависимости положения кристаллографических плоскостей β -фазы, представленных на рисунке 4.30, особенно для плоскостей (100) и (110), текстурная энтропия в сплавах меняется не существенно.

На рисунке 4.33 представлены зависимости текстурной энтропии сплавов АМг10 и Д16, деформированных в предварительно отожжённом (сплошные линии) и закалённом состаренном (пунктирные линии) состоянии. В целом, для обоих состояний термообработки характерно снижение текстурной энтропии твёрдого раствора с ростом степени холодной деформации.

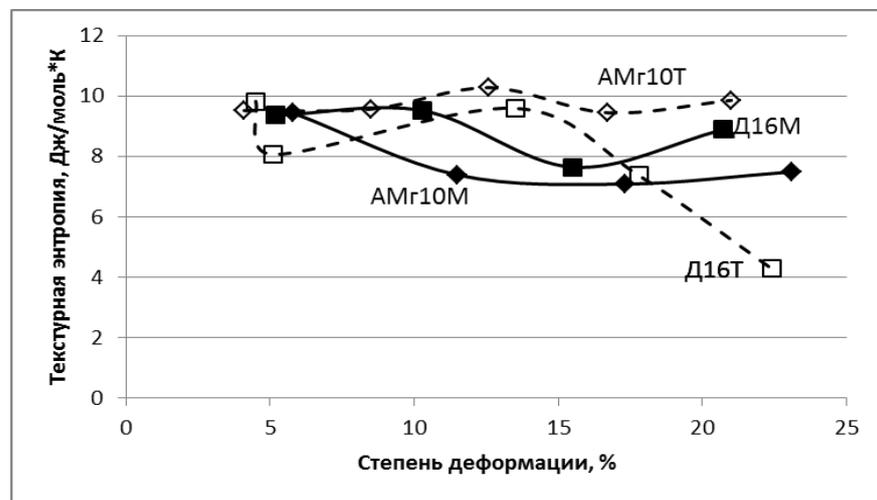


Рисунок 4.33 - Влияние степени холодной деформации на текстурную энтропию сплавов АМг10 и Д16 с учётом исходной термообработки [280]

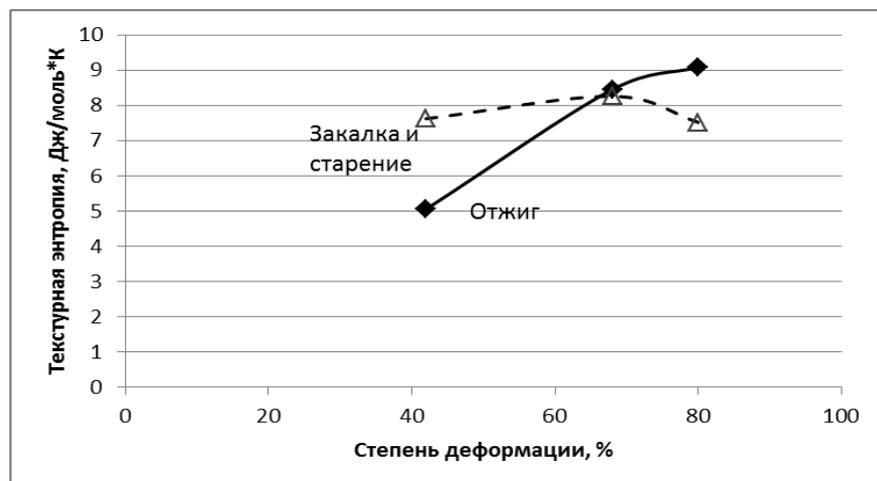


Рисунок 4.34 - Влияние степени холодной деформации на текстурную энтропию β -фазы с учётом исходной термообработки сплава АМг10 [280]

На рисунке 4.34 показано изменение текстурной энтропии β -фазы, находящейся в структуре сплава АМг10 в отожжённом и закалённом состаренном состоянии в зависимости от степени обжатия.

Из рисунка 4.34 следует, что рост степени деформации приводит к повышению текстурной энтропии фазы β внутри сплава АМг10.

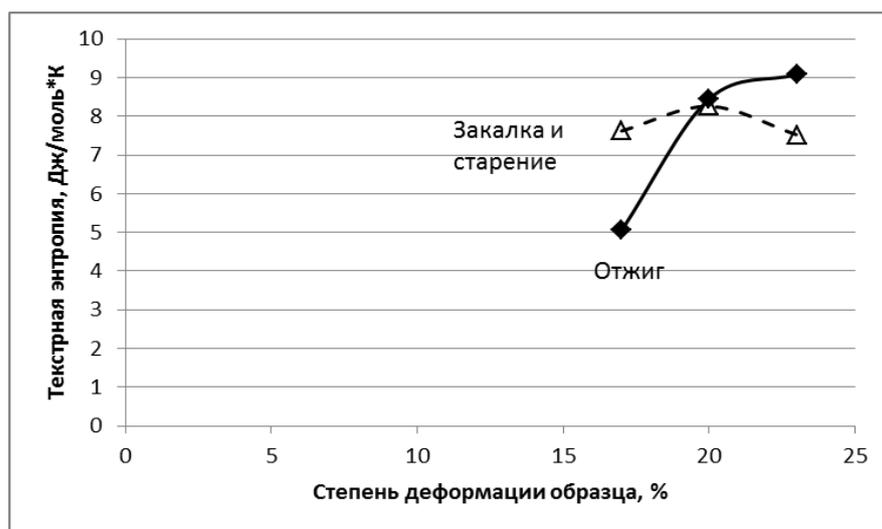


Рисунок 4.35 - Влияние степени холодной деформации на текстурную энтропию S-фазы с учётом исходной термообработки сплава Д16 [280]

Аналогичный характер изменения текстурной энтропии с ростом степени деформации наблюдается для S-фазы, находящейся в структуре сплава Д16 (рисунок 4.35).

4.6 Изменение фазового состава при старении сплава Д16

Из рис. 1.8, 3.5, 4.36 - 4.38 видно, что старение сплава Д16 вызывает повышение неоднородности распределения упрочняющих фаз при выдержках до 1 ч (60 мин) [281]. При этой величине τ замечен максимальный уровень этого показателя для всех температур повторного нагрева. Длительные выдержки в течение 2–4 ч приводят к снижению неоднородности выделения вторичных включений. Для $t_{\text{стар}} = 150^\circ\text{C}$ наблюдается наименьшая неоднородность из всех температур старения уже при $\tau = 2$ ч. Такой же неоднородностью обладали

отожженные образцы, имеющие наиболее однородную структуру распределения упрочняющих фаз.

Изучение влияния неоднородности на число текучести показало отсутствие корреляции между этими характеристиками.

Для оценки влияния химического состава упрочняющих фаз на штампуемость рассмотрим структуру образцов, приведенную на рис. 4.36-4.38, и составы спектров (табл. 4.1), сделанные для области матричного раствора (серый фон на рис. 4.36-4.38) и упрочняющих фаз (светлые включения). Слева на рис. 4.36-4.38 представлены изображения микроструктуры, в центре – карта распределения меди, справа – карта распределения магния.

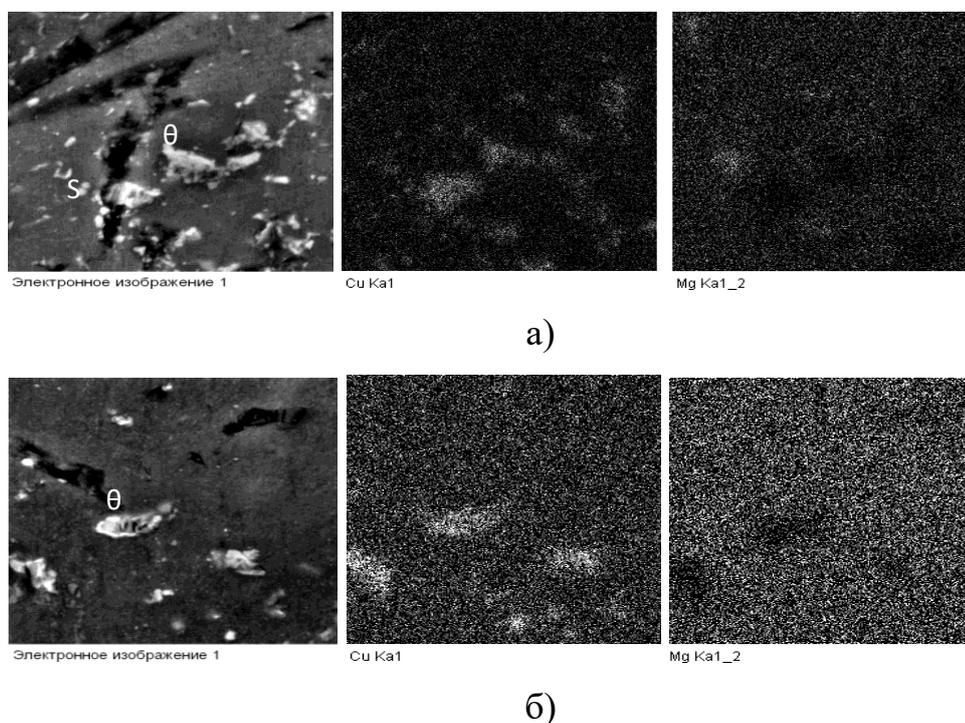
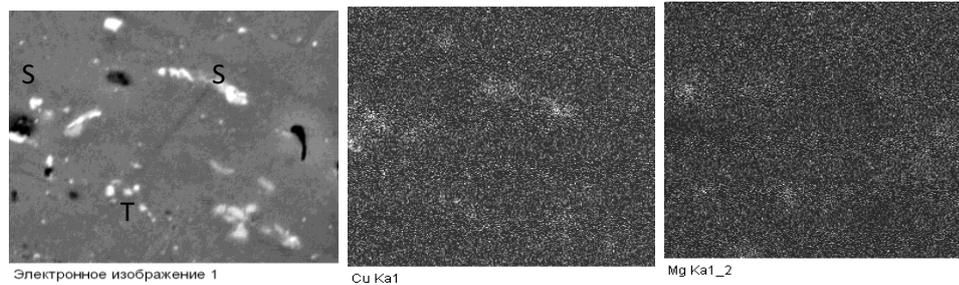
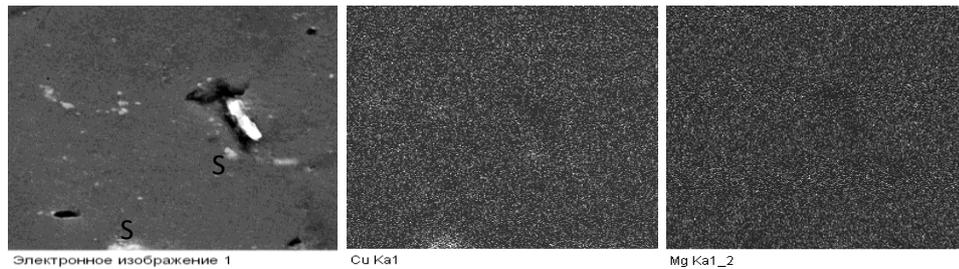


Рисунок 4.36 - Микроструктура образцов и карты распределения меди и магния для выбранной области съемки ($\times 5000$) [281]: а – после отжига ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч); б – после закалки ($500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 30 мин) и естественного старения

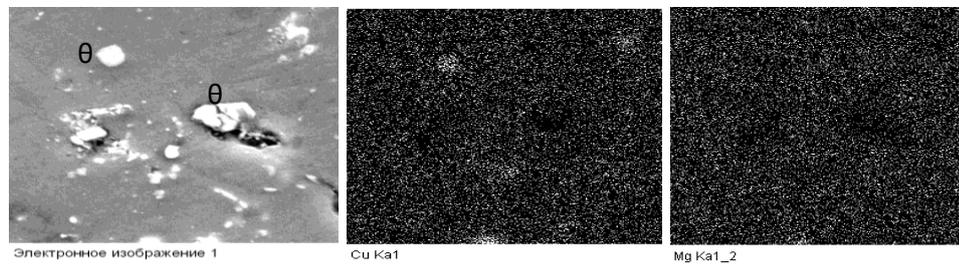


а)

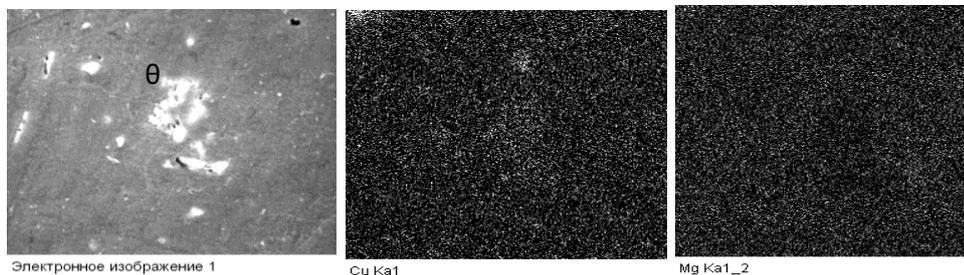


б)

Рисунок 4.37 - Микроструктура образцов и карты распределения меди и магния для выбранной области съемки после закалки (500°C , 30 мин) и искусственного старения при температуре 100°C ($\times 5000$) [281]: а – 15 мин; б – 30 мин



а)



б)

Рисунок 4.38 - Микроструктура образцов и карты распределения меди и магния для выбранной области съемки после закалки (500°C , 30 мин) и искусственного старения при температуре 200°C ($\times 5000$) [281]: а – 15 мин; б – 30 мин

Как следует из карт распределения меди и магния (см. рис. 4.36-4.38), после отжига (рис. 4.36, а) светлые включения богаты медью и обеднены магнием, что может свидетельствовать о наличии θ -фазы (Al_2Cu). Наряду с фазой θ видны также и обогащенные магнием частицы – фазы Т ($Al_2Mg_2Zn_3$) или S (Al_2CuMg).

После естественного старения (рис. 4.36, б) в структуре сплава присутствует фаза, обогащенная медью (светлые пятна на карте распределения меди), и фаза без магния (темные пятна на карте распределения магния) – вероятно, фаза θ (Al_2Cu).

Светлые пятна на карте распределения меди и магния в образце после старения при температуре 100 °С, 15 мин (рис. 4.37, а) и их частичное несовпадение между собой свидетельствуют о наличии фаз S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu) и Т ($Al_2Mg_2Zn_3$). Более длительная выдержка – до 30 мин (рис. 4.37, б) обуславливает исчезновение фаз Т и S.

Повышение температуры старения до 200°С приводит к преимущественному выделению фазы θ (рис. 4.38, а, б).

Анализ состава фаз подтверждается анализом химического состава матричного раствора (см. табл. 4.1) и светлых включений упрочняющих фаз.

Таблица 4.1 - Химический состав, масс.%, матричного раствора образцов

Режим обработки	Al	Mg	Mn	Fe	Cu	Zn
Отжиг (500 °С, 1ч)	95,06	1,11	0,28	-	3,26	0,29
Закалка (500 °С, 30 мин) + естественное старение	93,73	0,9	0,5	-	4,19	-
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (100 °С, 15 мин)	87,78	1,26	0,85	1,26	3,99	0,27
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (100 °С, 30 мин)	88,75	1,29	0,49	-	3,99	-
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (200 °С, 15 мин)	92,59	1,09	0,46	-	4,44	0,3
Закалка (500 °С, 30 мин) + искусственное старение (200 °С, 30 мин)	87,96	1,13	0,45	-	3,02	-

Как видно из табл. 4.1, самое низкое содержание легирующих элементов наблюдается в твёрдом растворе образцов после отжига и естественного старения. Высокое содержание легирующих элементов сохраняется в твёрдом растворе после искусственного старения при температуре 100 °С.

На рисунке 4.39 представлено изменение степени неоднородности распределения упрочняющих фаз в зависимости от режимов старения сплава Д16.

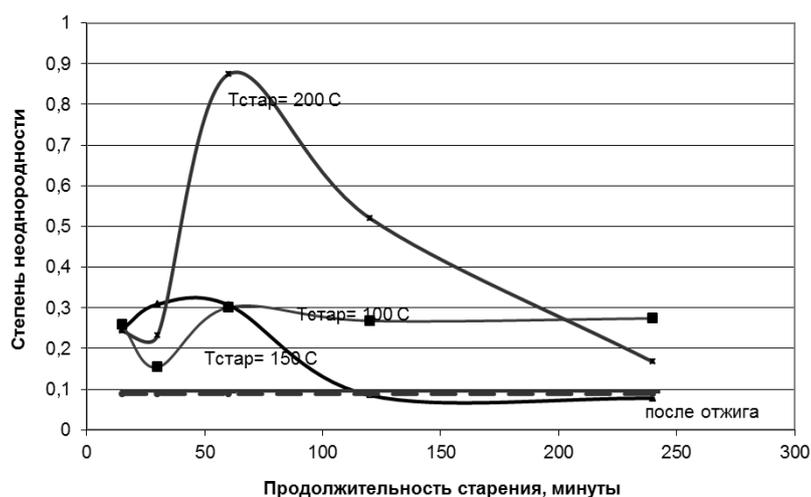
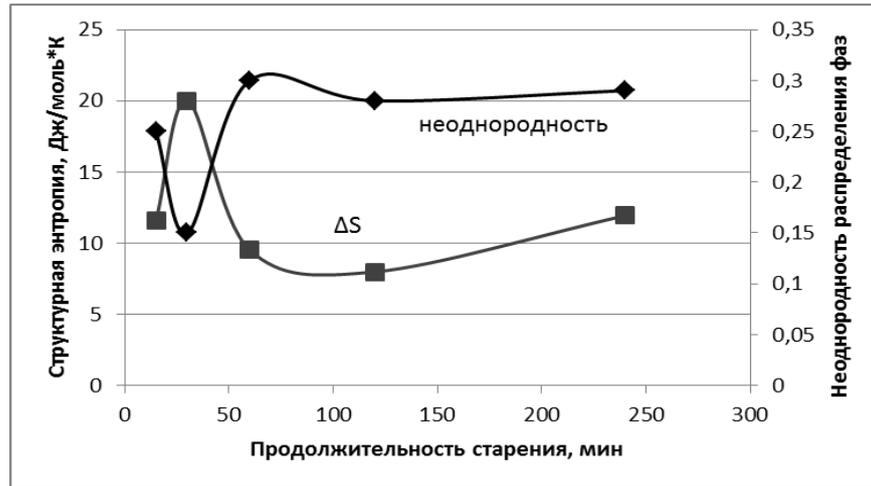
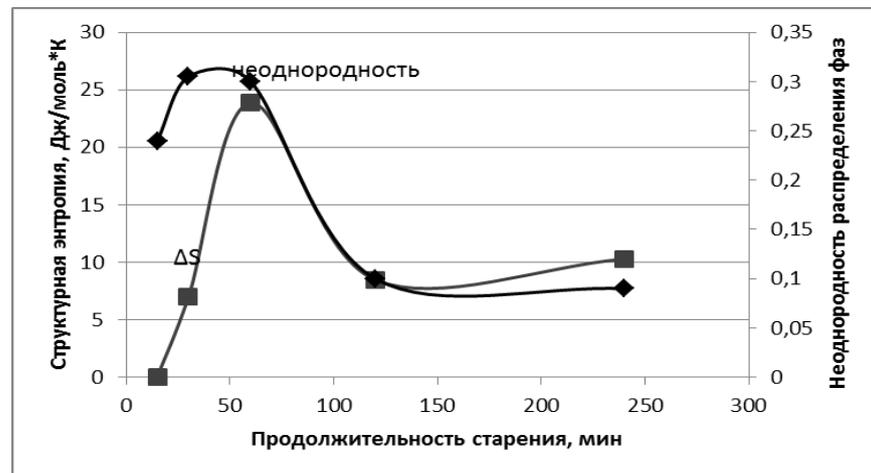


Рисунок 4.39 - Изменение неоднородности распределения упрочняющих фаз в их микроструктуре в зависимости от температуры и продолжительности старения [281]

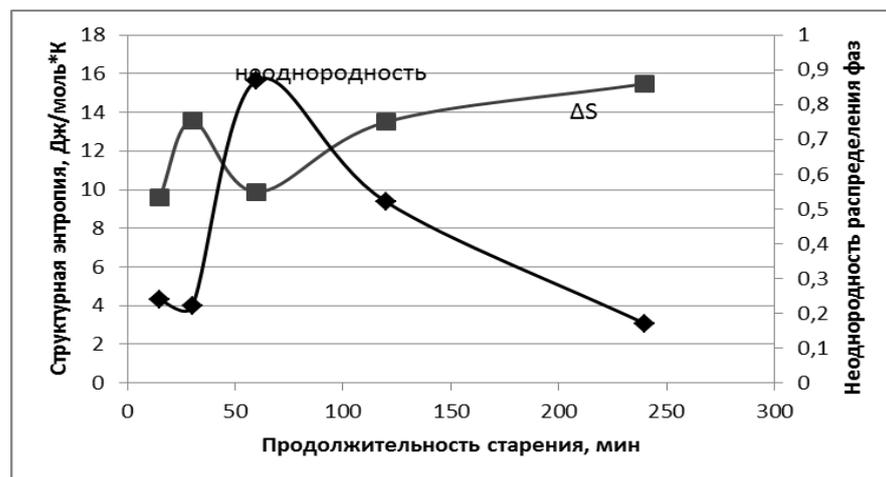
Как видно из рисунка 4.39, после отжига формируется наиболее равномерное распределение частиц упрочняющих фаз. Старение при температурах 100...150 °С вызывает незначительное снижение неравномерности распределения частиц, а затем наблюдается ярко выраженный рост неравномерности распределения частиц. Наиболее неравномерная структура формируется при нагреве до температуры 200 °С в течение 1 часа. Следует отметить, что старение при температуре 150 °С при продолжительности нагрева свыше 2 часов приводит к снижению неравномерности распределения частиц, достигая значений даже ниже, чем после отжига.



а)



б)



в)

Рисунок 4.40 – Изменение структурной энтропии в сплаве Д16 и степени неоднородности распределения фаз после старения при температуре: а) 100°C, б) 150°C, в) 200°C [281]

На рисунке 4.40 представлено изменение структурной энтропии и неоднородности распределения фаз при различных температурах старения в зависимости от продолжительности нагрева [281].

Старение при температурах 100°C и 200°C приводит к зеркальному изменению неоднородности распределения фаз и структурной энтропии. Старение при температуре 150°C приводит к однообразию зависимости обоих показателей с увеличением продолжительности старения.

4.6.1 Экспериментальное исследование упрочнения вторичных фаз в процессе одноосного растяжения

4.6.1.1. Результаты расчёта механических свойств упрочняющих фаз

В таблицах 4.2 и 4.3 представлены результаты расчёта свойств упрочняющих фаз в сплавах систем Al-Mg и Al-Cu-Mg по данным справочников [35, 40]

Таблица 4.2 - Рассчитанные прочностные характеристики Θ (S)– включений группы сплавов системы Al – Cu в отожжённом состоянии

Марка сплава	Массовая доля меди, %	$\sigma_{T(\Theta)}$, МПа, не менее	$\sigma_{B(\Theta)}$, МПа, не менее	$\delta_{(\Theta)}$, %, не менее
Д1	3,8-4,8	2054 - 2590	3213 - 4049	-100
Д18	2,2-3,0	1400 - 1534	1521 - 2058	-100
Д16	3,8-4,9	1794 - 2671	2860 - 4158	-69 - 75
Д19	3,8-4,1	3677- 4160	4142 - 4676	-51 -56

Из таблицы 4.2 видно, что при низком содержании меди в сплаве Д18 показатели прочности упрочняющей фазы имеют наименьшие значения. Вместе с тем, незначительно меньшее содержание меди в сплаве Д19 приводит к получению наиболее высоких показателей прочностных характеристик

упрочняющей фазы. Относительное удлинение имеет отрицательные значения, но не находится в обратной зависимости от показателей прочности, т.е. не снижается по мере их увеличения. Необходимо отметить, что большой модуль (-100%) характеризует высокую степень сжимающей деформации вторичного включения.

За счёт присутствия магния S-фаза значительно прочнее двойного интерметаллида Θ , как видно из сравнения сплавов Д16 (Д18) и Д19. Сплав Д16, имеющий значительное количество S-фазы и небольшое присутствие фазы Θ (по расчётам фазового треугольника $q_S=5,5-7\%$, $q_\Theta=1,6-2,1\%$) показал усреднённые характеристики интерметаллидной фазы.

Таблица 4.3 - Рассчитанные прочностные характеристики β – включений группы сплавов системы Al – Mg в отожженном состоянии

Марка сплава	σ_T (β), МПа не менее	σ_B (β), МПа не менее	НВ (β), МПа не менее	$\delta(\beta)$, % не менее
АМг3	1160 - 1604	1567 - 2138	714 - 968	25
АМг5	862 - 1124	1440 - 1859	730 - 940	-10 -19
АМг6	834 - 1025	1446 - 1764	733 - 892	-4 -10
АМг10	674 - 728	1230 - 1324	534 - 573	-0,5 -1,3

В сплавах системы Al-Mg (таблица 4.3), прослеживается противоположная картина: по мере увеличения содержания магния прочностные характеристики β -фазы снижаются. Относительное удлинение оказалось также отрицательным, за исключением низколегированного АМг3, а для АМг10 имеют значения, находящиеся в пределах погрешности расчётов, т.е. можно допустить, что для него деформация β -включений отсутствует.

Анализ свойств рассматриваемых упрочняющих фаз обнаруживает большой разброс данных по значениям всех механических свойств. В среднем Θ -фаза оказалась более прочной и одновременно пластичной, чем β -фаза. В прочностных свойствах β -фазы наблюдается снижение значений по мере увеличения содержания магния, и следовательно, количества самой фазы. Очевидно, что

малое содержание магния в АМг3 создаёт большую погрешность в вычислениях. Как показали расчёты, количество Θ -фазы в сплавах Д16 и Д18 (4,0-5,6%) меньше, чем β -фазы в АМг10 (24,3-26,4%) практически в 5 раз, и при одинаковых свойствах твёрдого раствора пластичность Θ -фазы ниже, чем аналогичная характеристика β -фазы. Следовательно, и деформационные характеристики Д16 и Д18 должны быть выше, чем АМг10.

С математической точки зрения отрицательные значения относительного удлинения можно объяснить тем, что однофазные сплавы АД1 обладают большей пластичностью, поэтому для получения меньшего значения относительного удлинения у двухфазного сплава одна из фаз, а именно упрочняющая, должна принимать деформацию сжатия, либо поворачиваться вокруг собственной оси, принимая деформацию кручения.

С физической точки зрения при наличии когерентных или смешанных границ раздела фаз дислокации встречают меньше препятствий для скольжения внутри структурных единиц [236]. Поэтому дислокации, как правило, смешанные, претерпевая дислокационные реакции, проходят через границу раздела твёрдого раствора и интерметаллида, проникая в него, скользят по кристаллографическим плоскостям решётки упрочняющей фазы, взаимодействуют с дефектами её кристаллической решётки, снова преодолевают границу раздела и так далее, пока не достигнут границы зерна либо выхода на поверхность изделия. В результате в структуре интерметаллида появится «ступенька», показывающая единичный акт пластической деформации (Рисунок 4.60). В этом случае следует сделать предположение, что интерметаллидная частица имеет строение, близкое к монокристалльному.

В том случае, если границы раздела фаз некогерентные, то дислокации не способны их преодолеть, а следовательно будут обходить препятствия, вызывая внешнее упрочнение сплава и твёрдого раствора. Встречая на своём пути другие дефекты решётки и взаимодействуя с ними, они могут скапливаться у границы, ослабляя тем самым приграничную зону, и приводя к межграничному проскальзыванию. Тем не менее, в обоих случаях упрочнение внутри

интерметаллида будет происходить либо за счёт взаимодействия с дислокациями, поступившими из твёрдого раствора, либо за счёт собственных систем скольжения.

В представленном расчёте свойства упрочняющих фаз зависят от выбора сплава, которому присваиваются свойства твёрдого раствора. Если рассматривать сплавы одной системы легирования, желательно двухфазные, то окажется, что многие из них в равновесном состоянии имеют один и тот же структурно-фазовый состав, различаясь только количеством интерметаллидной фазы. Например, в паре АМг3 и АМг6 – различно содержание магния и фазы β , в Д16 и Д18 – меди и фазы Θ , а следовательно, механические свойства упрочняющих фаз можно рассчитать, учитывая разность фаз:

$$\sigma_{\epsilon}^{Д1} = \sigma_{\epsilon}^{Д18} + \Delta q_{\Theta} * \sigma_{\epsilon}^{\Theta}, \quad \sigma_{\epsilon}^{АМг6} = \sigma_{\epsilon}^{АМг3} + \Delta q_{\beta} * \sigma_{\epsilon}^{\beta}, \quad \text{отсюда}$$

$$\sigma_{\epsilon}^{\Theta} = \frac{\sigma_{\epsilon}^{Д1} - \sigma_{\epsilon}^{Д18}}{\Delta q_{\Theta}} \quad \text{и} \quad \sigma_{\epsilon}^{\beta} = \frac{\sigma_{\epsilon}^{АМг6} - \sigma_{\epsilon}^{АМг3}}{\Delta q_{\beta}}.$$

Аналогично рассчитываются значения предела текучести и твёрдости.

Относительное удлинение рассчитываем, исходя из соотношений логарифмических (истинных) деформаций

$$e_{Д1} = e_{Д18} + \Delta q_{\Theta} * e_{\Theta} \quad \text{и} \quad e_{АМг6} = e_{АМг3} + \Delta q_{\beta} * e_{\beta}, \quad \text{отсюда}$$

$$\delta_{\Theta} = \exp\left(\frac{\ln(1 + \delta_{Д1}) / (1 + \delta_{Д18})}{\Delta q_{\Theta}}\right) - 1 \quad \text{и} \quad \delta_{\beta} = \exp\left(\frac{\ln(1 + \delta_{АМг6}) / (1 + \delta_{АМг3})}{\Delta q_{\beta}}\right) - 1.$$

Результаты вычислений представлены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 - Рассчитанные прочностные характеристики Θ и β – включений, полученные при сравнении двухфазных сплавов

фаза	σ_T , МПа не менее	σ_B , МПа не менее	НВ, МПа не менее	δ , % не менее
Θ	4720-5320	5910-6640	210-233	-95..-97
β	555-640	1220 - 1410	666-769	-36..-41

Сравнение свойств фаз в двухфазных сплавах показало ещё большее расхождение данных с результатами, полученными ранее: Θ -фаза оказалась практически в 1,5 раза прочнее, чем при расчёте относительно однофазного АМГ1, а фаза β , наоборот имеет более низкие показатели предела прочности и текучести. Показатели относительного удлинения получились отрицательными, но достаточно высокими по абсолютному значению. Следует также учитывать, что свойства сплавов приводятся без учёта границ зёрен и раздела фаз, а также пластической деформации, которая создаёт нагартовку, что приводит к увеличению прочности и снижению пластичности. Таким образом, требуются дальнейшие исследования по установлению механических свойств упрочняющих фаз, корректировки методики их расчёта и выявлению влияния вторичных фаз на процесс упрочнения двухфазных сплавов. Кроме того, в литературе отсутствуют данные по характеру кривых изменения истинного сопротивления деформированию от истинных деформаций, что требуется, например, при расчётах (моделировании) процессов листовой штамповки, профильной гибки и волочения. В связи с этим были проведены исследования по установлению характера упрочнения вторичных фаз в операциях холодного деформирования [220].

4.6.1.2. Результаты расчёта механических свойств упрочняющих фаз по экспериментальным кривым растяжения

За основу для расчётов взяты кривые упрочнения этих сплавов по данным испытаний на одноосное растяжение холоднокатаных листов. Графики изменения предела прочности твёрдого раствора и фазы θ с ростом степени холодной пластической деформации представлены на рисунке 4.41.

Как видно из сравнения масштабных шкал рисунка 4.41, значения предела прочности Θ -фазы на порядок выше предела прочности исходного сплава и α -твёрдого раствора (однофазного сплава АМГ1): $\sigma_{\beta}(\theta)=3250\dots4250$ МПа для интерметалида Al_2Cu (θ) в сравнении с $\sigma_{\beta}(AM\Gamma 1)=200\dots280$ МПа сплава АМГ1 и

$\sigma_B(\text{Д16}) = 450 \dots 580$ МПа сплава Д16. Интенсивность упрочнения для алюминиево-медной фазы на начальных этапах деформирования довольно высокая, характер графика – выпуклый, что свидетельствует о равномерном развитии пластической деформации, как в твёрдом растворе, так и в интерметаллиде.

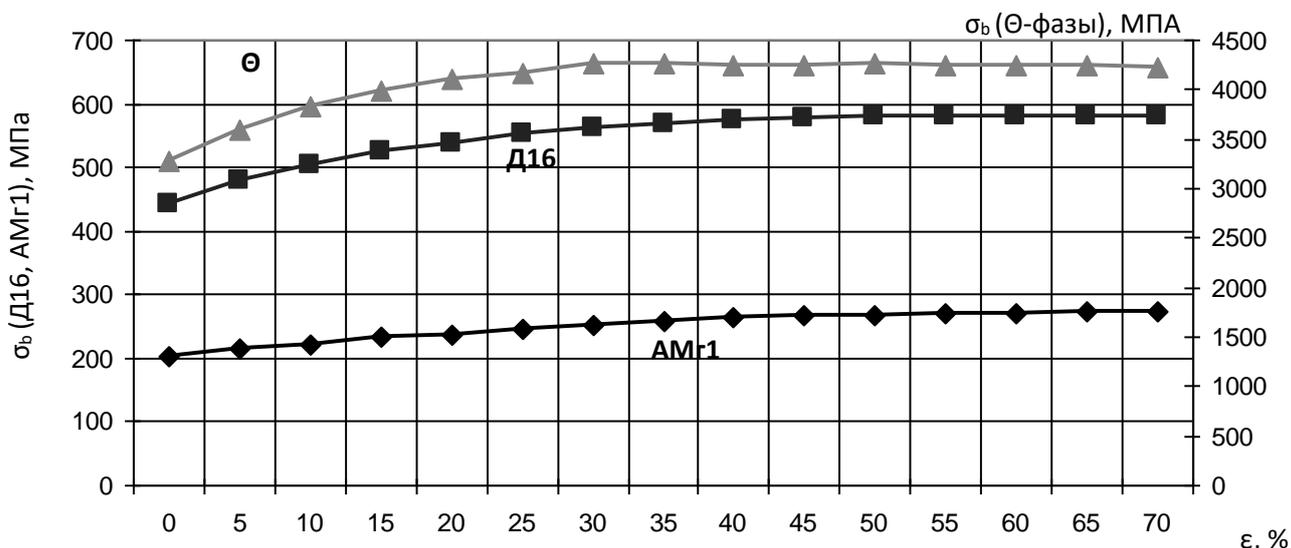


Рисунок 4.41– График зависимости предела прочности от степени деформации для фаз и сплавов системы Al-Cu [220]

Прочность интерметаллида интенсивно увеличивается до степеней деформации 30%, а затем остаётся постоянной, в то время как предел прочности твёрдого раствора изменяется более плавно, достигая наибольших значений при деформации 45-50%. Такое поведение можно объяснить исчерпанием дислокационного механизма упрочнения. То есть дальнейшее приложение деформирующего усилия может не приводить к увеличению плотности дислокаций в интерметаллиде.

Относительное удлинение в сплавах системы Al-Cu (Рисунок 4.44) имеет довольно низкие, но положительные значения. С ростом степени деформации оно уменьшается довольно интенсивно, достигая нулевых значений при деформации 22-23%, затем переходит в область отрицательных значений, но не более 1,5%.

Вероятно, деформирование со степенями деформации более 25% не оказывает влияния на деформацию включений, а процесс пластической

деформации реализуется преимущественно за счёт нагартовки более пластичного твёрдого раствора и проскальзывания межфазной границы.

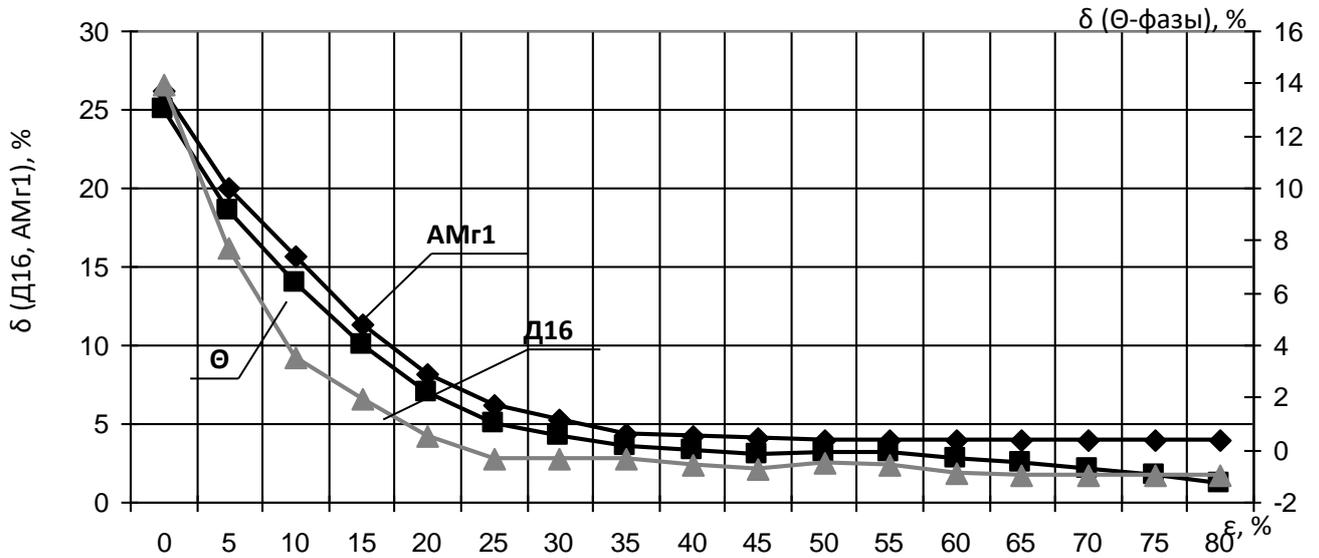


Рисунок 4.42– График зависимости относительного удлинения от степени деформации для фаз и сплавов системы Al-Cu [281]

Предел прочности β -фазы аналогично фазе Θ , имеет высокие значения (2950 – 3120 МПа), но он, по расчётам кривых упрочнения, оказался в 1,5-1,6 раза ниже, чем у Θ -фазы, что согласуется с данными таблиц 4.2 и 4.3. При этом на кривой его изменения в зависимости от степени деформации (рисунок 4.43) значительная интенсивность упрочнения сохраняется до 35-40%, что характеризует её как более пластичную в сравнении с Θ -фазой.

Характер зависимости упрочнения обеих фаз выпуклый, что может служить свидетельством равномерного развития в них пластической деформации. Причём β -фаза упрочняется с такой же интенсивностью, как и твёрдый раствор, с отсутствием точек перегиба на графиках. Другими словами, пластическая деформация развивается одновременно в обеих фазах.

Относительное удлинение β -фазы (рис. 4.44) в 2,5-3 раза ниже, чем у Θ -фазы (рис.4.42), наиболее заметно снижается по мере роста степени деформации до 10%, а при 12-13% становится отрицательным. В этом случае более вероятно

проскальзывание межфазной границы, что не исключает дальнейшего упрочнения β -фазы до степени деформации 35-40%.

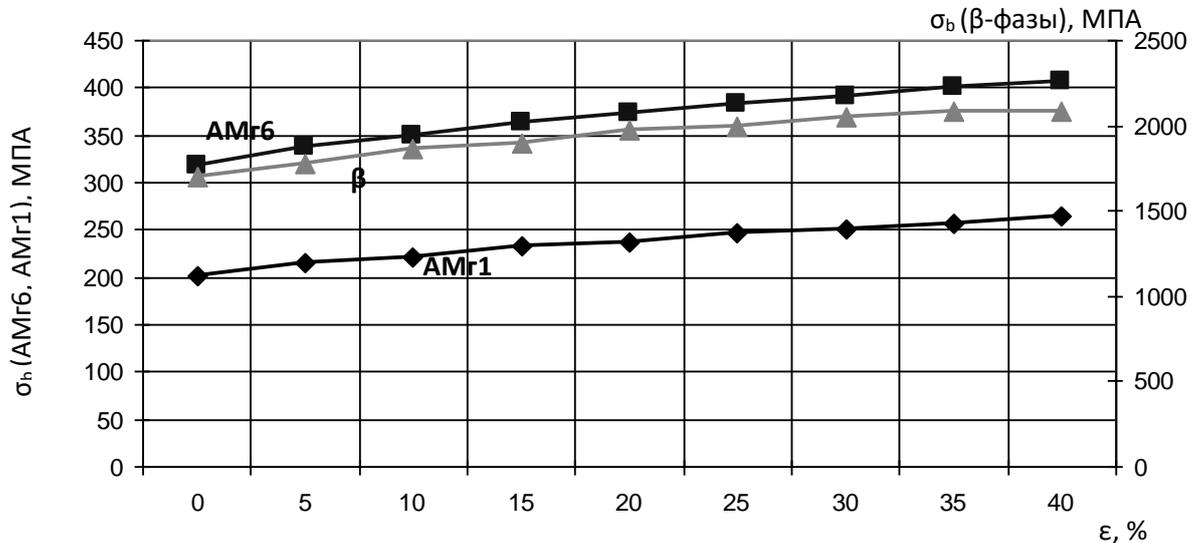


Рисунок 4.43– График зависимости предела прочности от степени деформации для сплавов системы Al-Mg [281]

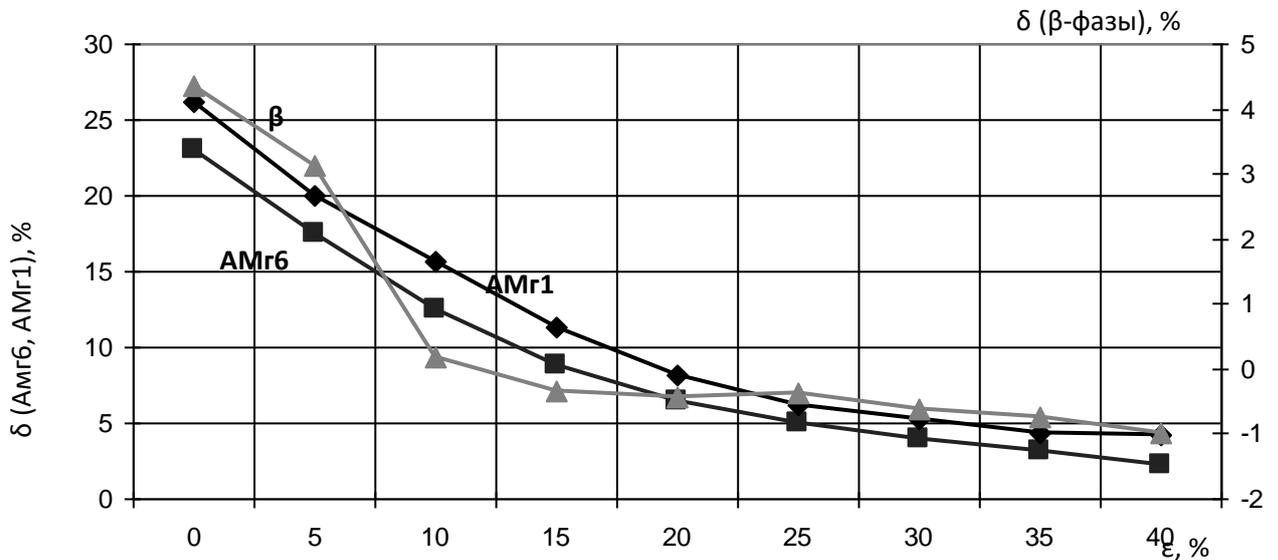


Рисунок 4.44– График зависимости относительного удлинения от степени деформации для фаз и сплавов системы Al-Mg [281]

Согласно расчётам, интерметаллиды в процессе пластической деформации подвергаются нагартовке. Интенсивность их упрочнения имеет различный характер. Так, фаза Θ деформируется равномерно наряду с твёрдым раствором, в то время как фаза β обладает менее равномерным развитием пластической

деформации. Относительное удлинение при степенях деформации менее 10% для обеих фаз имеет низкие значения, но остаётся положительным. А, следовательно, исследуемые интерметаллиды допускают деформацию растяжения.

4.6.2 Исследование деформации зёрен и упрочняющих фаз

На рисунках 4.45 и 4.46 представлена микроструктура сплава Д16, деформированного в отожжённом и состаренном состоянии, соответственно. Их анализ показывает, что в процессе закалки и последующего старения сплава Д16 характер распределения частиц интерметаллидов внутри зерна изменяется по сравнению с отожжённым состоянием. При этом металлографическая текстура (преимущественная ориентировка и вытянутость зёрен в направлении действующей деформации) сохраняется.

Зерно, как и включения интерметаллидов в сплаве АМг10 даже при увеличениях 500 крат заметно крупнее. Направленность зёрен для этого сплава не столь очевидна, хотя заметна разнорзернистость. Следует помнить, что в отсутствии пластической деформации до закалки и старения процессы рекристаллизации при последующем нагреве не протекают. Следовательно, зёрненная структура остаётся неизменной при режимах термообработки, которые применялись в представленном исследовании.

Закалка и старение сплава АМг10 (рисунок 4.48) приводят к выделению упрочняющей фазы по границам зёрен, приводя к возникновению структурного градиента $\frac{d\rho}{dx}$ (где ρ – вероятность распределения β -фазы, x – расстояние от границы зерна (как показано на рисунке 2.12)), что в свою очередь влияет на механические свойства сплава в целом и пластические возможности зерна в частности. Разнорзернистость структуры в сплаве АМг10 в результате закалки и старения остаётся неизменной.

Изображения микроструктур сплава АМг10 (рис.4.47 и 4.48) подтверждают, что при отжиге упрочняющие фазы выделяются равномерно по телу зерна, в то время как при старении после закалки интерметаллиды располагаются в основном

по границам. Размер структурных составляющих у образцов в отожжённом состоянии заметно меньше, чем в закалённом и состаренном. У сплава АМг10 наблюдается ярко выраженная разноструктурность. Но этот факт не может влиять на характер протекания пластической деформации в отдельных фазах, но заметно снижает пластичность сплава в целом.

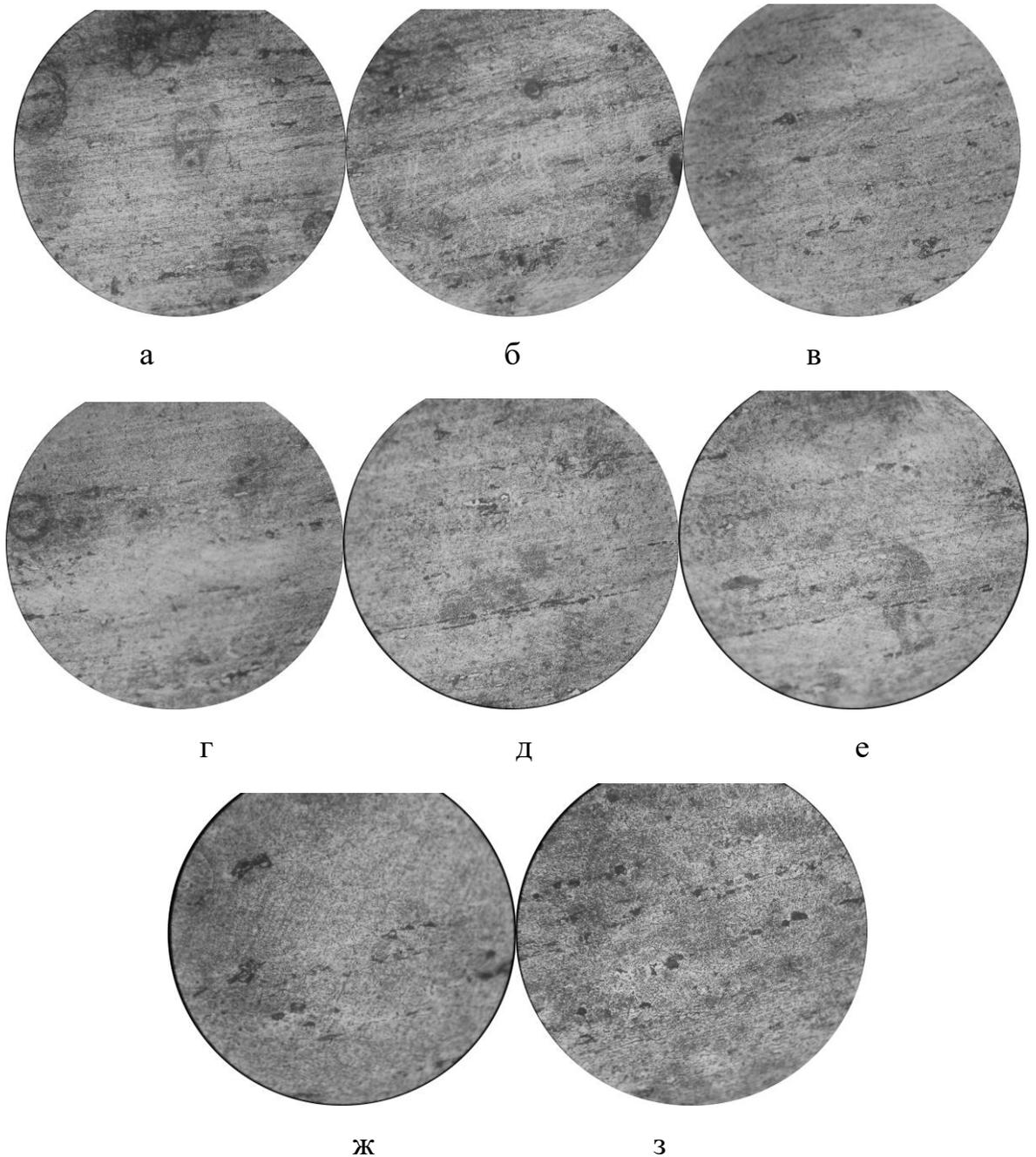


Рисунок 4.45 – Микроструктура образца сплава Д16 в отожженном состоянии в сечениях, $\times 500$ [41]

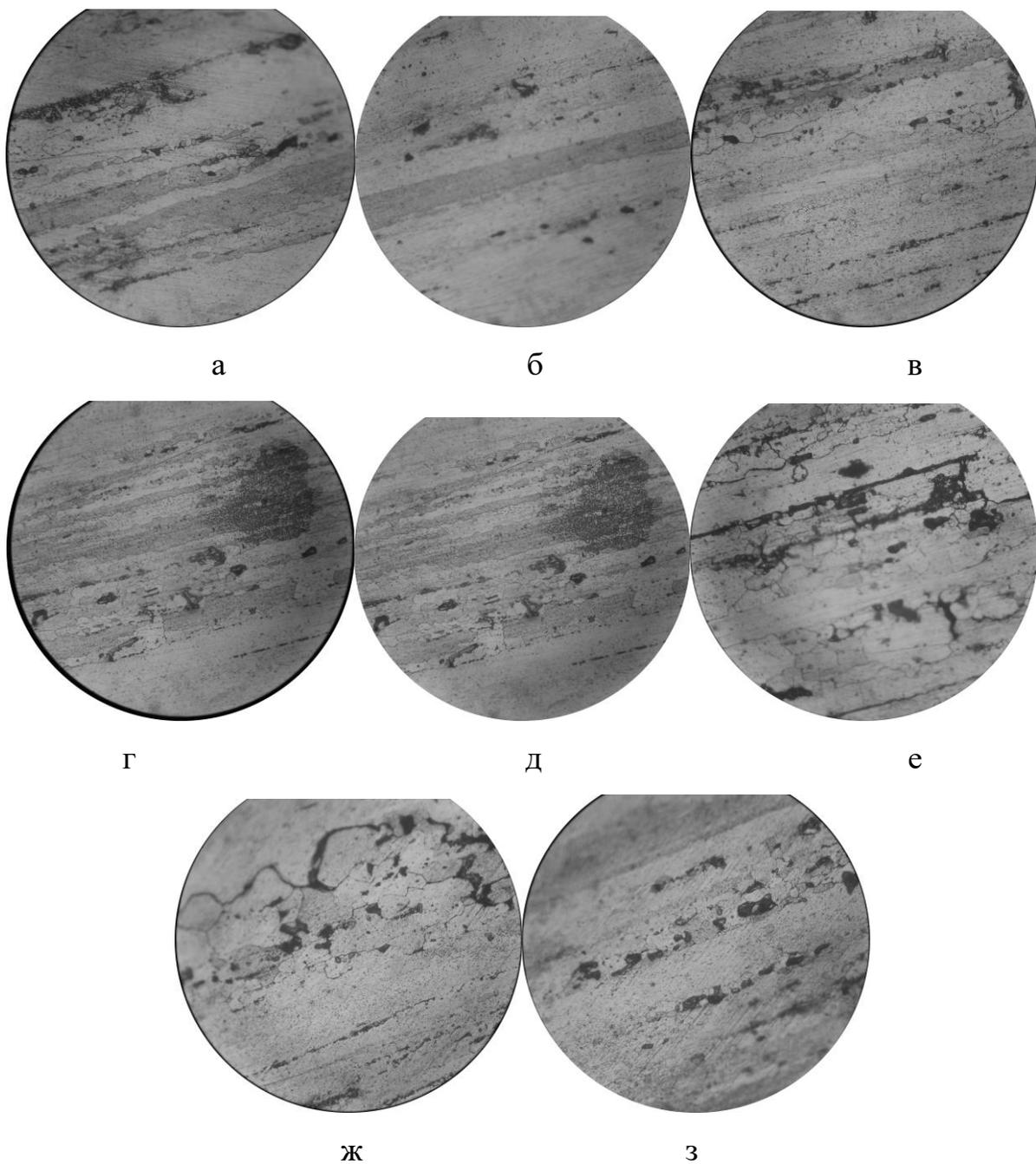


Рисунок 4.46 – Микроструктура образца сплава Д16 в закаленном и естественно состаренном состоянии в сечениях, $\times 500$ [41]

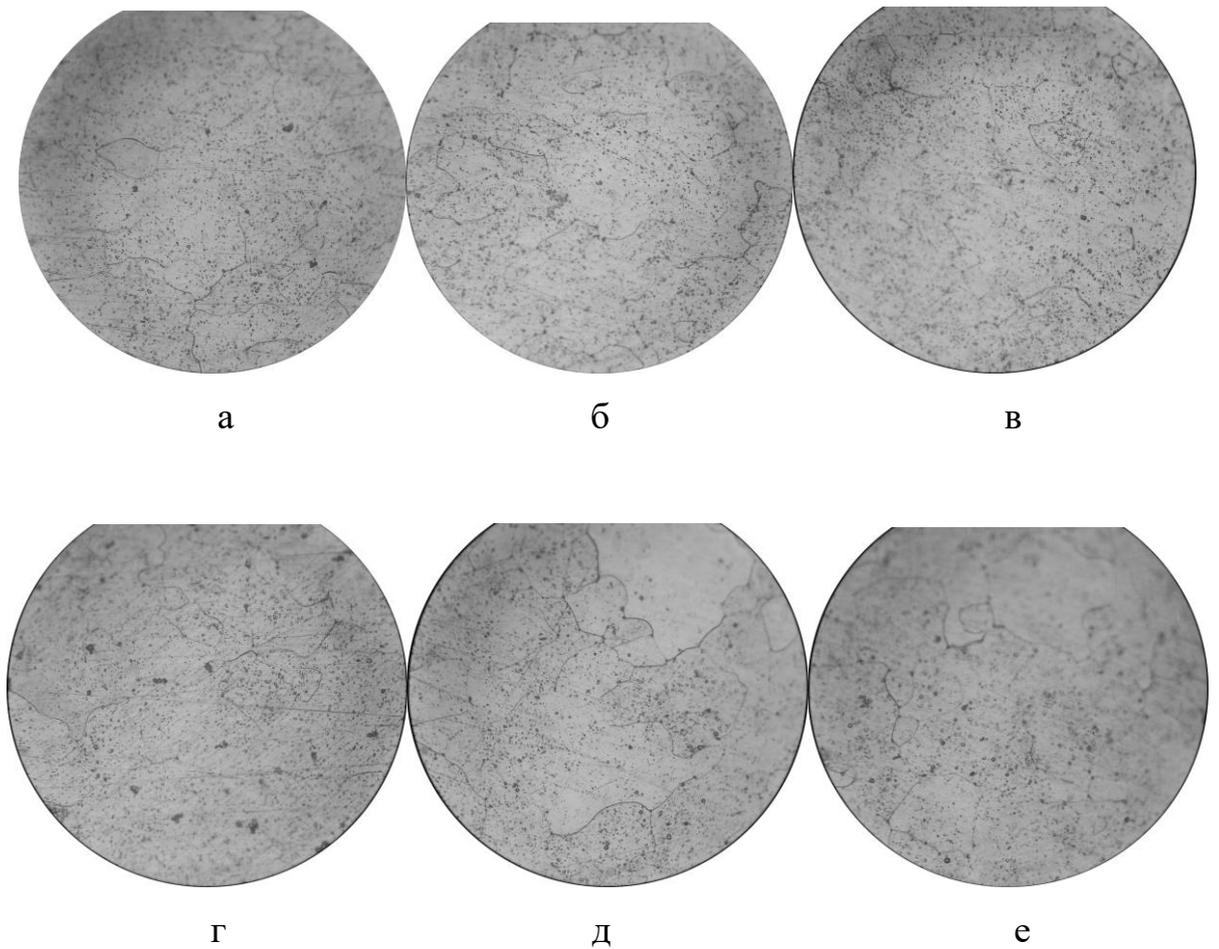


Рисунок 4.47 – Микроструктура образца сплава АМг10 в отожженном состоянии в сечениях, $\times 500$ [41]

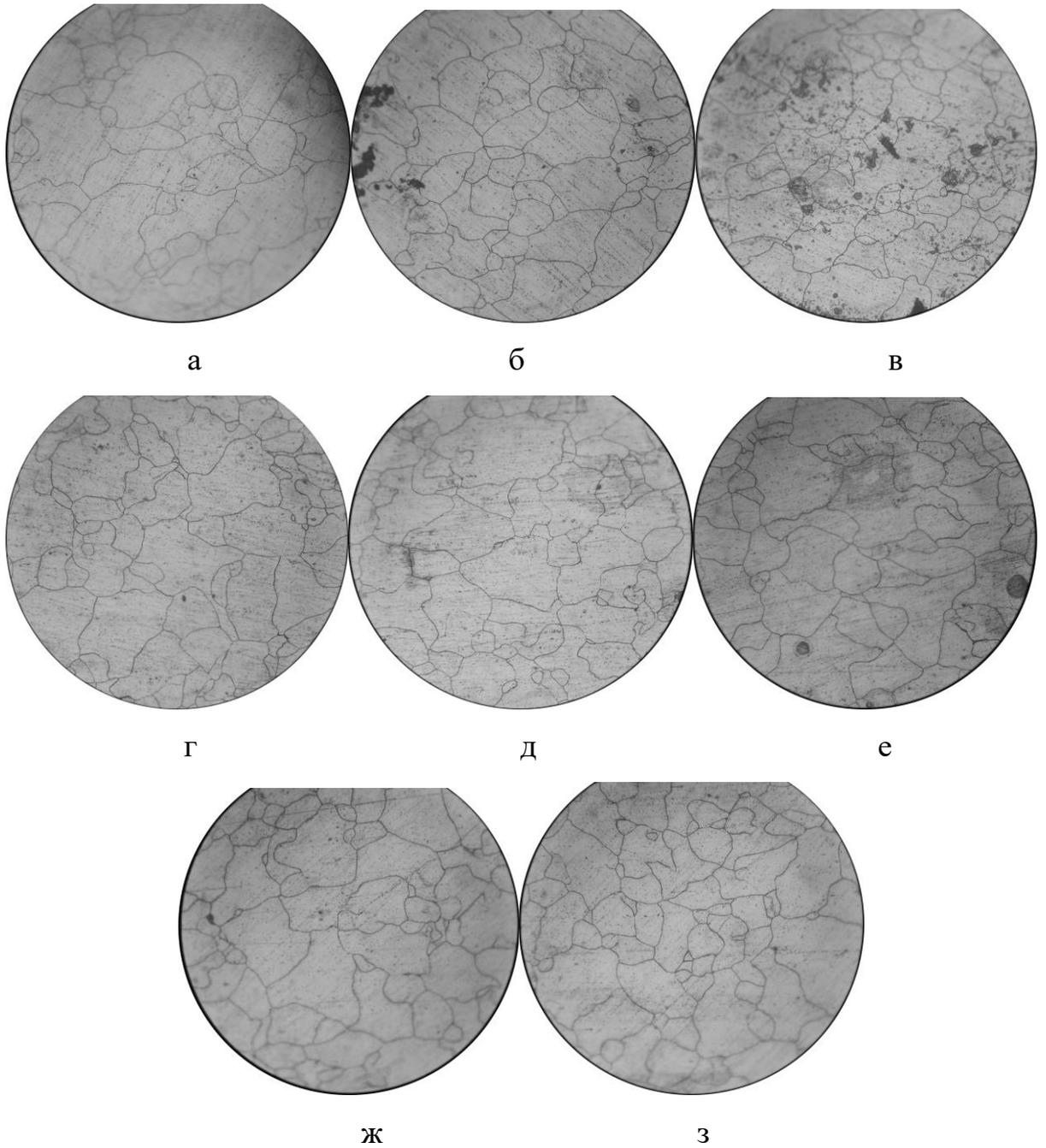


Рисунок 4.48 – Микроструктура образца сплава АМг10 в закаленном состоянии в сечениях, $\times 500$ [41]

После измерения размеров зёрен и вторичных включений (таблица 4.6) были рассчитаны истинные деформации структур $e_{L3} = \ln \frac{L_3^k}{L_3^0}$,

$e_{B3} = \ln \frac{B_3^k}{B_3^0} e_{L_{вк}} = \ln \frac{L_{вк}^k}{L_{вк}^0} e_{B_{вк}} = \ln \frac{B_{вк}^k}{B_{вк}^0}$, и построены графики их изменения по длине образца, представленные на рисунках 4.49-4.52.

Поскольку в закалённом и состаренном состоянии зёрна обладают блочной структурой, то определение размера зерна через замер его большой и малой полуоси не является корректным. В этом случае более точным будет нахождение размеров блоков (или субзёрен), кристаллографические плоскости которых дают когерентное рассеяние рентгеновского луча. Эти области носят название областей когерентного рассеяния (ОКР). В связи с этим, в таблице приведены результаты расчёта ОКР, полученные для сплавов в указанном состоянии.

Таблица 4.6 – Размеры зерен и включений сплава

Сплав	L _{зерна} , мкм	B _{зерна} , мкм	L _{зерна} / B _{зерна}	L _{включений} , мкм	B _{включений} , мкм	ОКР, А°
АМг10, отожженное состояние	44,6- 64,6	35,4- 50,2	1,26...1,28	2,4 - 5,2	2,0- 6,0	300 - 500
АМг10, закаленное и состаренное состояние	32,4 - 35,6	26,8 - 32,0	1,11...1,21	2,0-14,4	2,0-9,2	400 - 1300
Д16, отожженное состояние	13,6 - 22,0	8,4- 11,4	1,62...1,93	5,2- 13,2	2,8 - 5,2	400 - 800
Д16, закаленное и состаренное состояние	19,2 - 22,8	11,8 - 15,8	1,44...1,63	5,2 – 9,2	2,8 - 5,2	200 – 400

Данные таблицы 4.6 показывают более равноосную форму зёрен в сплаве АМг10, чем в сплаве Д16 в обоих состояниях поставки. Включения в обоих сплавах вытянутые, в сплаве Д16 более крупные, чем в АМг10. Вид предварительной обработки существенного влияния на размеры включений не оказывает, но наблюдаются изменения размера зёрен, особенно заметно уменьшение размера зёрен после закалки и старения сплава АМг10. Области когерентного рассеяния на порядок меньше размеров включений, что свидетельствует о наличии разориентированных блоков внутри интерметаллидных фаз.

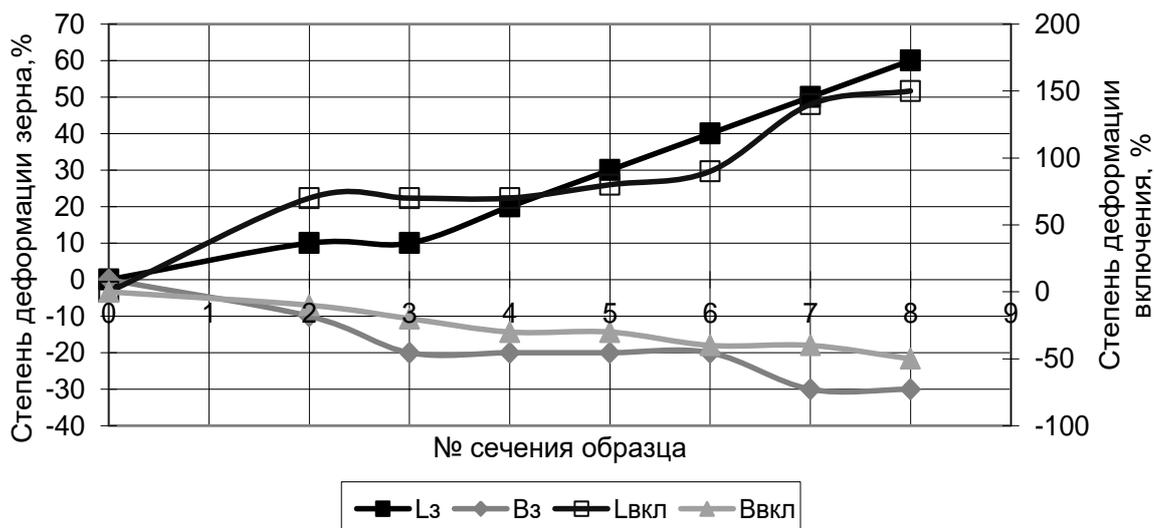


Рисунок 4.49 – Деформации зерен и включений в каждом сечении отожженного образца сплава Д16 после одноосного растяжения со степенью общей деформации 30,13% [220]

Деформация зёрен и включений в отожжённом сплаве Д16 (рисунок 4.51) растёт по мере локализации деформации утонения. Деформации включений Θ -фазы значительно превышают соответствующие деформации зёрен. Этот факт не может быть подтверждением высокой пластичности интерметаллида, скорее наоборот: заметная пластическая деформация частиц Θ -фазы не происходит, пока касательные напряжения в них не достигнут максимального значения, и не произойдёт сдвига частей включений относительно друг друга. Тогда деформация становится очевидной, её можно назвать дискретной, но значения её превышают деформации твёрдого раствора, в котором для движения дислокаций меньше препятствий. А, следовательно, и пластическая деформация увеличивается монотонно.

Закалка и старение (рисунок 4.50) увеличивают разницу между деформациями зёрен и включений, уменьшая одновременно значения пластических свойств отдельных структур.

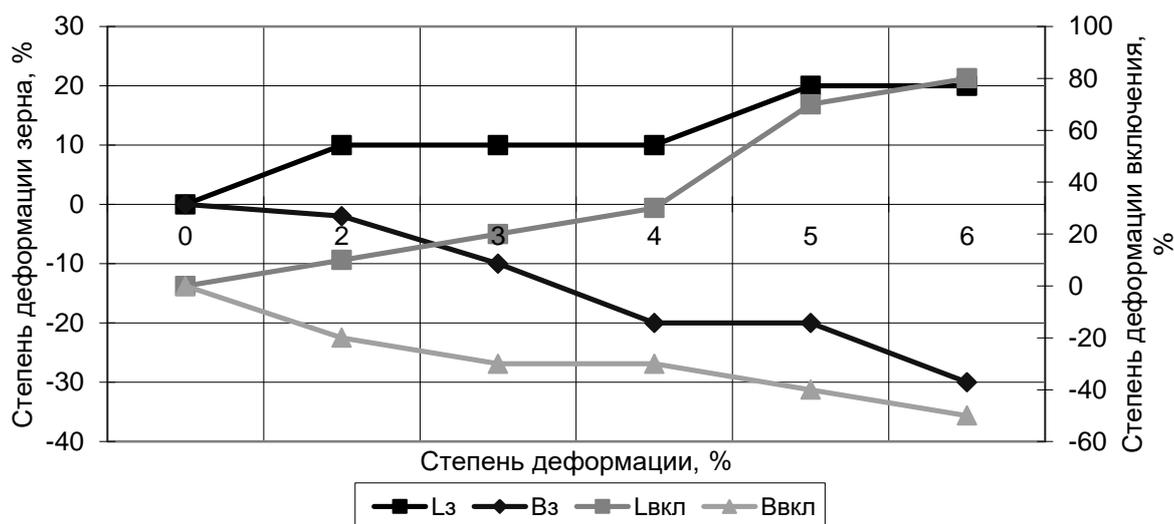


Рисунок 4.50 – Деформации зерен и включений в каждом сечении закаленного и состаренного образца сплава Д16 после одноосного растяжения со степенью общей деформации 28,85% [220]

Следует заметить, что снижение пластичности по мере приближения к месту образования шейки составляет около 50% как для зерна, так и для интерметаллидов. Предельные значения деформаций для интерметаллидов в результате закалки снижаются относительно отожжённого состояния в среднем в 1,5-2 раза.

У сплава АМг10 в отожжённом состоянии (рисунок 4.51) деформация включений также высока по сравнению с аналогичными деформациями зёрен (или твёрдого раствора). Предварительная оценка пластичности сплавов, выполненная в разделах 1 и 2 данной рукописи, указывала на подобную разницу. Также, как и фаза Θ , включения β -фазы деформируются дискретно, т.е. до определённой величины деформации заметных изменений в форме и размере частиц не наблюдается. Затем происходит сдвиг по плоскостям, но сразу на большое расстояние.

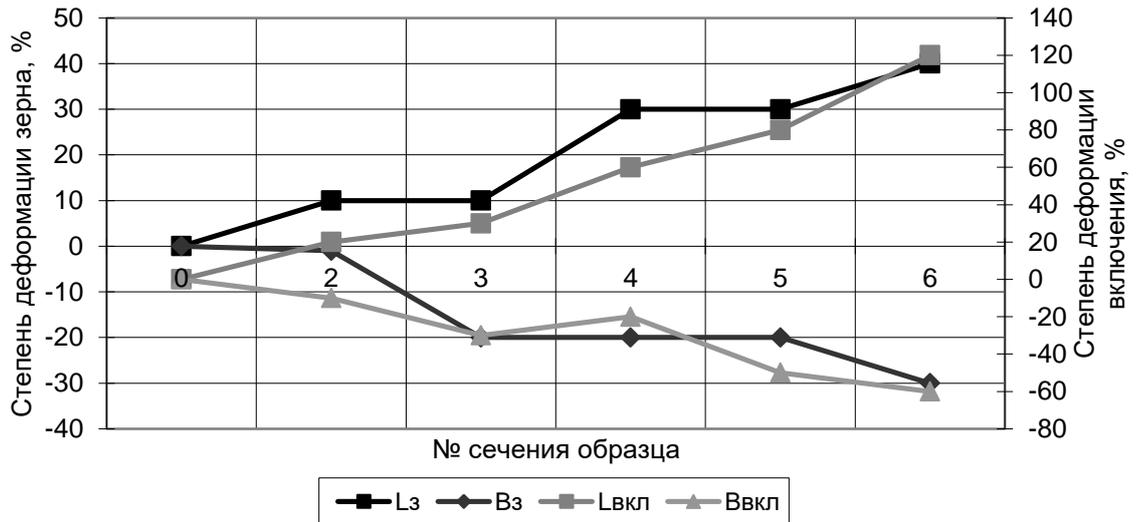


Рисунок 4.51 – Деформации зерен и включений в каждом сечении отожженного образца сплава АМг10 после одноосного растяжения со степенью общей деформации 26,69% [220]

Закалка и старение сплава АМг10 (рисунок 4.52) приводят к локализации деформации зёрен с одновременным снижением деформационных свойств интерметаллидов в долевом направлении и увеличению их сжатия в поперечном. Для зёрен такого изменения значений деформаций не обнаружено.

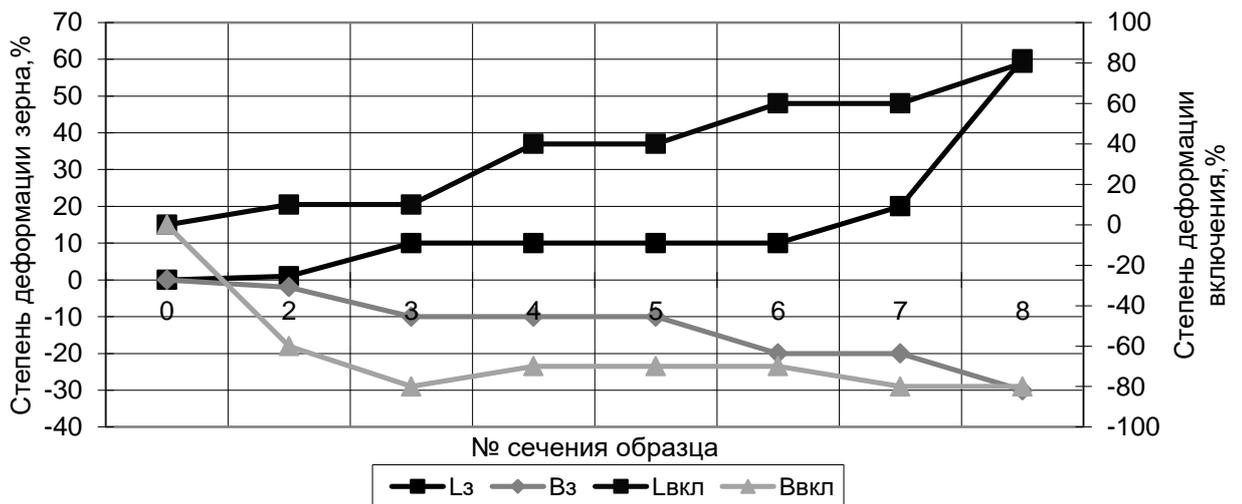


Рисунок 4.52 – Деформации зерен и включений в каждом сечении закаленного и состаренного образца сплава АМг10 после одноосного растяжения со степенью общей деформации 23,33% [220]

Закалка и старение, вызывая перераспределение включений, изменяют и деформационные свойства обоих сплавов (рис.4.51 и 4.52). В отожженном состоянии деформация Θ -фазы оказалась выше, чем у β -фазы, как по длине, так и по толщине, в среднем на 20-30%. В закалённом и состаренном включения обеих фаз показали одинаковую пластичность, но сжатие включений β -фазы оказалось больше. Расчёты, выполненные в разделе 4.5, показали различие в деформационных свойствах указанных фаз в 2,5-3 раза.

Из вышесказанного следует, что деформации структур, как зёрен, так и включений, увеличиваются по мере приближения к очагу разрушения для обоих состояний поставки: отожженного, закалённого и естественно состаренного. Деформации структур в центральной части образца соответствуют средним значениям по образцу. Для измерения микротвёрдости были выбраны сечения *в*, *з*, *д* (рис. 3.14, 4.45-4.48). Замер микротвёрдости структурных составляющих проводили на приборе ПМТ-3 и HVS1000 не менее чем в 3 точках каждого сечения. Результаты измерения представлены в таблицах 4.7, 4.8.

Таблица 4.7– Средние значения микротвёрдости фаз сплава Д16

N образца	Закалка и естественное старение			Отжиг		
	Степень деформации, %	Микротвёрдость Н, кг/мм ²		Степень деформации, %	Микротвёрдость Н, кг/мм ²	
		α -фаза (зерно)	θ -фаза		α -фаза (зерно)	θ -фаза
0	0	108±10	126±16	0	64,6±4	70,7±4
1	13,9	112±10	127±1	13,7	68,5±3	72±1
2	17,2	116±10	134±2	14,8	74±4	80±5
3	20,3	122±7	134±2	18,4	76±3	80±1
4	21,8	125±6	137±2	19,4	84±4	90±2
5	26,3	147±6	145±10	25,3	89±2	90±1

Поскольку реальные процессы моделирования связаны, как правило, с деформацией полуфабриката или образца в целом [45, 61, 140], то изменение микротвёрдости целесообразно находить в привязке к деформации образца, а не включения. Так, если необходимо моделировать процесс вытяжки, то в программе задаётся деформация заготовки (либо по трёхмерной модели задаются начальные и конечные размеры изделия), при этом свойства конечного элемента (включения) могут задаваться отдельно. В связи с этим графики изменения микротвёрдости построены в зависимости от степени деформации образцов (рис. 4.53-4.54).

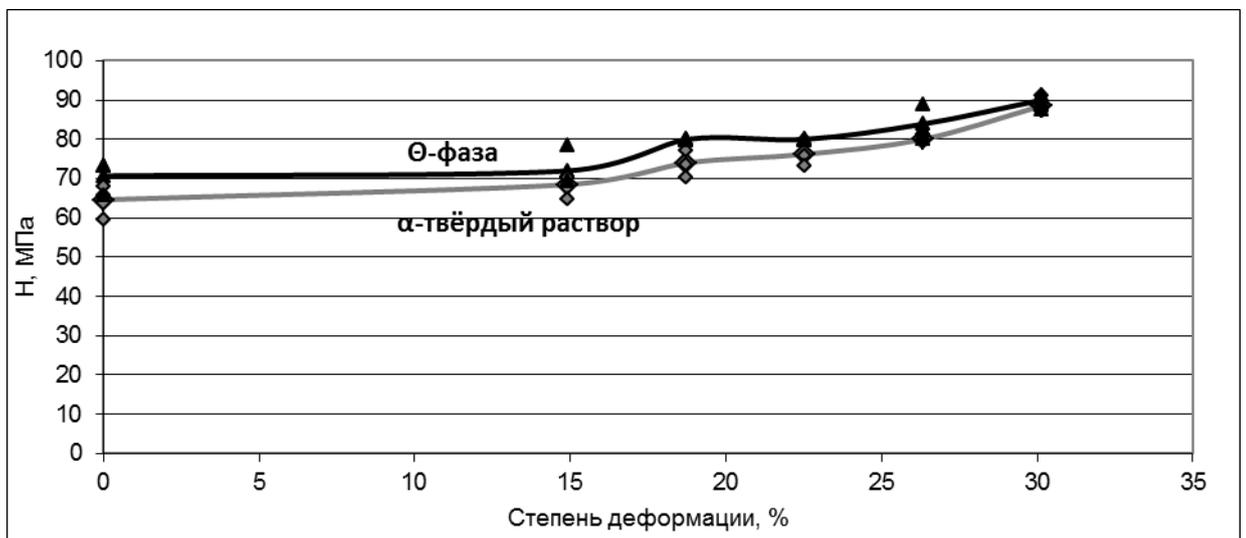


Рисунок 4.53 – График зависимости микротвёрдости от общей степени деформации образца из сплава Д16 в отожжённом состоянии [220]

Для экспериментальных точек выбраны аппроксимирующие функции для последующего нахождения значений твёрдости в выбранном интервале деформаций. Вид функций и коэффициент её корреляции с экспериментальными значениями помещён рядом с графиками.

Как видно из графиков (рисунки 4.53,4.54), микротвёрдость упрочняющей фазы Θ в отожжённом сплаве Д16 больше, и интенсивность её упрочнения с ростом степени деформации образца меньше. Закалка и старение увеличивают значения микротвёрдости обеих фаз и расстояние между кривыми её изменения, но в обоих состояниях поставки при максимальной степени деформации

заготовки значения микротвёрдости фаз совпадают. Упрочнение обеих фаз с ростом степени деформации носит характер квадратичной параболы.

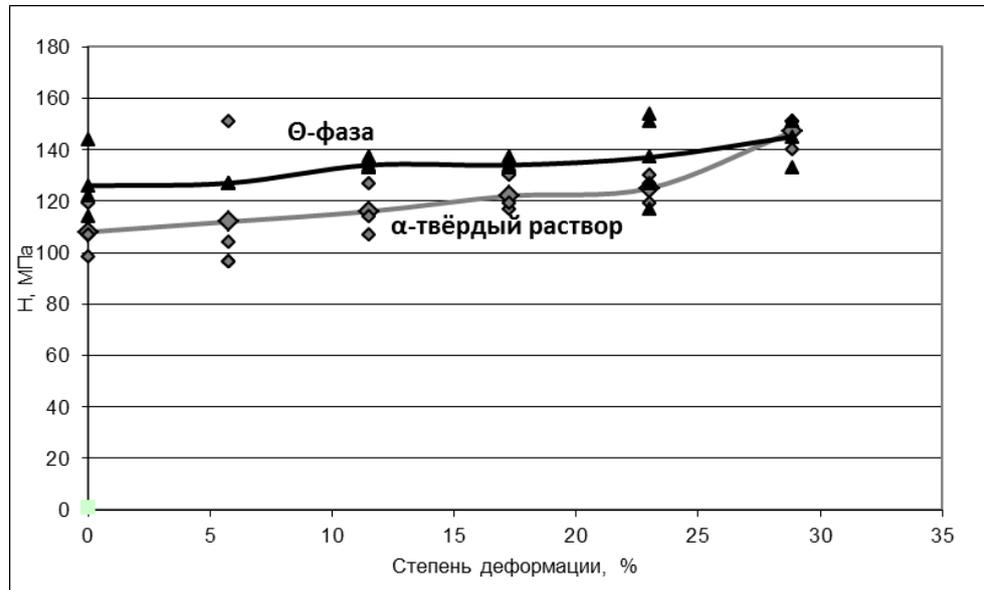


Рисунок 4.54– График зависимости микротвёрдости от общей степени деформации образца из сплава Д16 в закалённом и состаренном состоянии [220]

При анализе микроструктуры сплава АМг10 оказалось возможным оценить микротвёрдость граничной зоны (таблица 4.8).

Таблица 4.8– Средние значения микротвердости структурных составляющих сплава АМг10

N образца	Закалка				Отжиг			
	Степень деформации, %	Микротвёрдость Н, кг/мм ²			Степень деформации, %	Микротвёрдость Н, кг/мм ²		
		α-фаза (зерно)	β-фаза	Граница зерна		α-фаза (зерно)	β-фаза	Граница зерна
0	0	109±3	110±2	110±2	0	86±1	97±6	83±5
1	8	109±3	115±13	114±3	8	90±2	98±3	83±5
2	12,1	116±10	124±5	115±3	12,1	94±1	101±1	100±8
3	16,1	116±14	126±2	118±2	16,1	96±6	104±6	100±3
4	20	124±13	128±8	130±10	18,2	106±5	110±7	106±6
5	21	158±28	129±13	149±16	23,7	119±6	114±10	106±14

Как видно из данных таблиц микротвёрдости, экспериментальные значения для неё могут быть как выше, так и ниже тех точек, по которым были установлены зависимости. Поэтому была проведена экстраполяция. Параболическая функция, хотя и прекрасно сочетается с экспериментальными данными, имеет точку минимума в рассматриваемом интервале значений, что приводит к неадекватным данным при нахождении значений твёрдости за нижними пределами экспериментальных данных. Линейная зависимость показала большие расхождения с экспериментальными точками при экстраполяции наибольших значений. Поэтому в дальнейшем пользовались следующими соображениями: при нахождении твёрдости по значениям микротвёрдости H до 70 МПа (95 HRb) для Д16 и $H < 90$ МПа (102 HRb) для АМг10 применяли линейный закон, выше указанных значений – параболический.

В сплаве АМг10 микротвёрдость отдельных структур после закалки и старения оказалась в среднем выше на 30%, чем в отожжённом состоянии. Разница между графиками (рисунки 4.55, 4.56) не столь очевидна, как в сплаве Д16 (рис.4.53, 4.54). Хотя в отожжённом состоянии β -фаза практически на 20-30% более твёрдая по сравнению с Θ -фазой (в зависимости от степени деформации сплава) [220].

Очевидно, что микротвёрдость, твёрдость и прочность взаимосвязаны между собой. Существуют графические зависимости, по которым можно найти предел прочности материала при известных значениях твёрдости, полученных различными методами [40], такими как твёрдость по Бринеллю, Роквеллу (алмазным наконечником и шариком), Шору.

Поскольку уже установлены значения микротвёрдости и твёрдости по Роквеллу для сплавов в одних и тех же сечениях, то по значениям микротвёрдости H можно найти соответствующее значение HRb, а затем по ним найти предел прочности отдельных структур и его изменение с ростом степени деформации образца.

Следует помнить, что микротвёрдость определена для наблюдаемых структурных составляющих, в то время как твёрдость по Роквеллу измерялась для сплава в целом. Поэтому следует найти соответствие между аналогичными характеристиками.

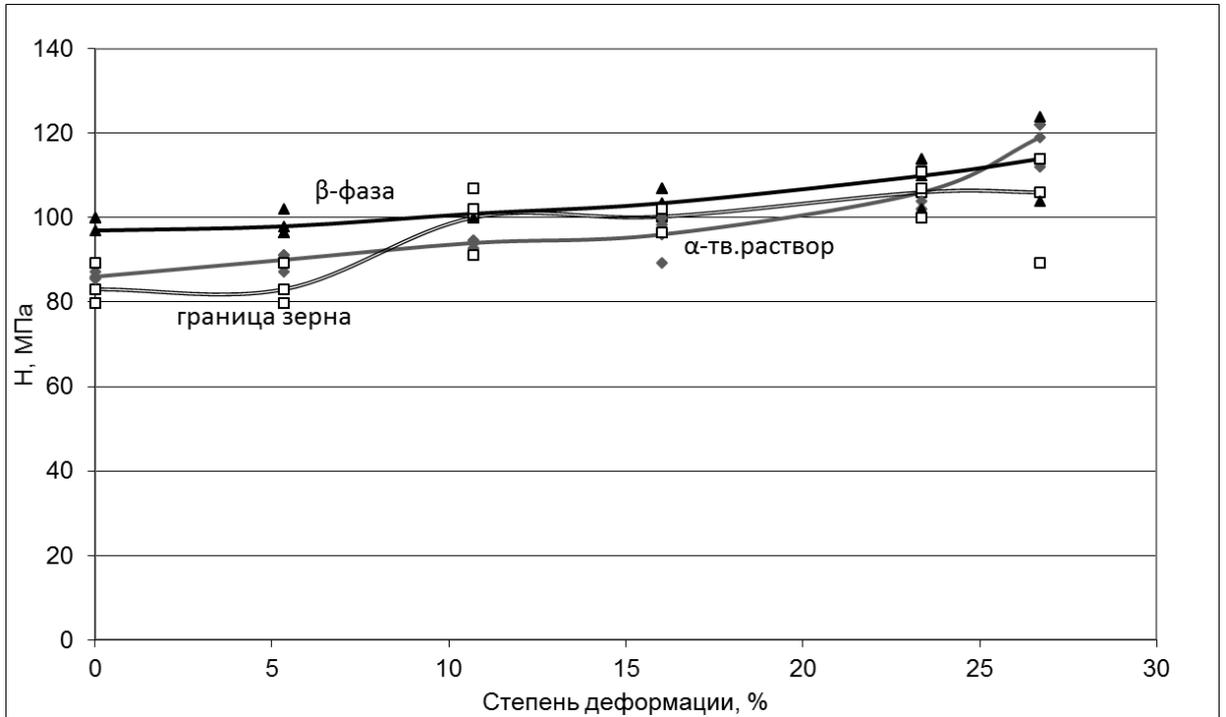


Рисунок 4.55– График зависимости микротвёрдости от общей степени деформации образца из сплава АМГ10 в отожжённом состоянии [220]

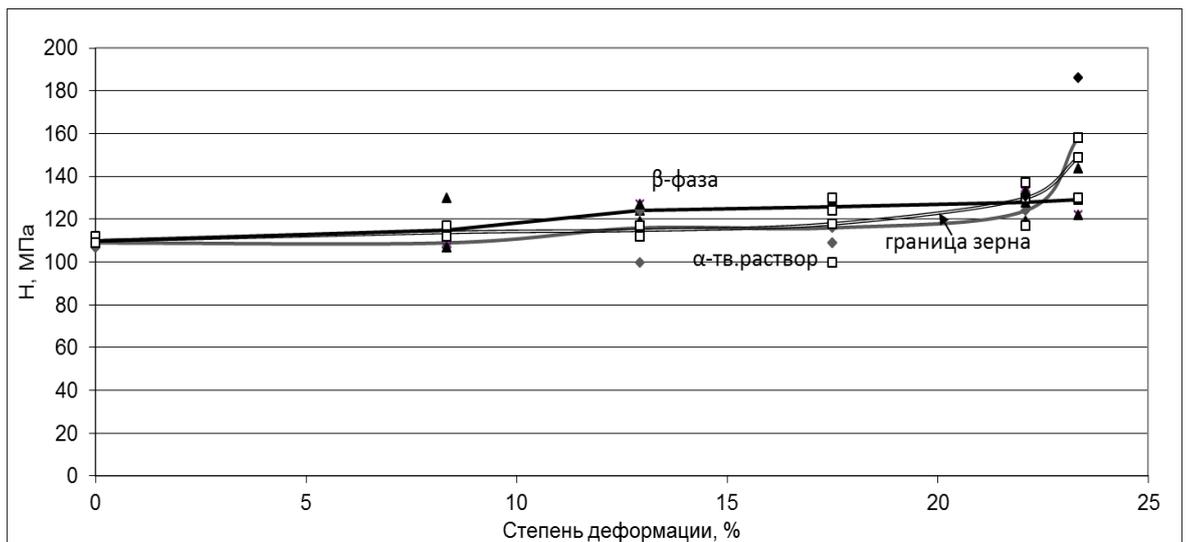


Рисунок 4.56– График зависимости микротвёрдости от общей степени деформации образца из сплава АМГ10 в закаленном и состаренном состоянии [220]

Поскольку достоверно известно количество отдельных фаз только для отожжённого состояния, то для него были найдены средние значения микротвёрдости каждого сплава с ростом степени деформации:

$$H_{\text{сплава}} = q_{\alpha} * H_{\alpha} + q_{\beta(\Theta)} * H_{\beta(\Theta)}.$$

Затем построили графики взаимосвязи микротвёрдости H и твёрдости HRb в очаге пластической деформации, представленные на рисунке 4.57.

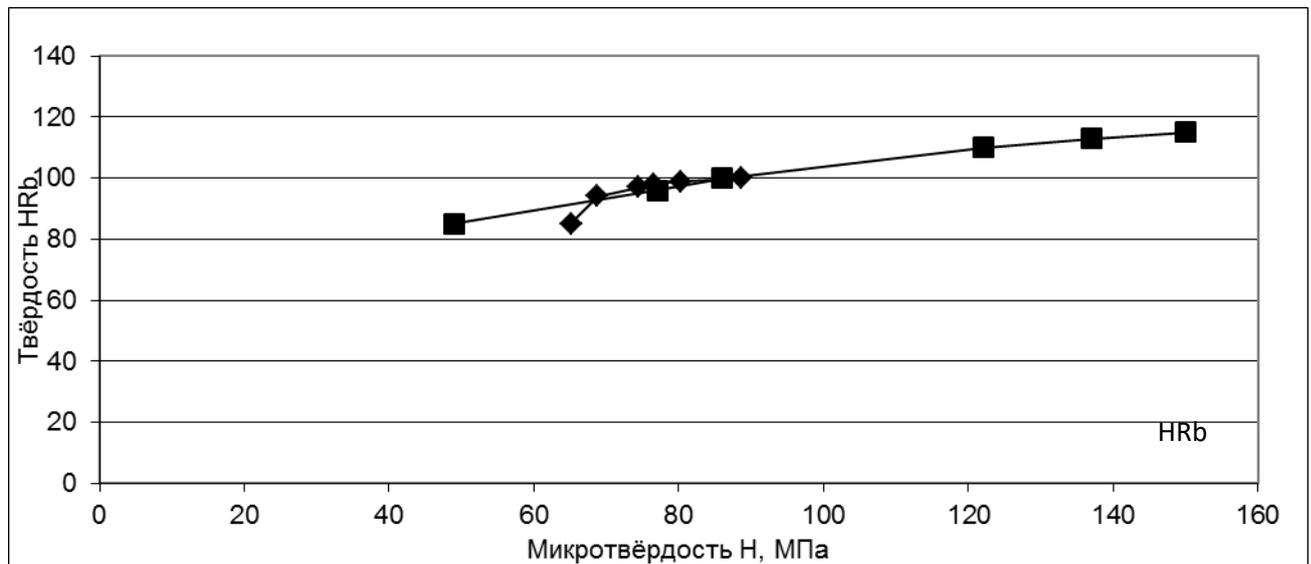


Рисунок 4.57- График тарировки твёрдости и микротвёрдости для сплавов Д16 (◆) и АМг10 (■) в отожженном состоянии [220]

Сравнительный анализ полученных графиков (рис.4.57) показывает, что с ростом микротвёрдости H увеличивается и твёрдость HRb , и в целом, с учётом погрешностей измерения, находятся на одной линии.

После нахождения значений твёрдости по графику для определения временного сопротивления по числам твёрдости из источника [40] были получены зависимости предела прочности отдельных фаз, представленные на рисунках 4.58, 4.59.

В отожжённом состоянии (рис.4.58) структурные составляющие сплава Д16 имеют незначительные различия в упрочнении. При степени деформации образца более 20% графики их зависимости практически не различимы. Свойства фаз в

отожжённом состоянии ниже в среднем на 30%, чем после закалки и старения, что свидетельствует о наличии внутренних напряжений в их кристаллической решётке.

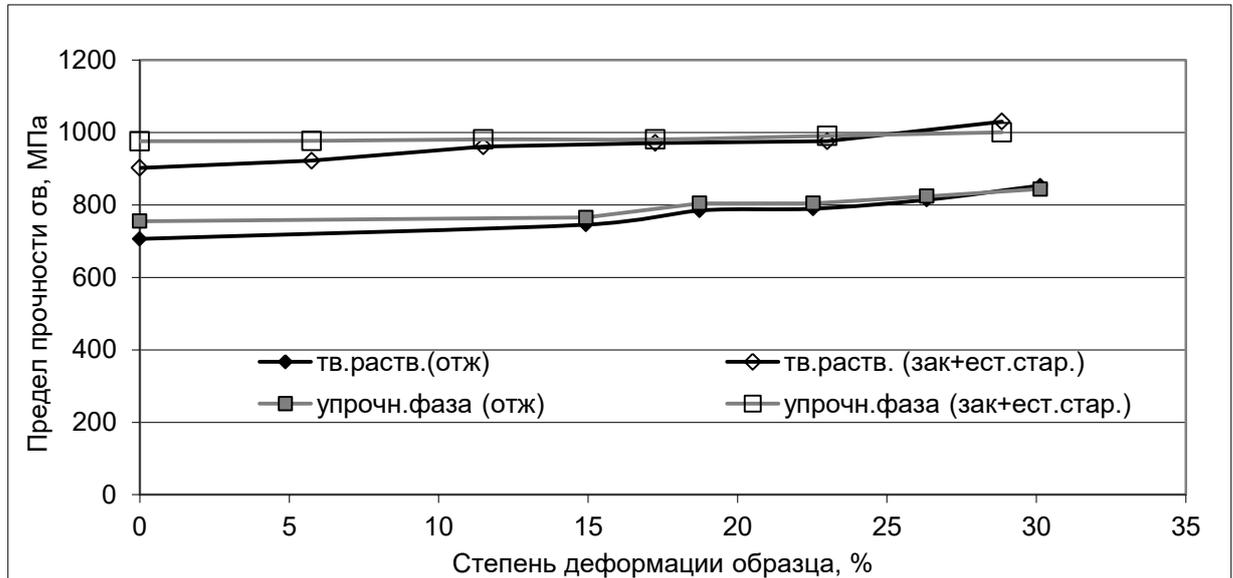


Рисунок 4.58 – Изменение предела прочности структур сплава Д16 от степени деформации образца в отожжённом и закалённом естественно состаренном состоянии [220]

Проведение закалки и старения кардинально меняет картину зависимости предела прочности фаз от степени деформации образца (рис.4.60) : интерметаллид Θ более прочен и менее подвержен упрочнению, в то время как твёрдый раствор интенсивно упрочняется со значений 900 МПа до 1030МПа при наибольшей степени деформации.

Структура сплава АМг10 позволила наряду с фазами, установить свойства границы зерна, которые показали (рис.4.59), что в отожжённом состоянии изменение её предела прочности находится в большей мере между графиками зависимости для обеих фаз, а в закалённом и состаренном состоянии – к свойствам твёрдого раствора.

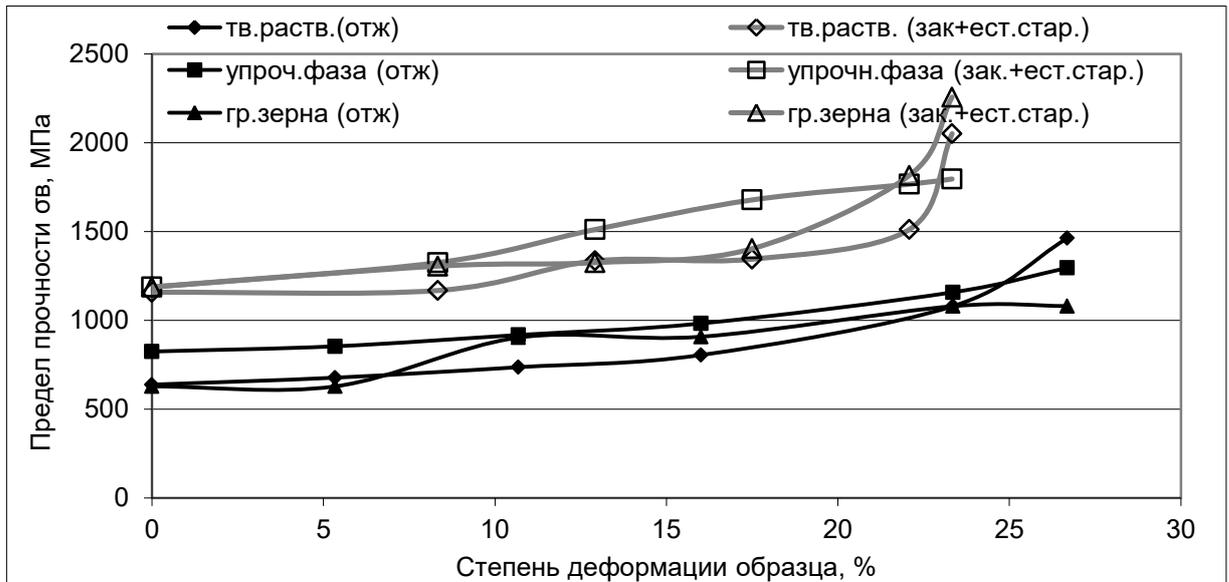


Рисунок 4.59 – Изменение предела прочности структур сплава АМг10 от степени деформации образца в отожженном состоянии [220]

Следовательно, выделяясь вдоль границ зёрен, β -фаза находится на некотором расстоянии от них. В закалённом и состаренном состоянии обе фазы прочнее процентов на 40-50% по сравнению с отожженным состоянием. Очевидно, их кристаллическая решётка имеет иную структуру и состав. Прочность твёрдого раствора после закалки и старения выше, чем в отожженном состоянии, что объясняется незавершённостью распада пересыщенного твёрдого раствора и повышенным содержанием в нём растворённых легирующих элементов.

Для сравнения полученных результатов с расчётными данными значения механических свойств сведены в таблицу 4.9.

Анализ данных таблицы 4.9 показывает, что предел прочности, полученный в результате расчётов, оказался сильно завышенным. Особенно это касается результатов, полученных для Θ -фазы. Хотя, если обратиться к анализу истинных кривых упрочнения, то диапазон изменения истинного сопротивления деформированию довольно широкий, и полученные расчётные данные полностью находятся в пределах его изменения для Θ -фазы.

Расчётные значения предела прочности β -фазы (табл. 4.9) оказались незначительно выше экспериментальных. Значения предела прочности твёрдого раствора в обоих сплавах в 3-5 раз выше аналогичных значений сплава АМГ1. Вероятно, при проведении расчётов по данным нормативных документов следует выбирать в качестве свойств твёрдого раствора более прочные сплавы. В этом случае расхождения между расчётными данными и экспериментальными значениями будут не заметны.

Таблица 4.9 – Сводные данные значений механических свойств упрочняющих фаз исследованных сплавов

Фаза	Расчёт			Эксперимент		
	Данные	σ_B , МПа	δ , %	Состояние	σ_B , МПа	δ , %
Θ	Сравнение сплавов	1520-4050	-100	Отжиг	750-800	30-31
	Анализ кривых растяжения	3250-4250	-1,5...13	Закалка +старение	980-1000	29-30
β	Сравнение сплавов	1230-2140	-10	Отжиг	800-1300	26-27
	Анализ кривых растяжения	2990-3120	4,5...-1	Закалка +старение	1200-1800	23-24

Значения предельной деформации интерметаллидов, полученные в результате исследования деформации зёрен и включений, оказались на порядок выше, чем относительное удлинение фаз, значения которого получены расчётным путём.

Обработка фотографий микроструктуры позволила получить зависимости утонения зёрен (α -фазы) и интерметаллидов от общей деформации образцов, приведённые на рисунках 4.60, 4.61. Поскольку утонение образцов неравномерно

по длине, то в качестве значения для оси абсцисс выбирали то, которое обладает наибольшей вероятностью. Для этого строили графики нормального распределения, по которым выбирали необходимые данные. Затем по полученным экспериментальным точкам строили графики и подбирали аппроксимирующие зависимости с наибольшим коэффициентом корреляции. Вспомогательная биссектриса угла $\varepsilon_{обр} = \varepsilon_{зерн}$ показывает равенство соответствующих деформаций образца и зёрен и необходима для наглядности анализа. Кривые, лежащие выше этой линии, показывают превышение деформаций зёрен над деформацией образца.

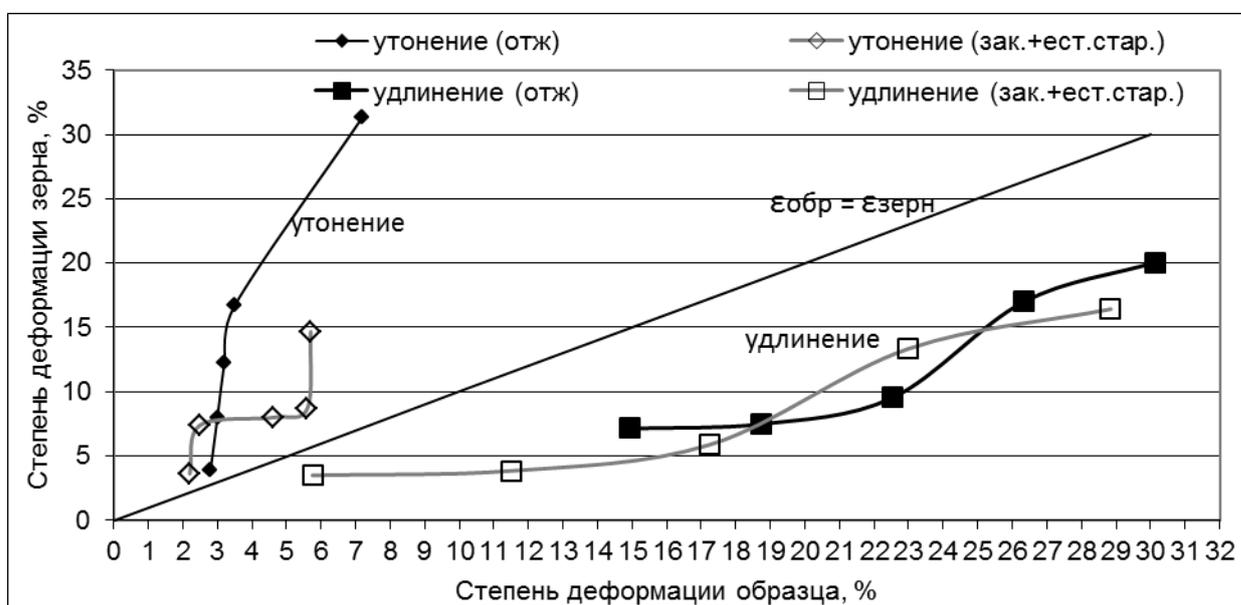


Рисунок 4.60 – График зависимости удлинения и утонения зерен от степени соответствующей деформации образцов из сплава Д16 в отожженном и закаленном, естественно состаренном состоянии [220]

Деформация удлинения образца в 1,5 раза превышает деформацию удлинения зёрен в сплаве Д16 после отжига (рисунок 4.60). Средние значения утонения зёрен в отожженных образцах из сплава Д16 оказалось практически в 5 раз больше деформации утонения образца в целом.

В закаленном и состаренном состоянии у сплава Д16 (рисунок 4.60) также, как и в отожженном, наблюдается увеличение удлинения зёрен по мере роста

продольной деформации образца, однако максимальная деформация удлинения образца практически в 2 раза превышает удлинения зёрен. Сужение зёрен, как и в отожжённом состоянии превышает утонение образцов, что также может быть результатом объёмного протекания пластической деформации.

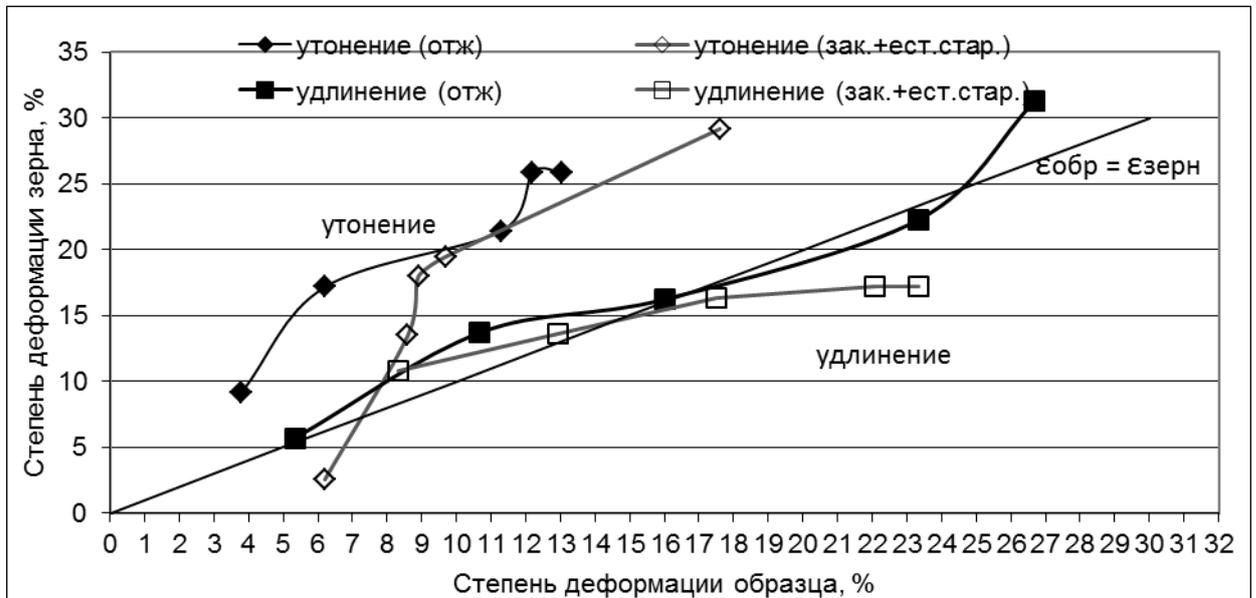


Рисунок 4.61 – Изменение удлинения и утонения зёрен от степени соответствующей деформации образцов из сплава АМг10 в отожжённом и закалённом, естественно состаренном состоянии [220]

У сплава АМг10 в отожженном состоянии (рисунок 4.61) деформация утонения образцов около 2 раз больше, чем утонение зёрен. Изменение деформации удлинения зёрен с ростом удлинения образца происходит рядом с биссектрисой угла $\epsilon_{обр} = \epsilon_{зерн}$, причём в самом начале деформации удлинение зёрен незначительно превышает удлинение образца, затем приближается к нему и несколько «отстаёт», и в области деформаций разрушения снова превышает.

Удлинение зёрен после закалки и последующего старения на первых этапах деформирования превышает удлинение образцов, но при степени деформации образца около 15% отстаёт от удлинения образца. Деформация утонения зёрен в закалённом и состаренном состоянии превышает деформацию образца в целом.

Объяснить такие результаты можно следующим образом. С одной стороны, толщина зёрен по сечению листовой заготовки неодинакова. Полученные в процессе прокатки листы имеют на поверхности зоны затруднённой деформации. Эти периферийные слои из-за контактного трения с валками либо не деформируются, либо вступают в процесс пластической деформации в последнюю очередь. Поэтому в них металлографическая и кристаллографическая ориентировка зёрен будет сильно отличаться от текстуры центральных слоёв. В результате чего центральные слои листа деформируются сильнее даже в случае последующего формоизменения, т.к. их расположение по отношению к деформирующей нагрузке более благоприятно. То есть распределение деформации по толщине листа, так же, как и по длине, неравномерно. Микрошлифы исследовались в основном в центральных слоях листа, поэтому в них деформация оказалась выше, чем в целом для образца.

Деформация образца в целом приводит к увеличению степени деформации зерна для обоих состояний поставки рассматриваемых сплавов. Расхождения между значениями соответствующих деформаций образца и зёрен могут быть следствием неравномерности структуры по толщине листа, а также появлением деформаций скручивания зёрен.

В некоторых высокопрочных сплавах количество интерметаллидов достигает 20%, что приводит к снижению их пластичности и штампуемости (табл. 4.10), особенно при закалке и последующем перестаривании. Механизм такого влияния изучен для ряда материалов, в том числе для высокотекстурованных алюминиевых сплавов [181, 182], но для сплавов на основе интерметаллидных фаз представляет научный и практический интерес.

Данные таблицы 4.10 интерпретированы в виде рисунка 4.62, анализ которого показывает, что увеличение суммарного содержания фаз, а следовательно и энтропии, приводит к увеличению числа текучести, что негативно влияет на штампуемость. Для сплавов системы Al-Mg однозначной оценки влияния фазового состава и энтропии распределения фаз сделать нельзя: число текучести растёт при увеличении содержания фаз до 2%, а затем

наблюдается плавное, практически незаметное снижение числа текучести. Следовательно, наихудшей штампуемостью будут обладать сплавы АМг2, АМг3.

Таблица 4.10 - Влияние упрочняющих фаз на число текучести технического алюминия и сплавов систем Al–Cu–Mg и Al–Mg в закаленном и естественно состаренном состояниях [35]

Сплав	qθ(S),%		n=σ _{0,2} /σ _B	δ,% (не менее)	Сплав	qβ,%		n=σ _{0,2} /σ _B	δ,% (не менее)
	min	max				min	max		
АД0	0	0	0,5	37	АМг1	0	0	0,34	25
АД1	0	0	0,5	35	АМг2	0	0	0,53	23
Д18	4,0	5,6	0,55	24	АМг3	4,5	6,3	0,52	25
Д1	7,1	8,9	0,61	12	АМг5	9,3	12,3	0,5	20
Д16	qθ=1,1–1,6 qS=6,1–8,1		0,64	10	АМг6	12,3	15,3	0,5	20
Д19	7,1	8,0	0,74	10	АМг10	24,3	26,4	0,5	18

* Наилучшая штампуемость соответствует низким значениям числа текучести

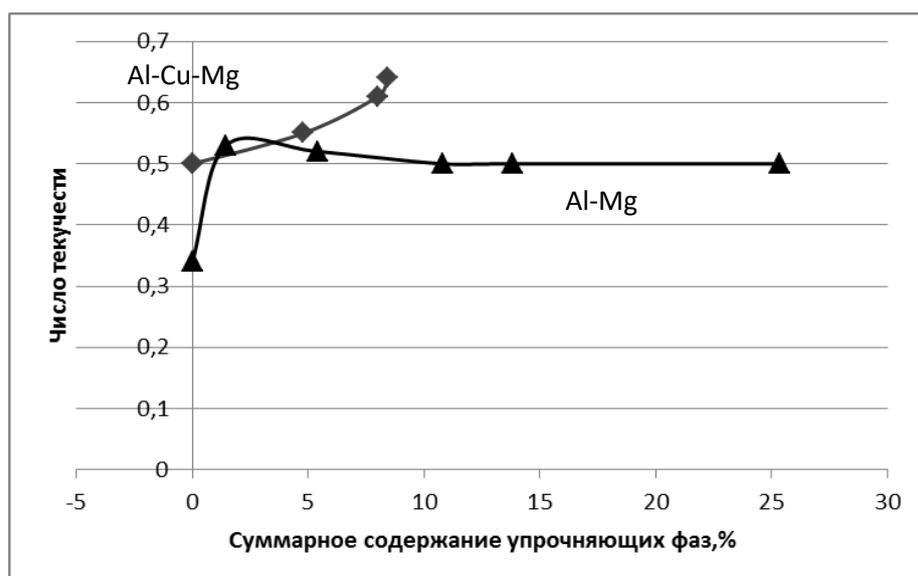


Рисунок 4.62 – Изменение числа текучести в сплавах системы Al–Cu–Mg и Al–Mg, построенные по данным справочника [35]

Результаты исследования микроструктуры и микротвёрдости сплавов Д16 и АМг10 в отожжённом и закалённом и естественно состаренном состоянии показали, что свойства упрочняющих фаз в сплавах меняются в зависимости от исходного состояния поставки. В отожжённом состоянии твёрдый раствор и упрочняющие фазы показывают в среднем на 28-40% пониженные значения прочности, чем в закалённом и естественно состаренном состоянии. Значения прочности упрочняющих фаз, полученные в результате экспериментального исследования, показали значительные расхождения с результатами расчётов. Причина такого расхождения кроется в усреднённости информации справочников, в то время как экспериментальные данные дают информацию по определённому полуфабрикату или изделию.

4.7 Изменение структурной энтропии при рекристаллизации

Изменение структурной энтропии, рассчитанной по кривым растяжения, от степени холодной деформации и температуры нагрева образцов представлено на рисунке 4.63 для сплава Д16 и на рисунке 4.64 для сплава АМг10. Температура нагрева выбралась таким образом, чтобы при одной температуре рекристаллизация прошла полностью, а при другой температуре – рекристаллизация прошла частично. Полноту протекания процесса рекристаллизации можно было оценить на основании изменения основных механических свойств, данные по которым представлены в статье [282].

Как видно из зависимостей структурной энтропии сплава Д16 (рис.4.63), после деформации структурная энтропия имеет низкие показания, по мере увеличения степени деформации от 6 до 18% структурная энтропия снижается. Далее, в зависимости от предварительной степени деформации, уровень структурной энтропии сплаве Д16 при отжиге изменяется: для образцов, деформированных со степенями 6 и 18%, наблюдается рост структурной энтропии, что свидетельствует о протекании рекристаллизации. При этом для образцов со степенью деформации 6% рост структурной энтропии не завершается, в то время как для образцов со степенью деформации 18% наступает максимум

структурной энтропии при температуре отжига около 350°C, после чего структурная энтропия снижается, что характеризует завершение этапа первичной рекристаллизации. Степень деформации образцов 12% приводит к снижению структурной энтропии по мере проведения отжига, но отжиг при температуре 450°C приводит к повышению структурной энтропии.

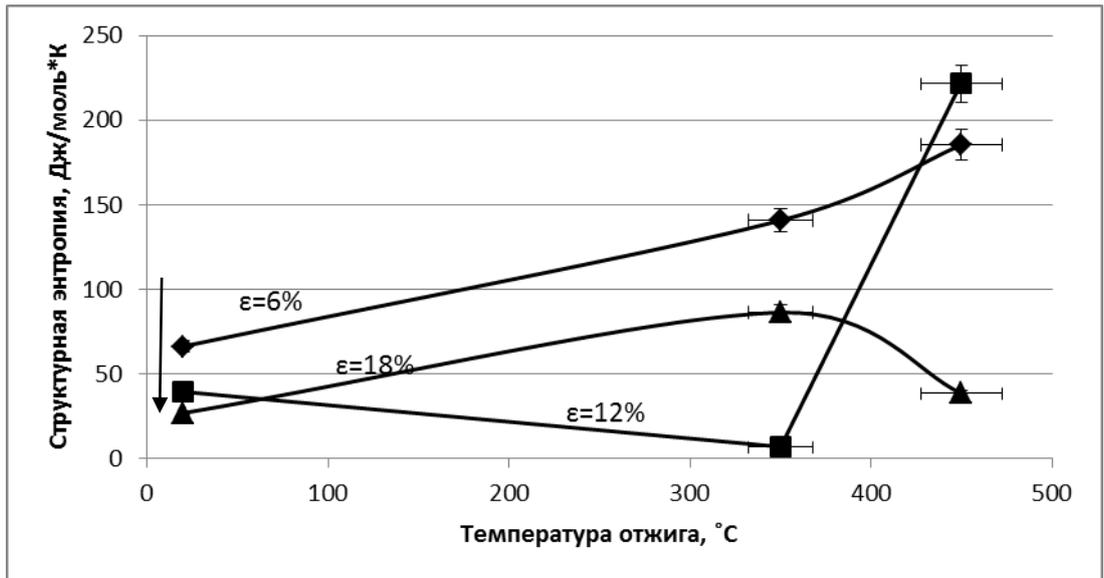


Рисунок 4.63 - Изменение структурной энтропии в сплаве Д16 после деформации и отжига

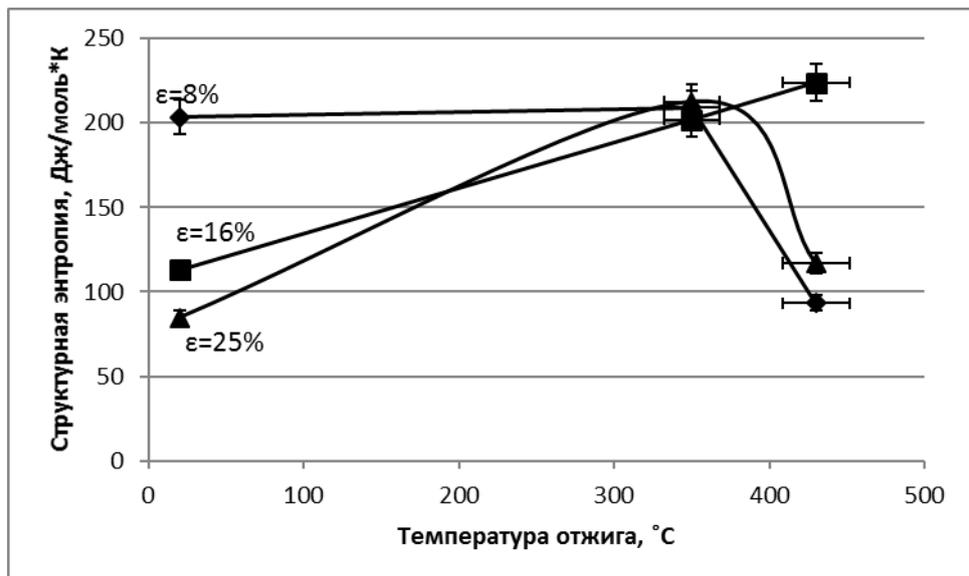


Рисунок 4.64 - Изменение структурной энтропии в сплаве АМг10 после деформации и отжига [282]

В сплаве АМг10, деформированном со степенью 16% (рис.4.64), происходит монотонный рост структурной энтропии. После деформации обоих сплавов с максимальными обжатиями происходит увеличение структурной энтропии при низких температурах отжига, а затем снижение энтропии при полном протекании рекристаллизации. Это количественное изменение хорошо объясняет одновременное наличие в структуре как рекристаллизованных зёрен, так и зёрен, сохранивших нагартовку. Наиболее высокие значения структурной энтропии после отжига оба сплава имеют в том случае, если деформированы со степенями 12 и 16%. Для степени деформации 8% в сплаве АМг10 изменения структурной энтропии не происходит при нагреве образцов до температуры 350°С, а затем при более высокой температуре нагрева структурная энтропия снижается.

4.8 Изменение структурной энтропии в зависимости от толщины образца листового сплава АМг2

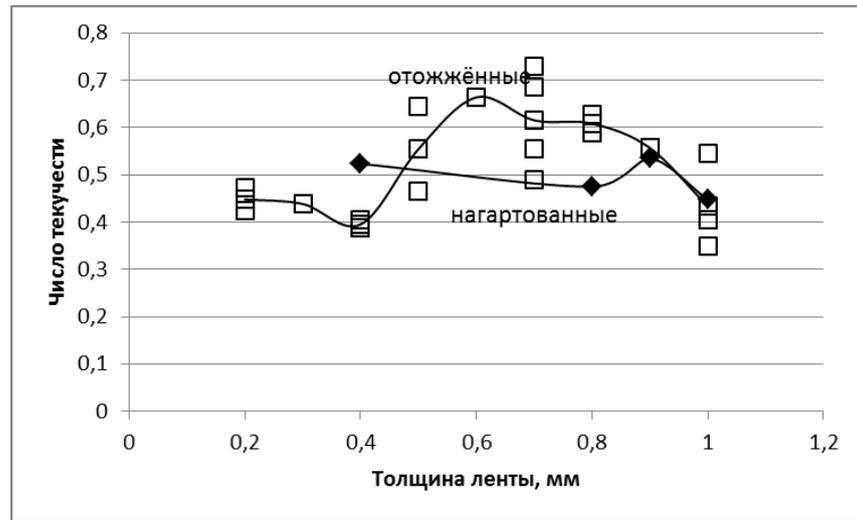
В результате проведения холодной прокатки, испытаний на одноосное растяжение и обработки полученных результатов были получены следующие графики зависимости структурной энтропии и числа текучести от толщины заготовок (рис. 4.65) [283].

Анализ рисунка 4.65 показывает, что уменьшение толщины образца при прокатке приводит к снижению структурной энтропии при толщине около 0,8 мм, затем структурная энтропия не изменяется, оставаясь на очень низком уровне.

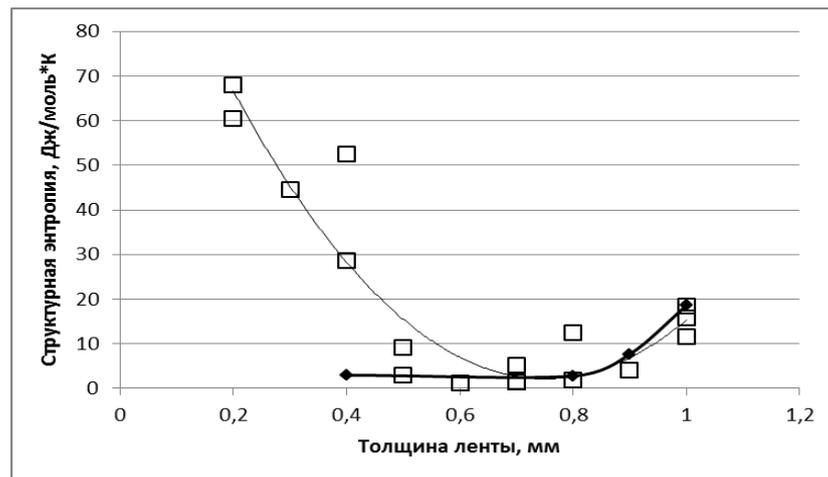
Отжиг нагартованных листов приводит к снижению структурной энтропии при уменьшении толщины образца до 0,8 мм, затем наблюдается повышение структурной энтропии.

При этом изменяется и штампуемость: число текучести незначительно увеличивается по мере уменьшения толщины образцов, при толщине около 0,9 мм число текучести имеет небольшой максимум. У отожжённых образцов это повышение числа текучести более заметное, максимум числа текучести наблюдается при толщине около 0,6 мм, затем число текучести снижается при

толщине около 0,4 мм и незначительно увеличивается при меньших значениях толщины.



а)



б)

Рисунок 4.65 – График зависимости числа текучести (а) и структурной энтропии (б) от толщины для образцов из сплава АМг2 в нагартованном (◊) и отожжённом (□) состоянии

4.9. Изменение текстурной энтропии

На рисунках 4.66 и 4.67 представлено изменение текстурной энтропии твёрдых растворов в сплавах АМг10 и Д16 с ростом степени холодной деформации в закалённом и отожжённом состояниях [280].

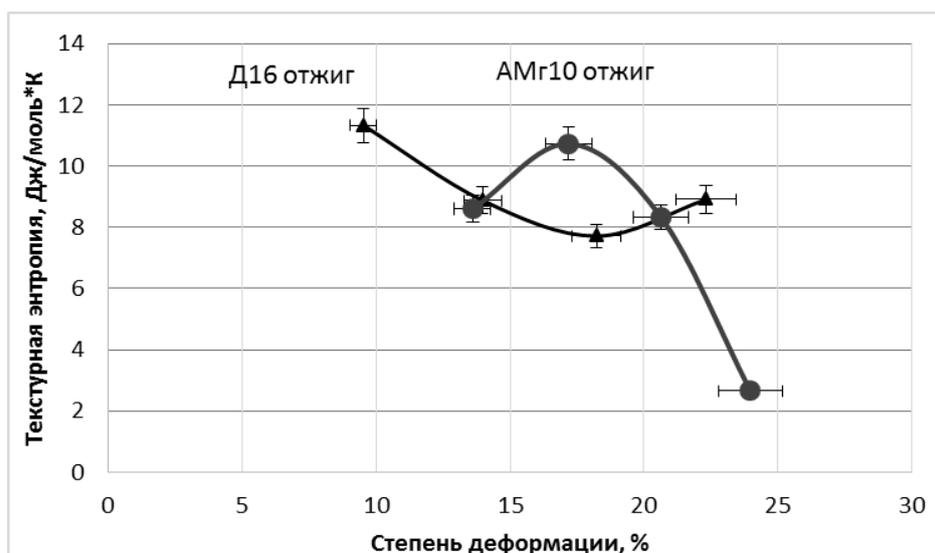


Рисунок 4.66 – Изменение текстурной энтропии твёрдых растворов в сплавах Д16 и АМг10 в отожжённом состоянии [280]

Из рисунка 4.66 видно, что при деформировании сплава АМг10 в отожжённом состоянии наблюдается сначала рост текстурной энтропии, а затем, после достижения максимума, её снижение. Для сплава Д16 деформирование в отожжённом состоянии приводит к снижению текстурной энтропии и после достижения минимальных значений при степени 18-20% наблюдается незначительный рост.

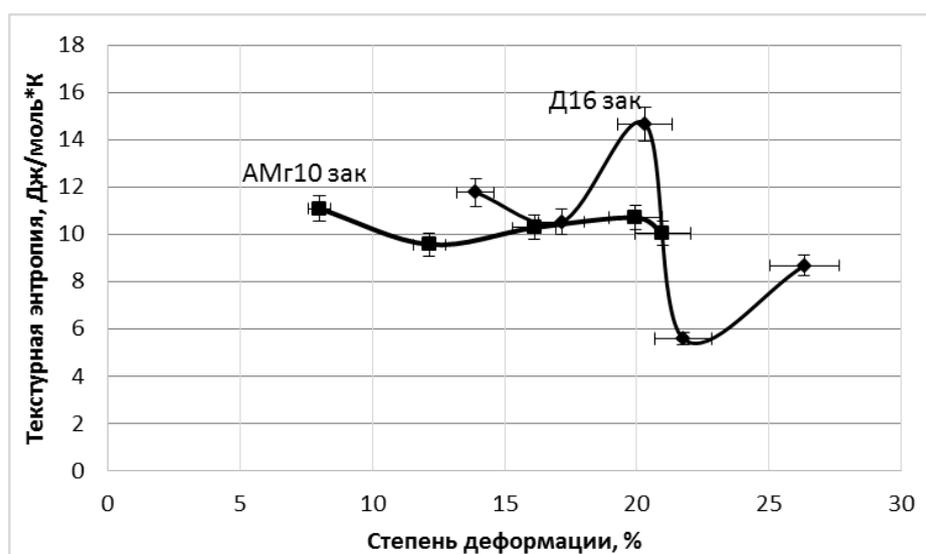


Рисунок 4.67 – Изменение текстурной энтропии твёрдых растворов в сплавах Д16 и АМг10 в закалённом состоянии [280]

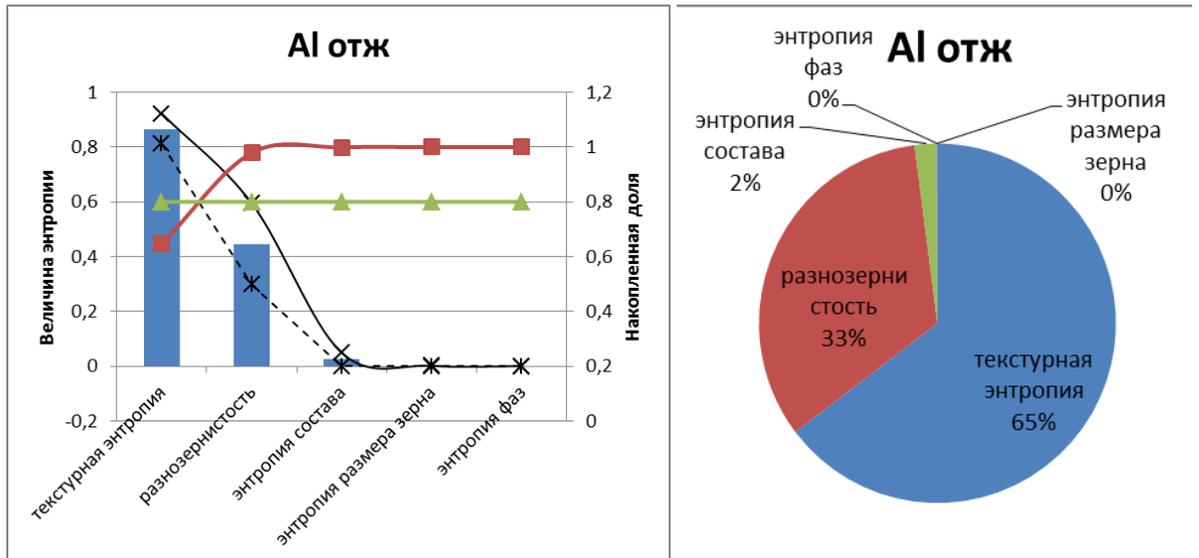
Деформирование сплавов в закалённом и естественно состаренном состоянии (рис.4.67) приводит к изменению энтропии текстуры по кривой с максимумом и минимумом. Эти колебания текстурной энтропии более ярко выражены для сплава Д16, и слабо выражены для сплава АМг10. В закалённом и естественно состаренном состоянии оба сплава имеют более высокий уровень текстурной энтропии, чем в отожжённом.

4.10 Влияние структурных особенностей на структурную энтропию сплавов

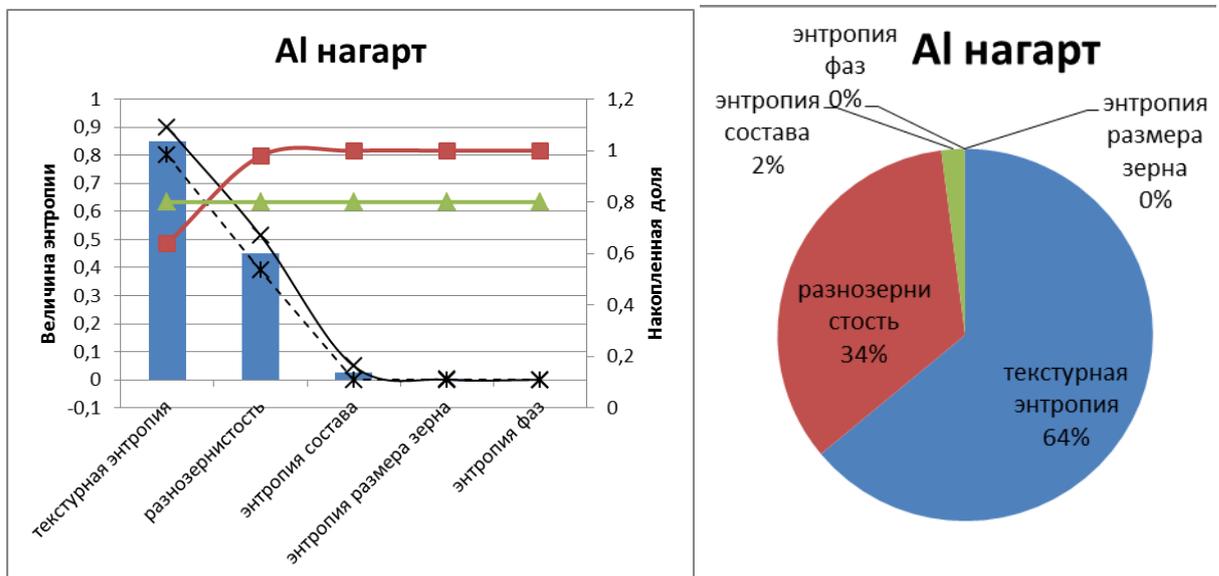
Построение диаграмм Парето (рис.4.68-4.73) позволило выявить факторы структуры, оказывающие наибольшее влияние на структурную энтропию. Для этого анализа потребовался расчёт величины структурной энтропии по каждому фактору влияния (химически и фазовый составы, размер зерна и разнотернистость, кристаллографическая текстура) в нормированном виде, т.е. рассчитанной величины, отнесённой к максимально возможному значению.

Из рис.4.68 видно, что для технически чистого алюминия наибольшее влияние на структуру оказывает энтропия кристаллографической текстуры (текстурная энтропия), разнотернистость и энтропия смешивания (химического состава). Причём ключевой особенностью структуры, составляющей 80% от весовой доли всех факторов, является кристаллографическая текстура.

На рисунке 4.69 видно, что легирование алюминия марганцем в количестве около 1% приводит к появлению слагаемых энтропии фаз и энтропии размера зерна на круговой диаграмме.

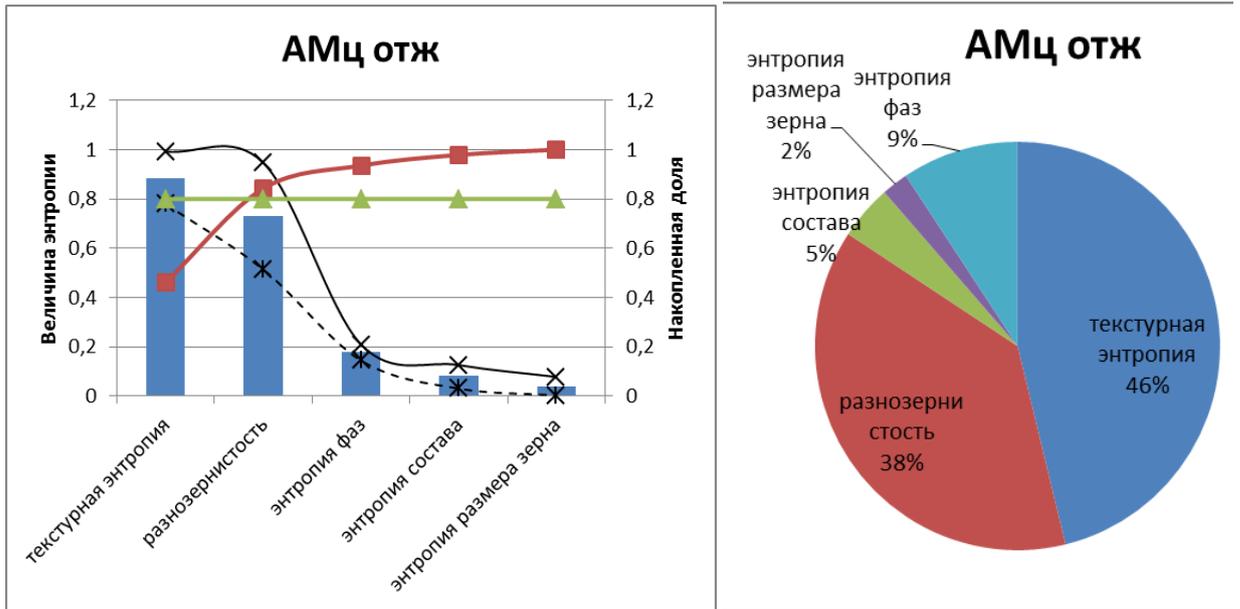


а)

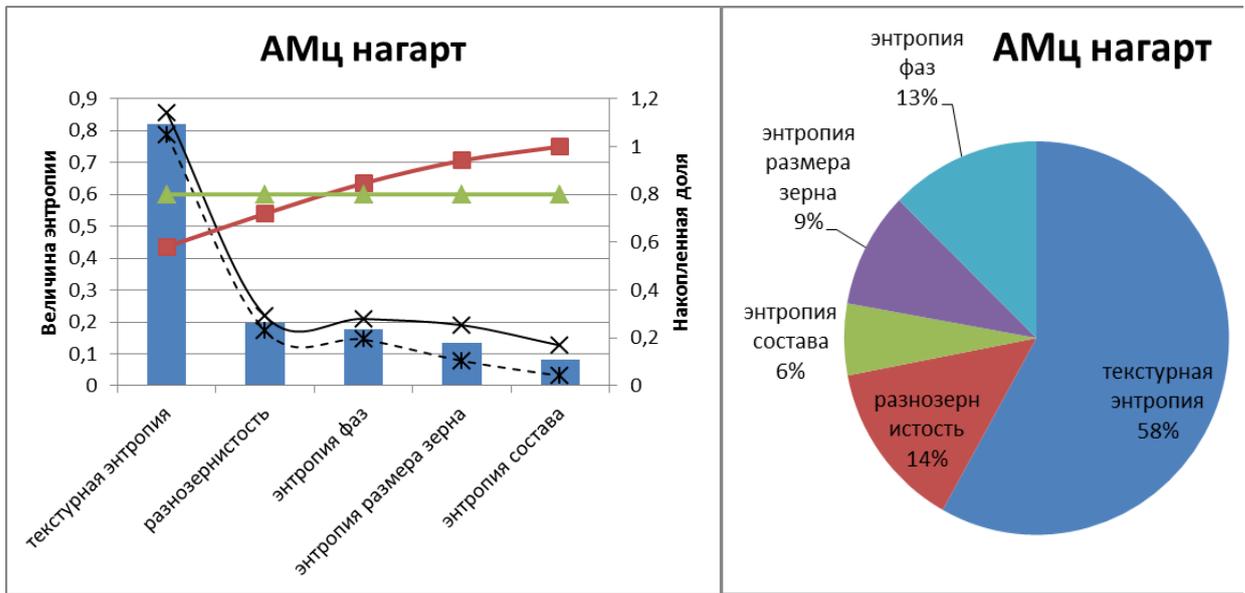


б)

Рисунок 4.68 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из технического алюминия: а) в отожжённом состоянии, б) в нагартованном состоянии [284]

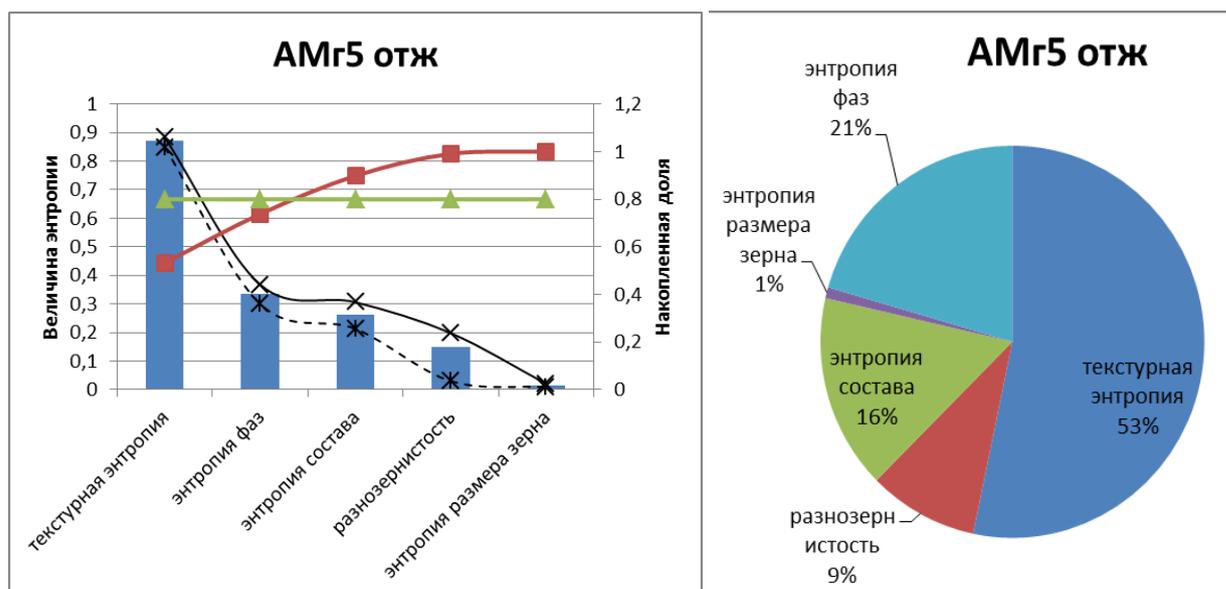


а)

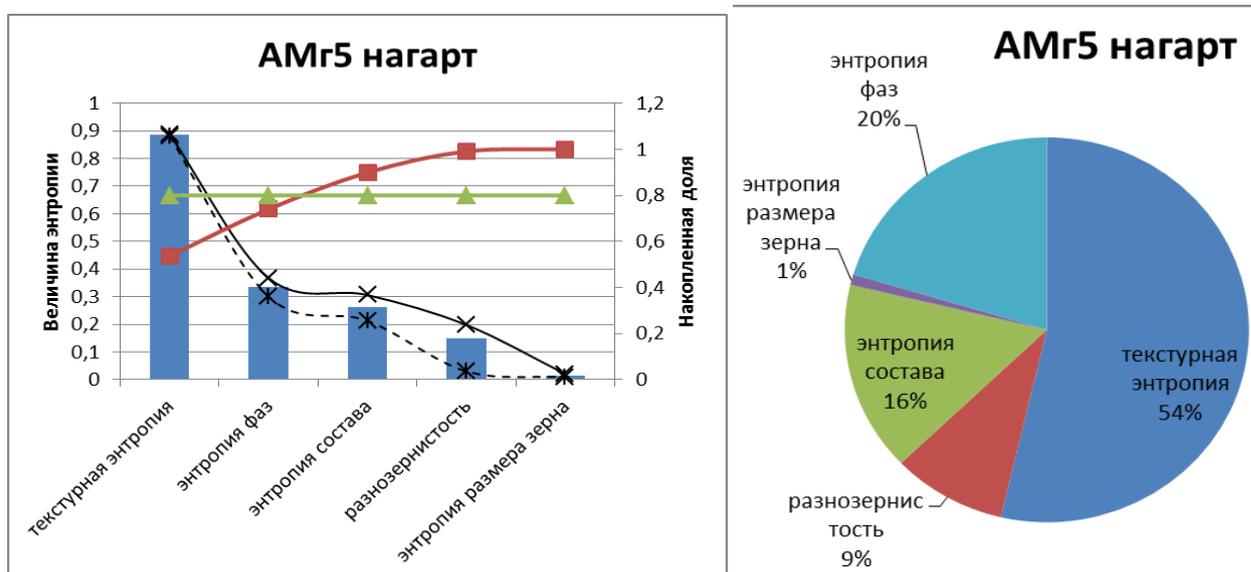


б)

Рисунок 4.69 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из сплава АМц: а) в отожжённом состоянии, б) в нагартованном состоянии [284]



а)

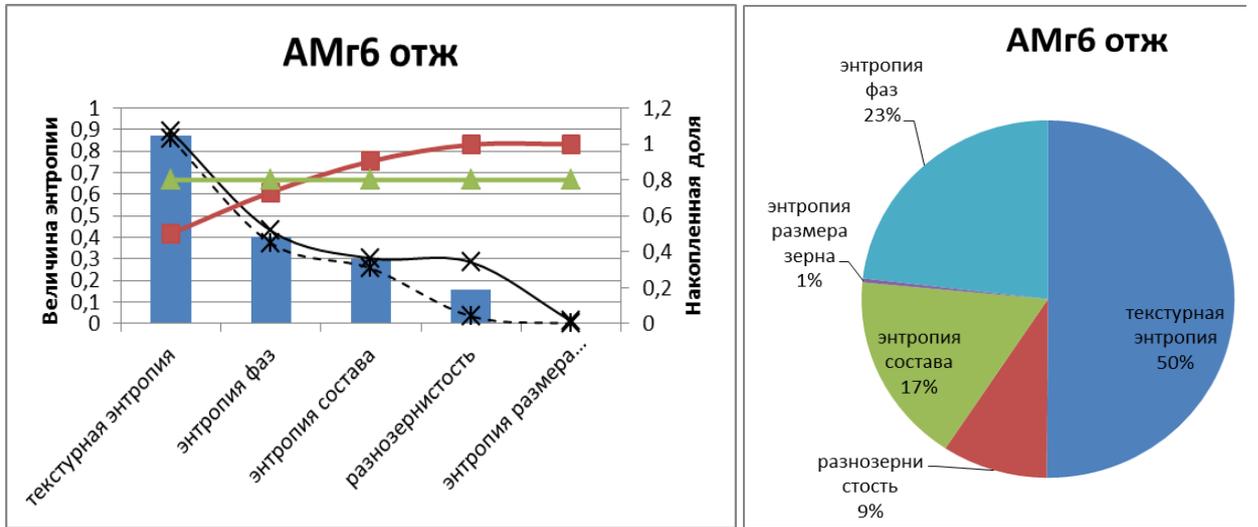


б)

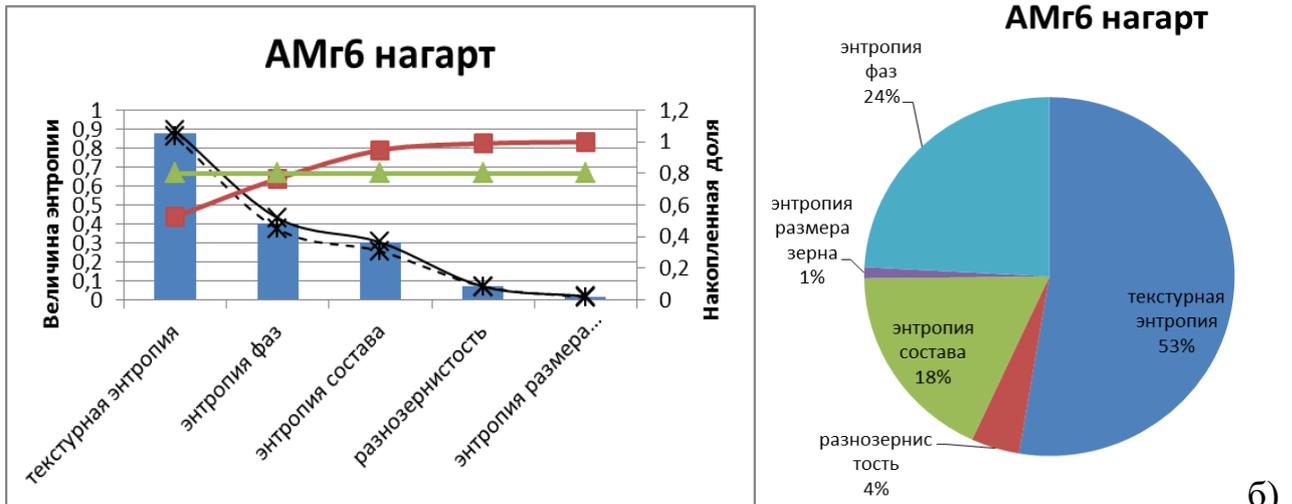
Рисунок 4.70 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из сплава АМг5: а) в отожжённом состоянии, б) в нагартованном состоянии [284]

По мере добавления легирующих элементов (рис.4.68...7.73) в сплавах АМц, АМг5, АМг6, Д16 и АМг10 возрастает влияние фаз и энтропия размера зерна. Это становится понятным, если учесть, что легирование алюминия марганцем и медью приводит к измельчению зерна, а соответственно увеличению их количества и повышению энтропии. При этом влияние разнозернистости

снижается, т.к. размер зерна становится более однородным. В сплавах АМг5, АМг6, Д16 и АМг10 в отожжённом состоянии ключевыми факторами являются текстурная энтропия и энтропия фаз.

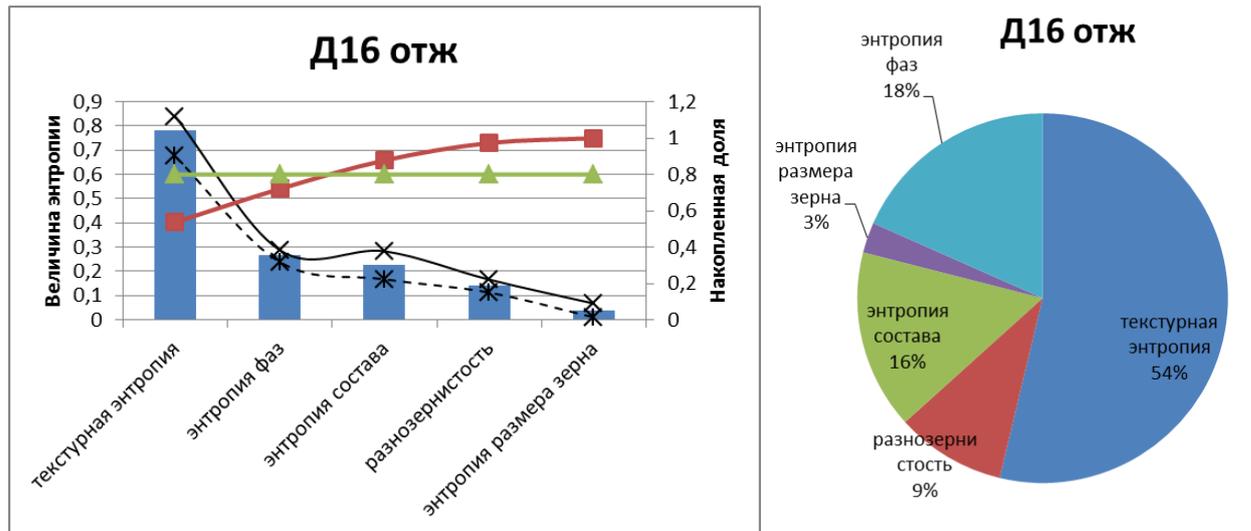


а)

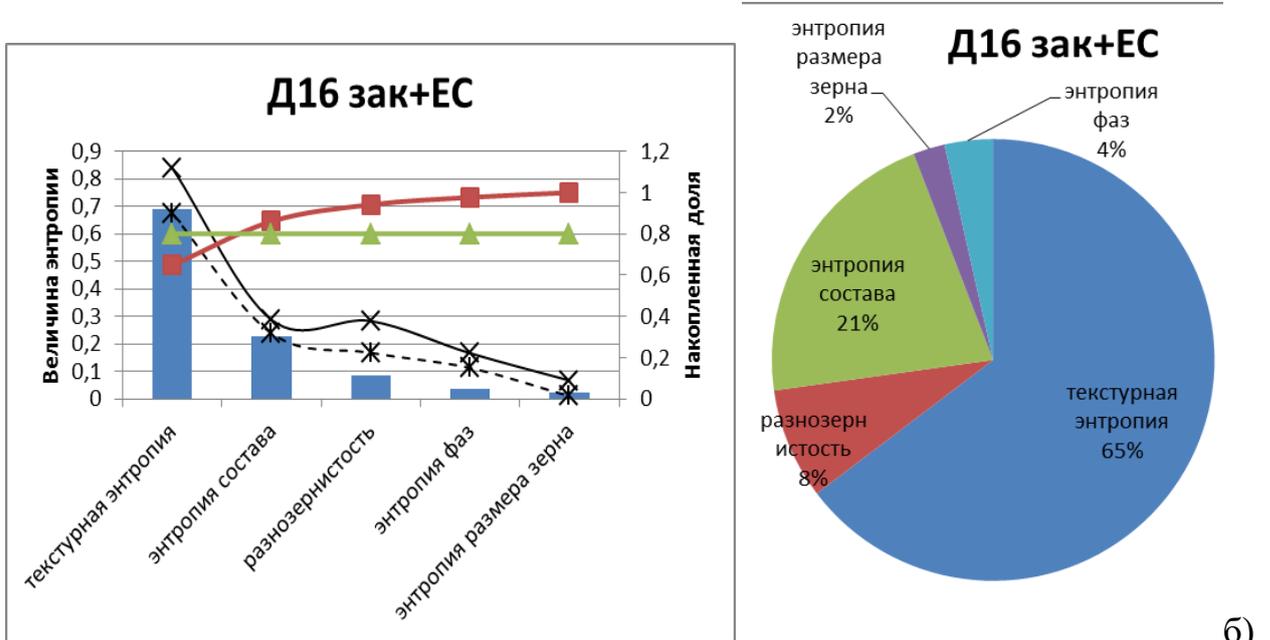


б)

Рисунок 4.71 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из сплава АМг6: а) в отожжённом состоянии, б) в нагартованном состоянии [284]



а)

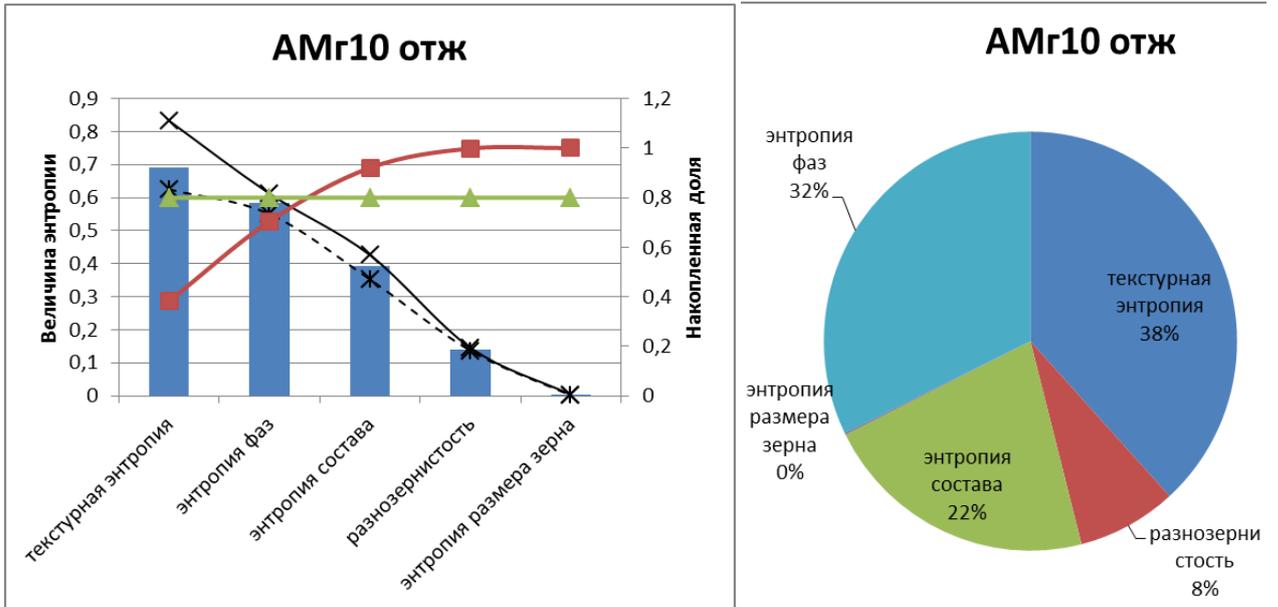


б)

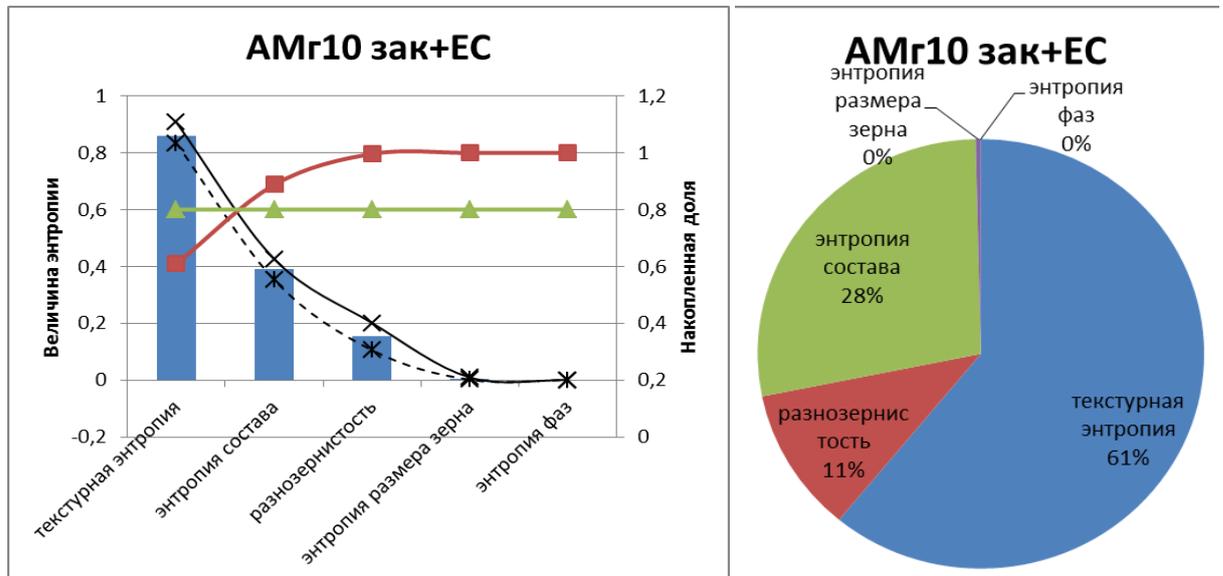
б)

Рисунок 4.72 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из сплава Д16: а) в отожжённом состоянии, б) в естественно состаренном состоянии [284]

Сопоставление результатов рисунков 4.66, 4.67, 4.72 и 4.73 показывает, что текстурная энтропия в закалённом и естественно состаренном состоянии имеет большую долю в суммарной структурной энтропии обоих сплавов, чем в отожжённом состоянии (АМг10 и Д16).



а)

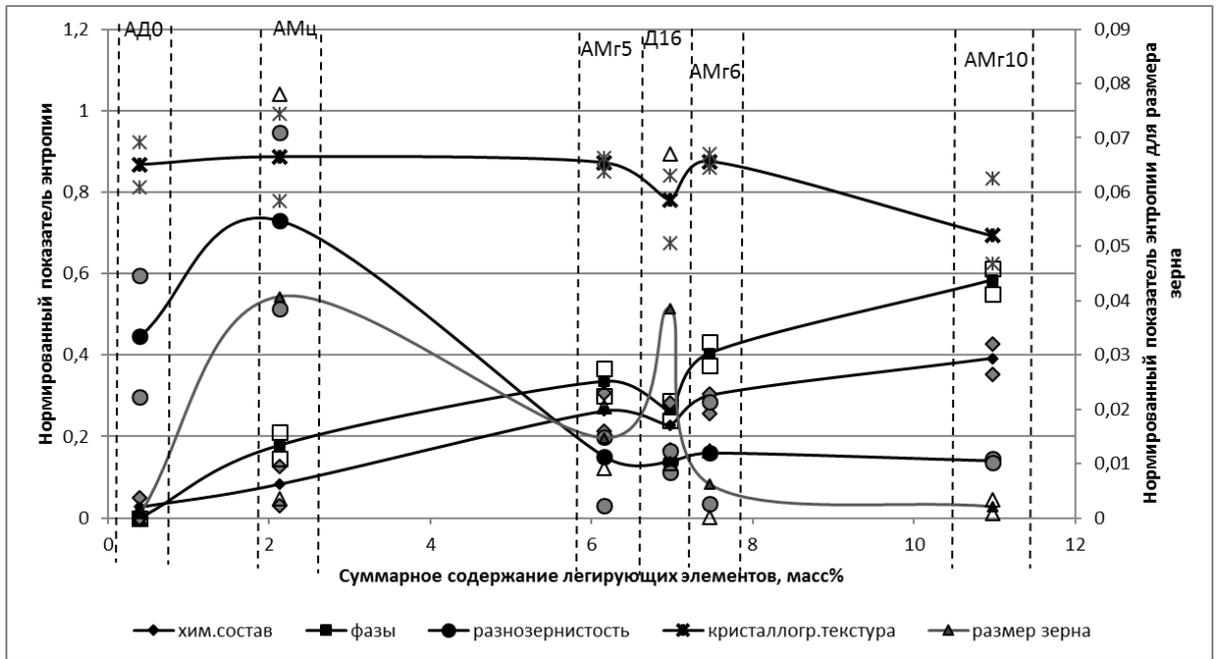


б)

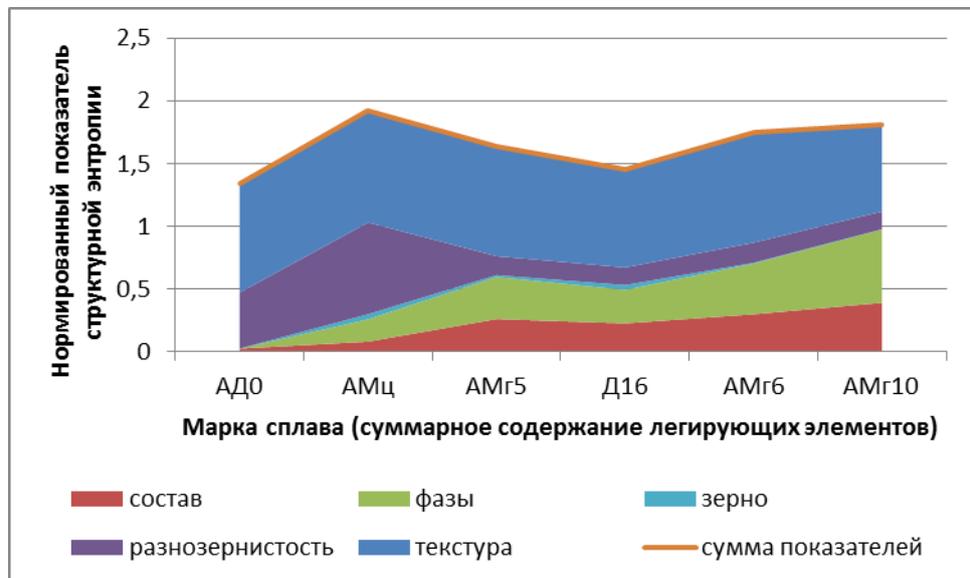
Рисунок 4.73 – Диаграмма Парето и весовые доли структур в общей структурной энтропии листов из сплава AMg10: а) в отожжённом состоянии, б) в естественно состаренном состоянии [284]

Построение обобщённых диаграмм структурной энтропии в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов (рис.4.74) в сплавах в отожжённом состоянии показывают, что легирование приводит к росту энтропии смешивания (химического состава) и энтропии фазового состава по мере увеличения содержания легирующих элементов. Точечная диаграмма (рис.4.74, а)

позволяет детально провести анализ изменения каждой энтропии структуры, а диаграмма с накоплением (4.74, б) – провести анализ изменения доли влияния каждого слагаемого в их сумме.



а)



б)

Рисунок 4.74 – Изменение доли структур в общей структурной энтропии листов из исследуемых сплавов в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов: а) точечная диаграмма, б) диаграмма с накоплением [284]

Из рисунка 5.74,а видно, что увеличение содержания легирующих элементов приводит к росту структурной энтропии и вызывает рост энтропии, вносимой количеством упрочняющих фаз. Изменение энтропии, вносимой размером зерна, происходит не только на основании количества легирующих элементов, но и влияния этих элементов на размер зерна. Так, марганец и медь способствуют измельчению зёрненной структуры, что приводит к росту количества зёрен в пределах представительского объёма и вызывает рост энтропии от размера зерна. Магний способствует укрупнению размера зерна и тем самым вызывает снижение энтропии.

Доля, вносимая размером зерна в общую структурную энтропию, ничтожно мала по сравнению с другими факторами, даже для мелкозернистой структуры в сплавах АМц и Д16, приводящей к повышению значений структурной энтропии, обусловленной размером зерна. Высокое содержание легирующих элементов в сплавах АМг5, АМг6, Д16, АМг10 приводит к снижению доли энтропии, вносимой разнотернистостью. Доля, вносимая кристаллографической текстурой в общую структурную энтропию, с ростом содержания легирующих элементов, изменяется незначительно, но для сплава Д16 наблюдается впадина текстурной энтропии. Т.е. химический состав сплавов оказывает влияние на все слагаемые структурной энтропии, видоизменяется и кристаллографическая текстура. При этом роль оказывает не только суммарное содержание легирующих элементов, но и природа этих элементов (медь, марганец, магний).

Вызывает интерес соответствие результатов расчёта структурной энтропии, рассчитанной по различным методикам: на основании аппроксимации кривых растяжения и на основании учёта различных структурных факторов. Результаты этого сравнения показаны на рисунке 4.75.

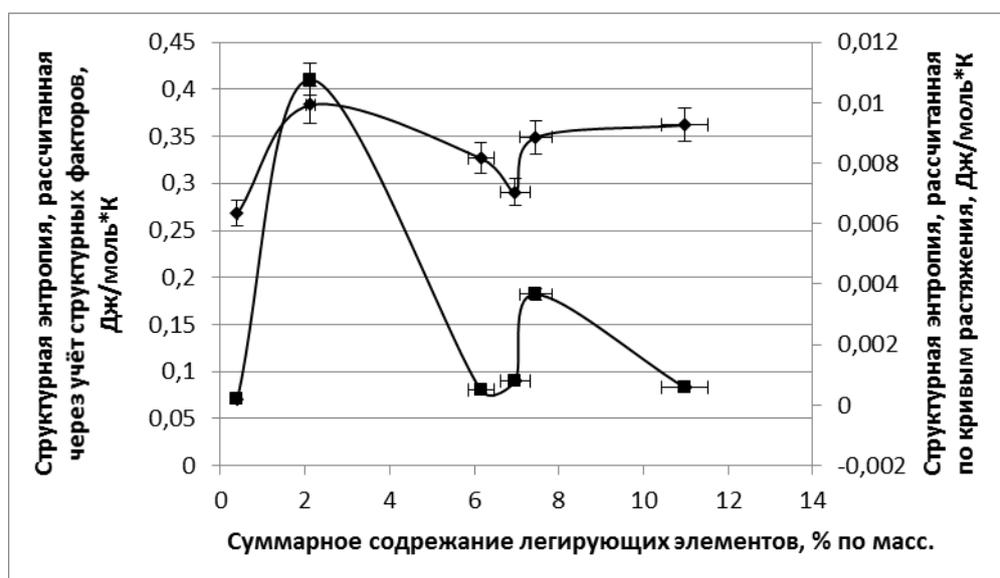


Рисунок 4.75 – Изменение структурной энтропии листов, рассчитанной по кривым растяжения (■) и с учётом структурных факторов (◆) из исследуемых сплавов в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов [284]

Из рисунка 4.75 видно, что характер изменения энтропии, значения которой получены по разным методикам, совпадает. Различия в значениях могут быть связаны с тем, что диаграммы растяжения образцов из каждого сплава индивидуальны, в связи с чем их математическая аппроксимация и результаты расчёта структурной энтропии могут иметь значительные расхождения [284].

4.11 Выводы по главе 4

Применение разработанных методик оценки однородности зёрненной структуры позволило установить количественные зависимости между режимами деформирования и термообработки листовых алюминиевых сплавов и разноструктурностью.

Оценка структурной энтропии по кривым растяжения показала, что увеличение разноструктурности сопровождается ростом структурной энтропии.

Выбор вида аппроксимирующей функции кривых растяжения не влияет на характер изменения структурной энтропии в зависимости от режимов обработки и получения конечной зёрненной структуры.

Дисперсность структуры в процессе деформирования листовых алюминиевых сплавов зависит от исходного состояния термообработки: отожжённого или закалённого и состаренного. На величину физического уширения линий интерференции рентгеновских лучей оказывают влияние микроискажения, которые, накапливаясь, приводят к фрагментации структуры, что отражается на величине размеров областей когерентного рассеяния.

Схема напряжённо-деформированного состояния оказывает влияние на размер зерна после рекристаллизации: схема деформации с преобладанием растягивающих деформаций приводит к получению более мелкозернистой структуры по сравнению со сжимающими деформациями, приводящими к более крупнозернистой структуре после отжига.

Полюсная плотность одноимённых кристаллографических плоскостей в алюминиевых сплавах с ростом степени холодной деформации зависит от марки сплава: чем выше содержание легирующих элементов в твёрдом растворе, тем выше полюсная плотность плоскостей (111), (200) и (220).

Исходное состояние сплавов перед деформированием оказывает влияние на изменение полюсной плотности: в отожжённом состоянии сплавы в целом показывают монотонное изменение полюсной плотности первых четырёх кристаллографических плоскостей (111), (200), (220) и (311). После закалки старения наблюдается волнообразное изменение полюсной плотности указанных плоскостей с ростом степени холодной деформации.

Положение кристаллографических плоскостей в упрочняющих фазах изменяется в зависимости от степени деформации, что свидетельствует об изменении структуры интерметаллидов при деформировании и может объяснить различие в значениях их микротвёрдости.

Отжиг сплавов АМг5 и АМг6 после холодной прокатки приводит к снижению текстурной энтропии, т.е. рекристаллизация способствует повышению упорядоченности кристаллографической текстуры. В сплаве АМг5 холодная деформация на начальных этапах приводит к снижению текстурной энтропии, а затем, за счёт увеличения доли влияния искажения кристаллической структуры,

приводит к росту текстурной энтропии. Поведение текстурной энтропии упрочняющих фаз зависит от степени легирования сплавов. В относительно низколегированных сплавах АМг5 и АМг6 текстурная энтропия β -фазы практически не изменяется при деформировании. В высоколегированных сплавах АМг10 и Д16 текстурная энтропия упрочняющих фаз зависит от исходного состояния сплавов: в отожжённом состоянии текстурная энтропия упрочняющих фаз увеличивается с ростом степени деформации, а в закалённом и состаренном изменяется незначительно, достигая незначительного максимума.

Структурная энтропия и неоднородность распределения упрочняющих фаз изменяются при старении в зависимости от температуры и продолжительности нагрева. При температурах старения 100°C и 200°C зависимости структурной энтропии и неоднородности распределения фаз имеют зеркальный характер, а при температуре старения 150°C – характер изменения структурной энтропии и неоднородности распределения фаз совпадает.

Структурная энтропия изменяется в зависимости от системы легирования содержания легирующих элементов: химический состав сплавов АД0, АМц, АМг5, АМг6, Д16, АМг10 оказывает влияние на все слагаемые структурной энтропии, вносимые фазовым составом, размером зерна и разнотернистостью, кристаллографической текстурой. Наибольшее влияние на структурную энтропию сплавов оказывает кристаллографическая текстура.

Зависимости структурной энтропии и обобщённого показателя штампуемости имеют зеркальный характер: рост структурной энтропии вызывает снижение показателя штампуемости, а её снижение – увеличение показателя штампуемости.

Зависимости структурной энтропии, рассчитанной по кривым растяжения и на основании факторов, оказывающих влияние на структурную энтропию, имеют схожий характер изменения в зависимости от суммарного содержания легирующих элементов.

5. Влияние структуры на штампуемость листовых сплавов

5.1 Влияние размера зерна и разнотерности на штампуемость листовых сплавов АМг2, АМг6, АМг10 и Д16

Зависимости минимального радиуса гибки и числа текучести при изменении размера зерна в сплавах АМг2 и АМг6 представлены на рисунке 5.1 [262]. Изменение минимального радиуса гибки показано прерывистой линией, числа текучести – сплошной. Из графиков видно, что увеличение содержания магния приводит к уменьшению размера зерна, поскольку в сплаве АМг6 содержится в среднем около 6% Mg, а в сплаве АМг2 – около 2% Mg. Увеличение размера зерна приводит к уменьшению числа текучести в обоих сплавах. В целом, число текучести у сплава АМг2 имеет меньшие значения по сравнению со сплавом АМг6. Это свидетельствует о лучшей штампуемости сплава АМг2 по сравнению со сплавом АМг6. Минимальный радиус гибки в сплаве АМг6 уменьшается по мере увеличения размера зерна, в то время как в сплаве АМг2 минимальный радиус гибки увеличивается при увеличении зерна.

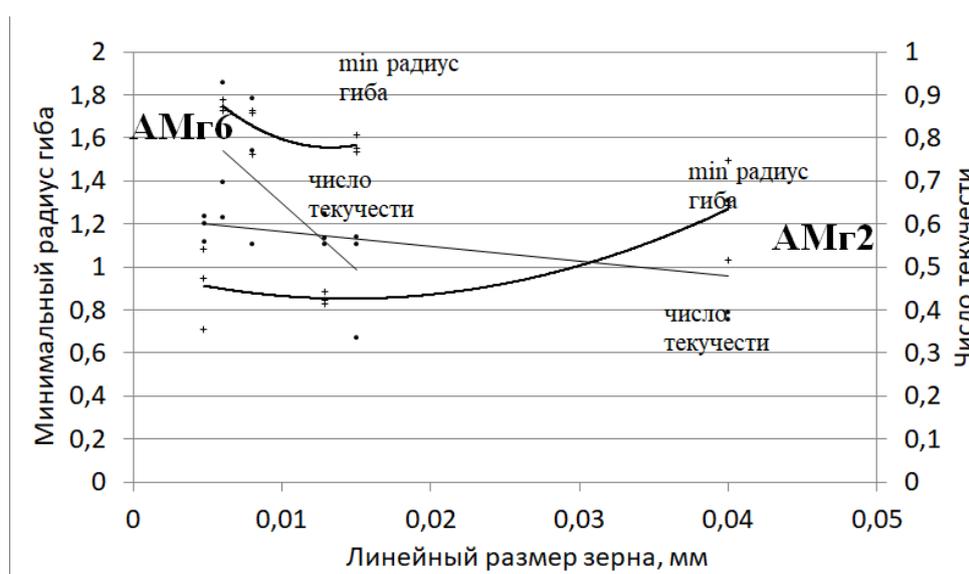


Рисунок 5.1 – Зависимости числа текучести и минимального радиуса гибки от линейного размера зерна в сплавах АМг2 и АМг6 [262]

На рисунке 5.2 представлены зависимости коэффициента по Мартенсу (прерывистая линия) и коэффициента упругого последействия (сплошная линия) от линейного размера зерна.

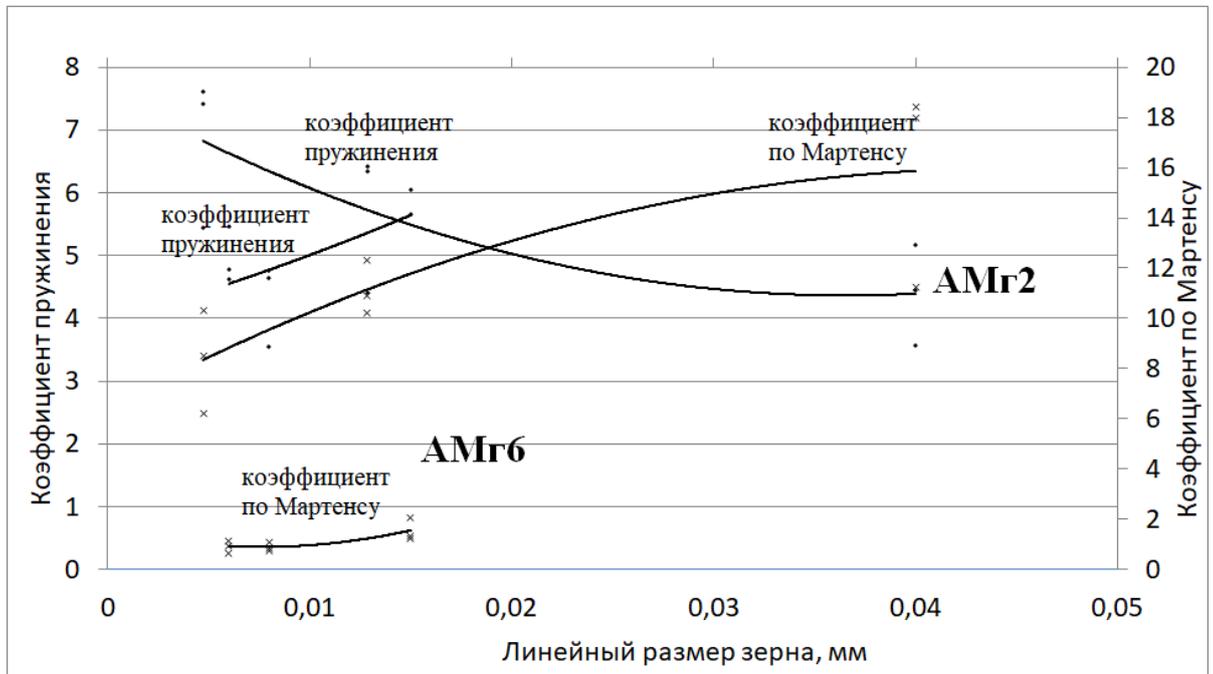


Рисунок 5.2 - Сравнение зависимостей коэффициента упругого последействия и коэффициента по Мартенсу от линейного размера зерна в сплавах АМг2 и АМг6

[262]

Коэффициент по Мартенсу увеличивается с ростом размера зерна в обоих сплавах. Коэффициент упругого последействия в сплаве АМг2 снижается с увеличением размера зерна, а в сплаве АМг6 – увеличивается. Коэффициент по Мартенсу для сплава АМг2 значительно выше, чем в сплаве АМг6. Коэффициент упругого последействия в сплаве АМг6 изменяется в более узком диапазоне, чем в сплаве АМг2.

На рисунке 5.3 представлено влияние неоднородности размера зерна (разнозернистости) на изменение минимального радиуса гибки и числа текучести для сплавов АМг2 и АМг6. Разнозернистость в сплаве АМг2 значительно меньше,

чем в сплаве АМг6: в сплаве АМг2 разнородность находится в пределах 0,03...0,05, в сплаве АМг6 – в пределах 0,065...0,15.

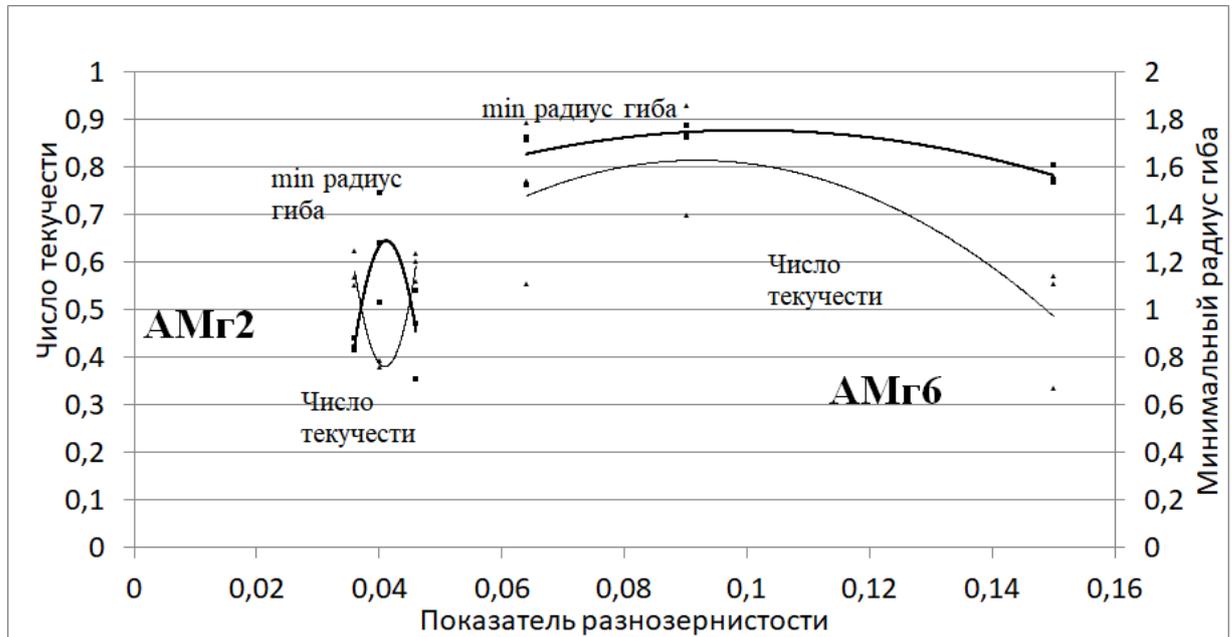


Рисунок 5.3 - Сравнение зависимостей числа текучести и минимального радиуса ггиба от разнородности в сплавах АМг2 и АМг6 [262]

Минимальный радиус ггиба в зависимости от однородности зёрновой структуры изменяется слабо, а число текучести уменьшается при увеличении неоднородности зёрновой структуры. В сплаве АМг2 наблюдается минимальное значение числа текучести и наибольшее значение минимального радиуса ггиба при разнородности 0,04.

На рисунке 5.4 представлены кривые изменения коэффициента упругого последействия и показателя по Мартенсу в зависимости от разнородности.

С увеличением разнородности в сплаве АМг6 коэффициент по Мартенсу и коэффициент упругого последействия увеличиваются, а сплаве АМг2 – показывают критические значения при разнородности 0,04: у коэффициента упругого последействия наблюдается минимальное значения, у коэффициента по Мартенсу – максимальное.

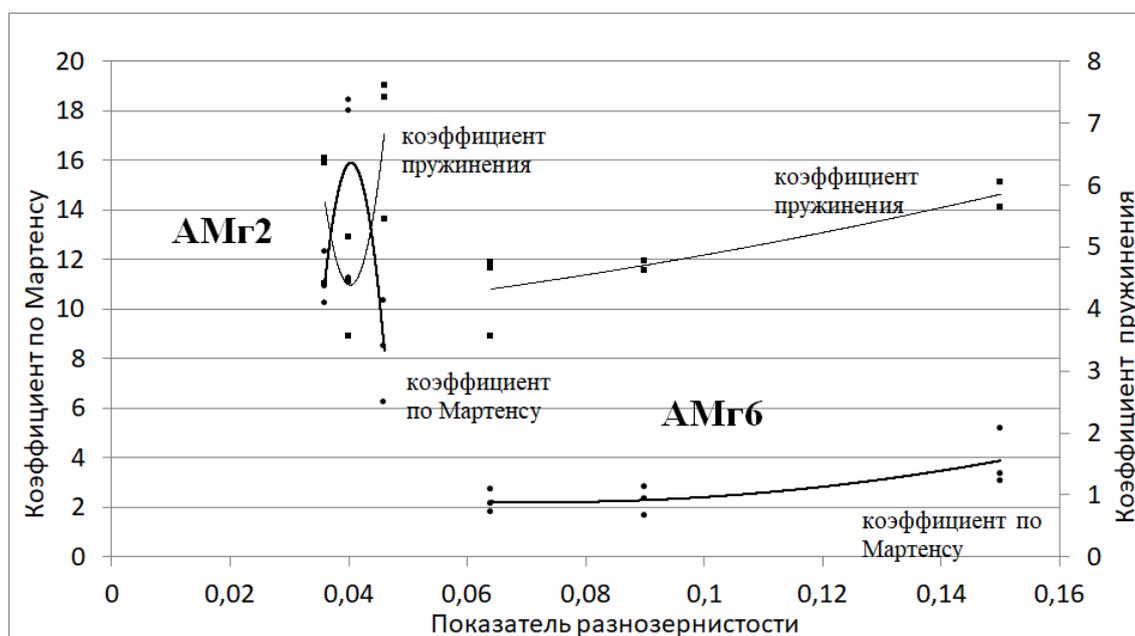


Рисунок 5.4 - Сравнение зависимостей коэффициента упругого последействия и коэффициента по Мартенсу от разнотерности в сплавах АМг2 и АМг6 [262]

Из представленных на рисунках 5.1-5.4 изменениях технологических свойств только увеличение показателя по Мартенсу показывает увеличение способности сплавов к деформируемости. Остальные характеристики (минимальный радиус гибки, число текучести и коэффициент упругого последействия) показывают наилучшую штампуемость при своих минимальных значениях. Увеличение показателя по Мартенсу, снижение минимального радиуса гибки и числа текучести в сплаве АМг6 с ростом размера зерна от 5 до 15 мкм говорит о высокой пригодности сплава к операциям листовой штамповки. Но при этих значениях будет наблюдаться сильное упругое последействие (или упругая отдача). В сплаве АМг2 увеличение размера зерна от 5 до 40 мкм приводит к снижению числа текучести, коэффициента упругого последействия и увеличению показателя по Мартенсу. Это говорит о том, что наилучшие свойства штампуемости наблюдаются в сплаве АМг2 при среднем размере зерна около 40 мкм. Но при этих значениях размера зерна наблюдаются наибольшие значения радиуса гибки, что не позволит получать радиусы скругления между полками в гнутых заготовках меньше 1,5 мм за один переход. В сплаве АМг6 при меньшем размере зерна наблюдается более высокий показатель разнотерности, чем в

сплаве АМг2. Его увеличение приводит к росту показателя по Мартенсу, снижению минимального радиуса гибки и числа текучести. Следовательно, такая неоднородность приводит к повышению пригодности сплава АМг6 к операциям листовой штамповки, но при этом растёт упругая отдача. Но при меньшей разнотерности наблюдается чувствительность упругой отдачи, минимального радиуса гибки, показателя по Мартенсу и числа текучести в сплаве АМг2 к однородности зёрнистой структуры. Наилучшее сочетание показателей наблюдается при разнотерности, равной 0,04, за исключением минимального радиуса гибки.

Как следует из приведённого обсуждения, при оценке штампуемости с помощью отдельных показателей для вытяжных и гибочных операций, влияние зёрнистой структуры и её однородности оценить однозначно не представляется возможным. Так, в случае минимального радиуса гибки результаты оказываются противоположными влиянию размера зерна на другие показатели: показатель по Мартенсу, число текучести, упругое пружинение. При использовании в качестве критерия штампуемости показателя $K_{\text{тех}}$ можно оценить совокупное влияние зёрнистой структуры на пригодность сплавов к операциям листовой штамповки. На рисунках 5.5 и 5.6 представлены зависимости показателя $K_{\text{тех}}$ в сплавах АМг2 и АМг6 от размера зерна и разнотерности.

Как видно из рисунков 5.5 и 5.6, измельчение зёрнистой структуры способствует снижению штампуемости рассматриваемых сплавов. Разнотерность также оказывает влияние на штампуемость. Вопреки ожиданиям, неоднородная зёрнистая структура способствует росту штампуемости сплава АМг6 при мелкозернистой структуре. Для сплава АМг2 с относительно крупным зерном высокая разнотерность приводит к снижению штампуемости.

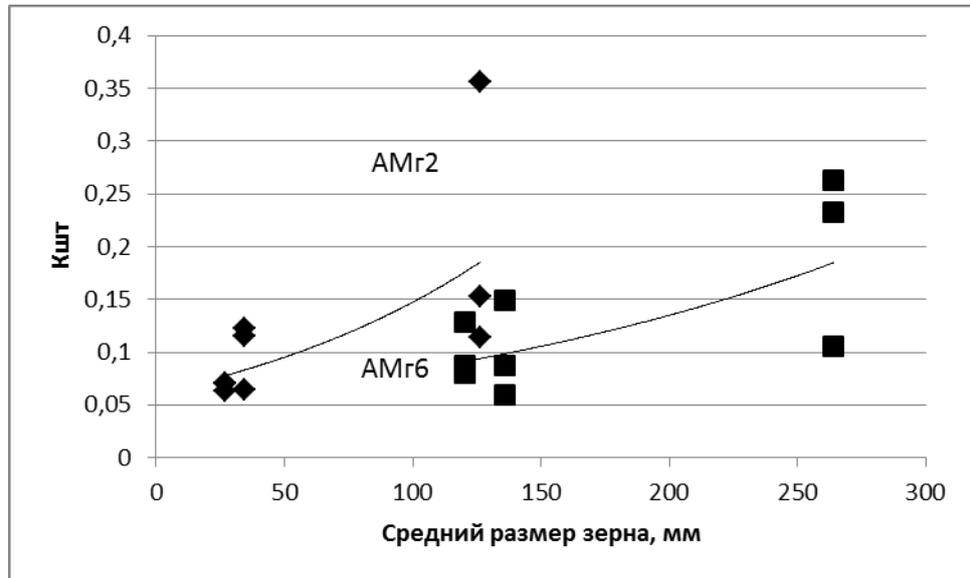


Рисунок 5.5 – Изменение показателя $K_{шт}$ в зависимости от размера зерна в сплавах АМг2 и АМг6 [262]

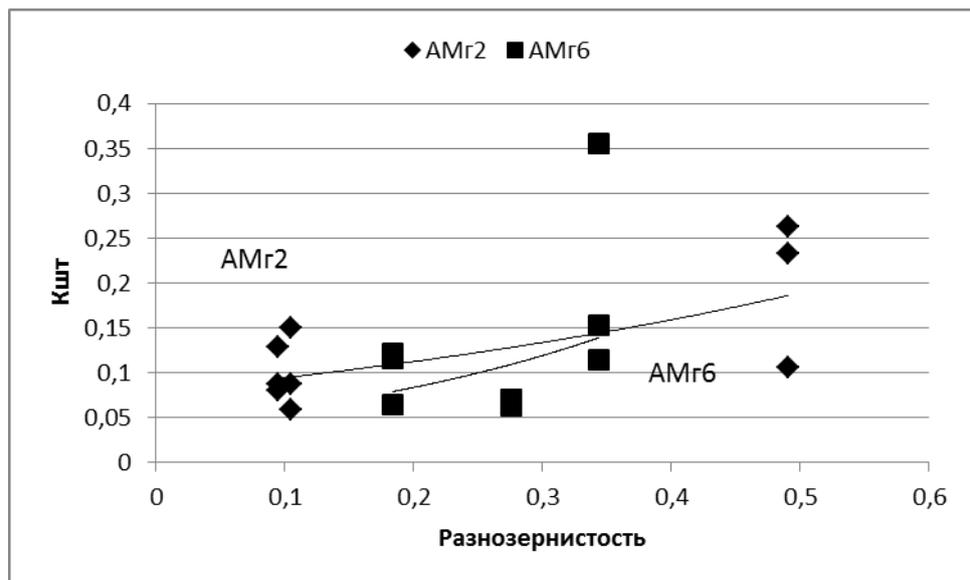


Рисунок 5.6 – Изменение показателя $K_{шт}$ в зависимости от разнозернистости в сплавах АМг2 и АМг6 [262]

На рис.5.7. представлено влияние структурной энтропии, рассчитанной по кривым растяжения, на показатели числа текучести и минимального радиуса гибки сплавов АМг2 и АМг6. Из рисунка 5.7 видно, что сплав АМг6 обладает более широким диапазоном изменения структурной энтропии, чем сплав АМг2. Отсюда и более ярко выраженное изменение показателей штампуемости на

примере минимального радиуса гибки и числа текучести для сплава АМг2, чем у сплава АМг6. в зависимости от структурной энтропии. Вместе с этим, отсутствует похожий характер влияния структурной энтропии на выбранные показатели штампуемости в сплавах АМг2 и АМг6: минимальный радиус гибки листовых образцов из сплава АМг6 слабо снижается с ростом структурной энтропии, в то время как для сплава АМг2 происходит его увеличение. Для сплава АМг2 минимальный радиус гибки имеет меньшие значения, чем для сплава АМг6, что характеризует более благоприятную штампуемость сплава АМг2 в гибочных операциях листовой штамповки.

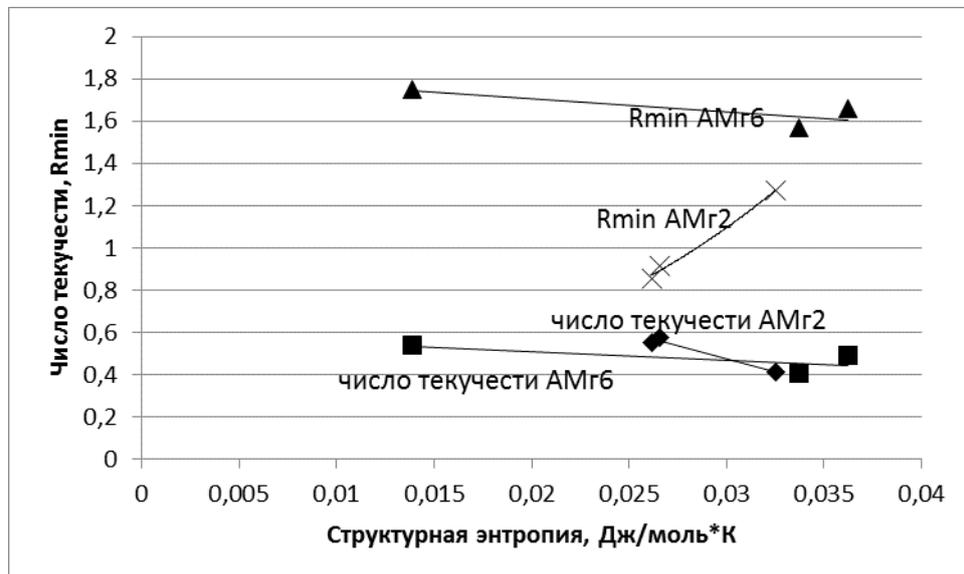


Рисунок 5.7 - Влияние структурной энтропии на показатели штампуемости сплавов АМг2 и АМг6 [262]

На рисунке 5.8 показано влияние структурной энтропии, рассчитанной по кривым растяжения с использованием степенной аппроксимации, на показатель штампуемости $K_{шт}$. Графики на рисунке 5.7 построены по средним значениям исследуемых показателей энтропии и характеристик штампуемости, а графики на рисунке 5.8 – построены по всем экспериментальным точкам. Это объясняет различие в масштабе горизонтальных осей.

Из рисунка 5.8 видно, что показатель штампуемости изменяется с ростом структурной энтропии по кривой с максимумом. Максимальная штампуемость сплава АМг2 наблюдается при структурной энтропии около 0,03...0,035 Дж/моль*К, а для АМг6 - около 0,05 Дж/моль*К.

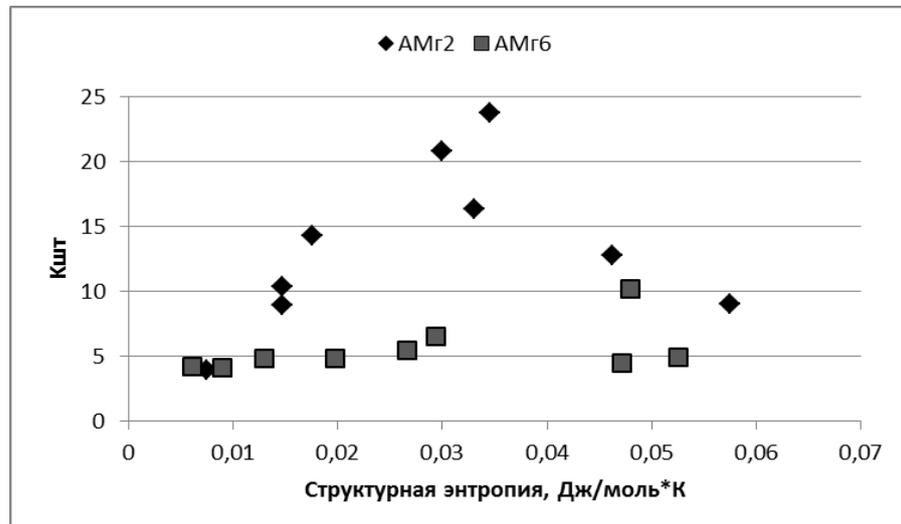


Рисунок 5.8 – Изменение показателя $K_{шт}$ в зависимости от структурной энтропии в отожжённых сплавах АМг2 и АМг6

Из рисунка 5.9, на котором представлена зависимость числа текучести и показателя по Мартенсу от размера зерна в сплавах АМг10 и Д16, видно, что мелкозернистая структура способствует увеличению обоих показателей штампуемости, в то время как каждый из них показывает разную склонность сплавов к операциям листовой штамповки.

Построение кривых показателя $K_{шт}$ с учётом предельного коэффициента вытяжки, минимального радиуса гибки, упругого пружинения, глубины сферической лунки по Эриксену (рисунок 5.9) показало увеличение штампуемости обоих сплавов в операциях листовой штамповки по мере измельчения зёрненной структуры.

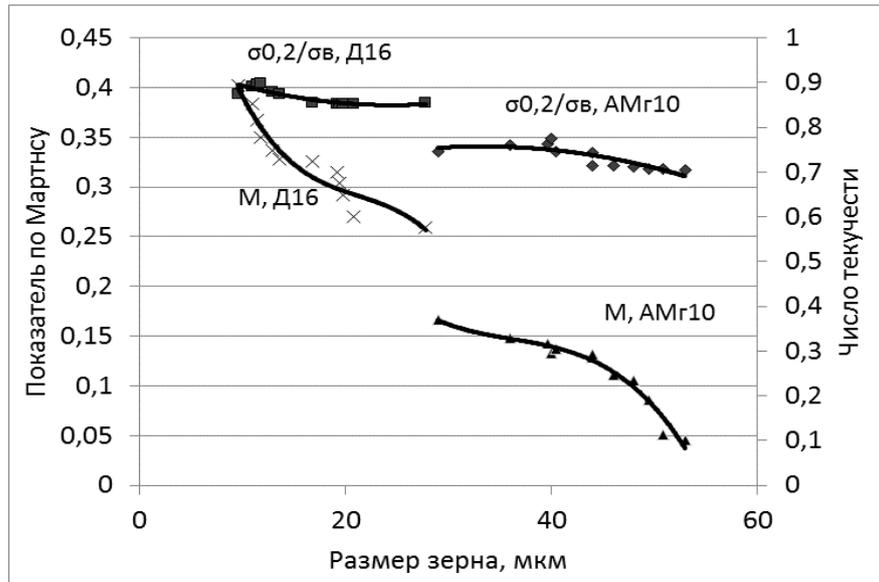


Рисунок 5.9 - Зависимости показателя по Мартенсу и числа текучести от размера зерна в сплавах АМг10 и Д16 [264, 265]

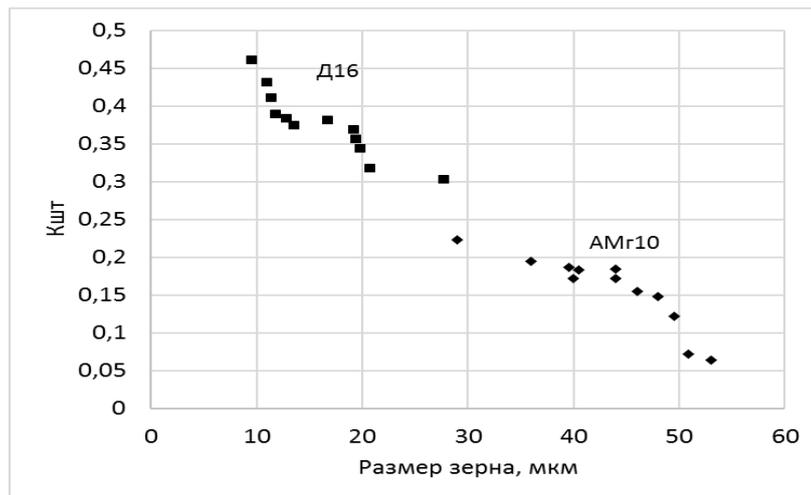


Рисунок 5.10 - Зависимость показателя штампуемости $K_{шт}$ от размера зерна в сплавах АМг10 и Д16 [264, 265]

Сплав Д16 обладает меньшим зерном по сравнению со сплавом АМг10 (рис.5.9, 5.10), с уменьшением размера зерна предел прочности, предел текучести и относительное удлинение увеличиваются, а технологические свойства сплавов Д16 и АМг10 снижаются при высокой дисперсности зёрненной структуры. Поэтому получение размера зерна меньше 18 мкм в сплаве Д16 и 43 мкм в сплаве

АМг10 на этапе холодной прокатки и рекристаллизационного отжига для последующей листовой штамповки нецелесообразно.

5.2 Влияние старения на структурную энтропию и штампуемость листов из сплава Д16

На рисунке 5.11 представлены результаты испытаний на выдавливание сферической лунки листовых образцов из сплавов Д16 и АМг10 после старения при различных температурах в течение 30 минут [41].

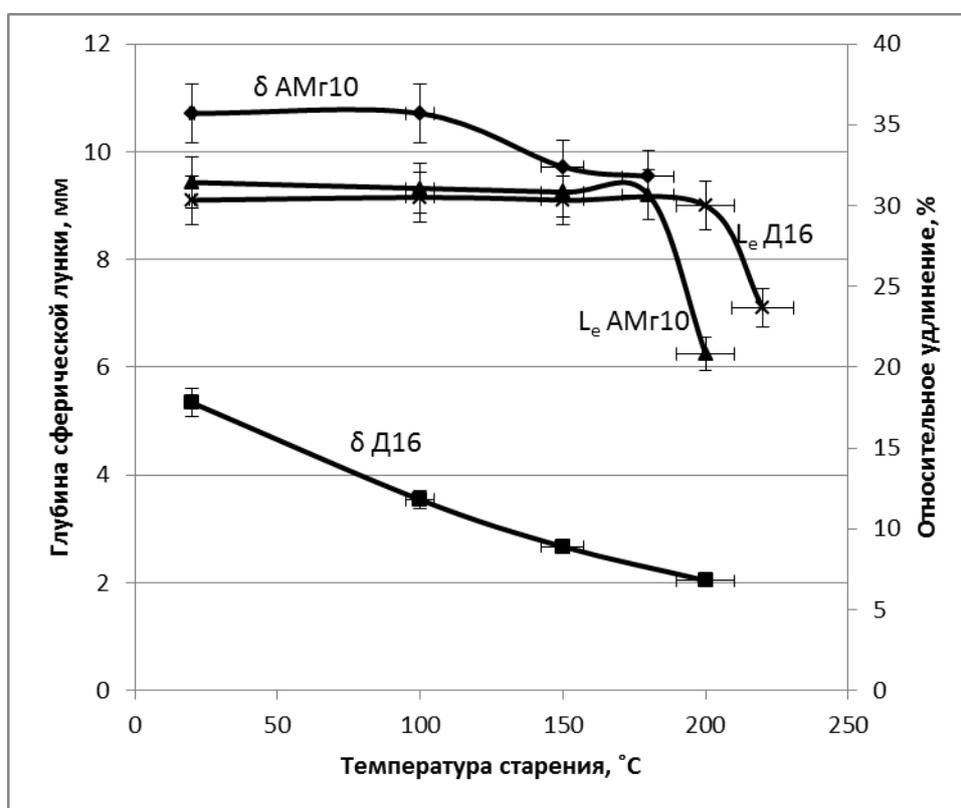


Рисунок 5.11 – График зависимости глубины сферической лунки после испытаний по Эриксену от температуры старения сплавов Д16 и АМг10 [41]

Как видно из рисунка 5.11, глубина лунки в обоих сплавах остаётся постоянной до температуры искусственного старения 170...200°C. После старения при более высоких температурах оба сплава теряют свою пластичность. Также из графика можно видеть незначительное превосходство в штампуемости сплава АМг10 после старения при температурах ниже 170°C, но снижение штампуемости

этого сплава наступает при меньших температурах, чем для сплава Д16. Следовательно, испытания по Эриксену позволяют получить сравнительную оценку штампуемости сплавов, а также установить благоприятные режимы термической обработки перед проведением вытяжки.

Вместе с этим видно, что значения относительного удлинения изменяются более плавно, чем показатели высоты сферической лунки. Снижение относительного удлинения в сплаве АМг10 происходит после старения при меньших температурах (в интервале 100...150°С). То есть изменение относительного удлинения, являющегося характеристикой пластичности, не указывает на изменение штампуемости сплавов при вытяжке.

На рисунке 5.12 представлено изменение предельного коэффициента вытяжки, угла пружинения, минимального радиуса гибки сплавов АМг10 и Д16 в зависимости от температуры старения.

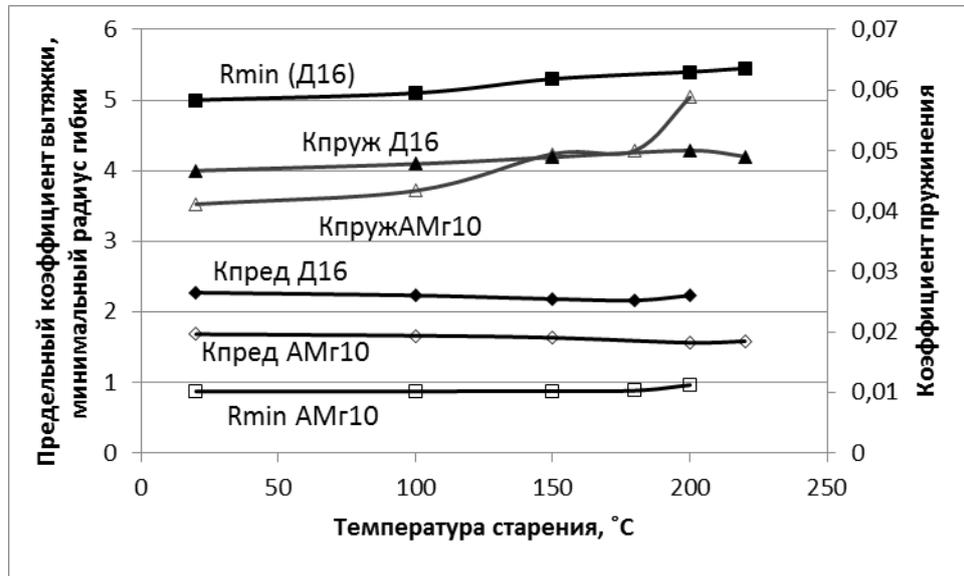


Рисунок 5.12 – График зависимости предельного коэффициента вытяжки от температуры старения сплавов Д16 и АМг10 [41]

Из графиков на рисунке 5.12 видно незначительное влияние температуры старения на предельный коэффициент вытяжки, что не совпадает с результатами технологических испытаний на выдавливание сферической лунки по Эриксену

(рис.5,11), хотя и та, и другая характеристика являются количественной мерой оценки штампуемости листовых заготовок.

Старение сплава АМг10 приводит к увеличению угла пружинения (рис.5.12), что показывает ухудшение штампуемости сплава при гибке. После старения сплава Д16 угол пружинения практически не изменяется, что свидетельствует о большей пригодности этого сплава к гибочным операциям.

Для инженеров-проектировщиков данные графиков на рисунке 5.12 показывают, что заготовки из сплава АМг10 можно согнуть таким образом, что радиус перехода между полками 1 мм может быть достигнут за 1 переход. Для получения аналогичных результатов в конструкции из сплава Д16 потребуется большее количество переходов.

На рисунке 5.13 представлены зависимости числа текучести листовых заготовок из сплава Д16 от режимов обработки (температуры и продолжительности старения). Видно, что с увеличением времени старения число текучести ($\sigma_{0,2}/\sigma_B$) возрастает для всех температур, что говорит об ухудшении штампуемости.

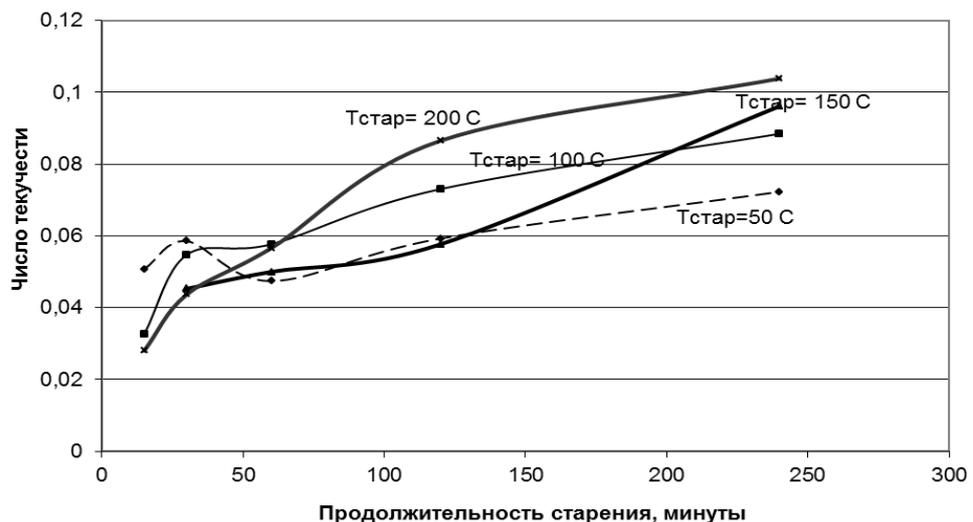


Рисунок 5.13 - Изменение числа текучести сплава Д16 в зависимости от температуры и продолжительности старения [280]

После отжига число текучести в сплаве Д16 составило 0,7. Для образцов, подвергнутых закалке и старению, значения этого показателя ниже ($\sigma_{0,2}/\sigma_{в} = 0,022 \div 0,11$), чем после отжига, что свидетельствует о хорошей пригодности сплава Д16 к операциям листовой штамповки в закаленном и состаренном состоянии.

Следует отметить нестабильность изменения числа текучести на ранних этапах старения при выдержках до 1 ч при температурах 50 и 100 °С. Например, для $t_{стар} = 50$ °С в течение первых 30 мин наблюдается рост числа текучести, затем увеличение выдержки приводит к его снижению, а более длительные выдержки при старении вызывают устойчивое повышение величины $\sigma_{0,2}/\sigma_{в}$. Для температуры старения 100 °С уменьшения этого показателя при $\tau = 30 \div 60$ мин не происходит, также нет и его заметного роста, как, например, при $t_{стар} = 150$ и 200 °С. Для температуры старения 50 °С выделений упрочняющих фаз не было обнаружено ни методом оптической металлографии, ни при исследовании с помощью электронной микроскопии.

Число текучести листовых образцов из сплава Д16 после закалки и старения оказалось ниже, чем после отжига, что способствовало более высокой штампуемости сплава в закаленном и состаренном состоянии.

Увеличение числа текучести с ростом температуры и продолжительности выдержки при старении показывает ухудшение штампуемости сплава Д16. Низкие температуры старения (50–150 °С) на ранних этапах при продолжительности выдержки до 1 ч приводят к немонотонному изменению штампуемости, что, вероятно, вызвано протеканием зонного старения, поскольку для температуры старения 50 °С при всех выдержках упрочняющих фаз не было обнаружено.

Из рисунка 5.14, число текучести сплава АМг10 увеличивается после старения при температуре 200 °С. Как показано в [41], эта температура является критической для всех показателей штампуемости сплава АМг10: резко снижается предельный коэффициент вытяжки, глубина сферической лунки после испытаний по Эриксену, повышаются коэффициент пружинения, минимальный радиус

гибки. Структурные изменения образцов из сплава АМг10 после закалки и повторных нагревов в основном связаны с увеличением количества и размеров включений упрочняющей фазы.

Следует отметить, что на рисунке 5.13 при малой продолжительности старения наблюдается небольшой подъём числа текучести сплава Д16, похожий на максимум на графике числа текучести сплава АМг10 на рисунке 5.14.

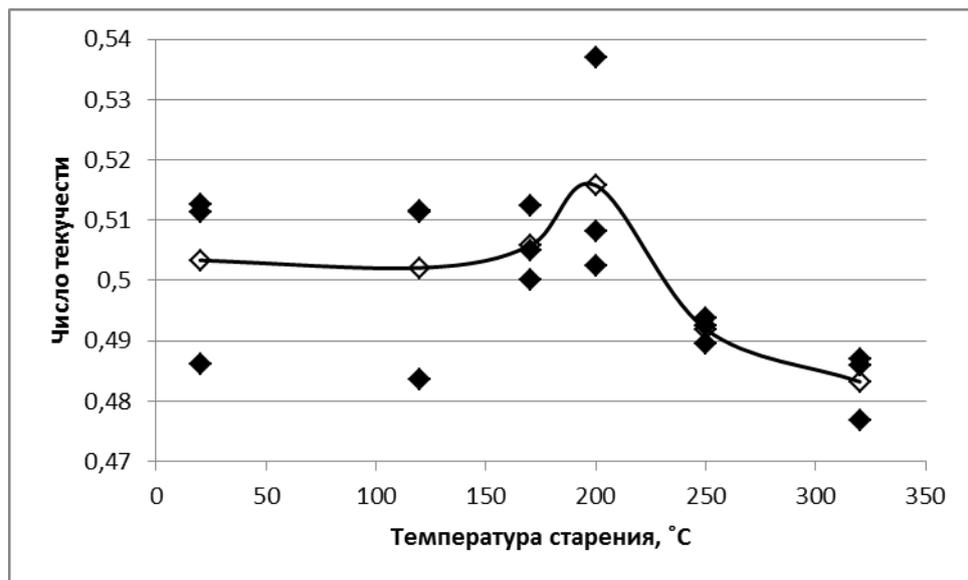


Рисунок 5.14 - Изменение числа текучести сплава АМг10 в зависимости от температуры старения в течение 30 минут [41]

В отличие от сплавов системы Al–Mg, в которых упрочняющая фаза выделяется преимущественно по границам зерен [95, 285], выделение упрочняющих фаз в сплаве Д16 происходит по всей площади зерна (рисунки 4.45-4.48), что совпадает с наблюдениями, опубликованными в [286]. После отжига и после естественного старения частицы фаз наиболее крупные, что препятствует движению дислокаций и в дальнейшем снижает пластичность и штампуемость. Кроме того, после отжига твердый раствор менее насыщен легирующими элементами, чем после закалки и старения, что приводит к большей разнице в прочности и пластичности между ним и частицами упрочняющих фаз. А это, в свою очередь, может вызывать ухудшение штампуемости. При искусственном старении частицы упрочняющих фаз значительно мельче. Это совпадает с

наблюдениями авторов работ [286, 287]. По причине снижения пластичности при естественном старении операции правки листов растяжением сплава Д16, а также операции обтяжки для получения оболочек на производстве проводят в холодном состоянии непосредственно после закалки или в течение первых суток.

При старении некоторых сплавов (алюминиевых, титановых, железных, никелевых и др.) вблизи границ зерен матричного раствора распада не происходит и отчетливо видны зоны, свободные от выделений. В алюминиевых сплавах ширина таких зон составляет обычно доли микрона, и они видны только под электронным микроскопом [288].

Экспериментальные данные, представленные в исследовании [289], показывают, что с уширением свободных от выделений приграничных зон пластичность растет (при понижении температуры нагрева под закалку) и повышается стойкость против коррозии под напряжением (при замедлении закалочного охлаждения). Рост пластичности объясняется тем, что в мягкой приграничной зоне полнее релаксируют напряжения, которые концентрируются в месте остановки полосы скольжения границей зерна. Чем шире мягкая зона, тем полнее релаксируют эти напряжения и тем самым затрудняется зарождение и развитие здесь трещин.

Зависимость штампуемости от фазового состава, вероятно, связана со свойствами частиц и состоянием границ с матричным раствором. Некогерентные границы могут снижать пластичность и штампуемость сплава, как показано в работе [290]. Этим можно объяснить довольно низкие показатели числа текучести образцов из сплава Д16, полученные в настоящем исследовании для старения при температуре 50 °С, после которого выделений упрочняющих фаз не было обнаружено.

Высокое содержание легирующих элементов в матричном растворе может оказывать влияние на число текучести. Например, по данным [291], увеличение однородности микроструктуры приводит к повышению вязкости в сплавах системы Al–Cu–Mg–Zn. После двухступенчатого старения, результаты которого представлены в работе [268], наблюдается обеднение твердого раствора

легирующими элементами, что позволяет повысить точность получаемых штамповок.

В результате исследования влияние состава и распределения упрочняющих фаз при старении на штампуемость листов из сплава Д16 было установлено, что отжиг приводит к наиболее равномерному распределению упрочняющих фаз, при этом число текучести равно 0,7. Закалка способствует получению минимальных значений числа текучести, а следовательно, повышению пригодности сплава Д16 к операциям листовой штамповки.

При искусственном старении число текучести возрастает с увеличением температуры старения и продолжительности выдержки, но не достигает значений, характерных для отжига.

Неоднородность распределения упрочняющих фаз после старения при температурах 100–200 °С повышается при $\tau < 1$ ч, а при более длительных выдержках снижается, приближаясь к отожденному состоянию. Характер распределения упрочняющих фаз не оказывает влияния на штампуемость.

Химический состав фаз зависит от режимов обработки и оказывает значительное влияние на штампуемость сплава Д16. После естественного или искусственного старения при температуре 200 °С выделяются преимущественно включения θ -фазы, после отжига – включения θ - и S-фаз, после старения при температуре 100 °С – θ -, S- и T-фаз. Наибольшее содержание легирующих элементов обнаружено в твердом растворе алюминия после отжига и естественного старения, наименьшее – после искусственного старения при температуре 100 °С.

Изменение структурной энтропии сплава Д16 в зависимости от режимов старения представлено на рисунке 5.15.

Как видно из рисунка 5.15, с увеличением температуры и продолжительности старения изменение структурной энтропии происходит по кривой с максимумом.

Расчёты показали, что согласно среднему содержанию легирующих элементов в сплаве Д16 конфигурационная энтропия, рассчитанная по формуле Больцмана $|\Delta S_{\text{конф}}| = 0,23 \cdot R = 1,896 \text{ Дж}/(\text{моль} \cdot \text{К})$.

Расчёты, проведённые для образцов после закалки, показали $\Delta S_{\text{стр}} = 0,19 \dots 0,42 \text{ Дж}/\text{моль} \cdot \text{К}$, а после естественного старения в течение 7 суток структурная энтропия $\Delta S_{\text{стр}} = 16,3 \dots 18,4 \text{ Дж}/\text{моль} \cdot \text{К}$.

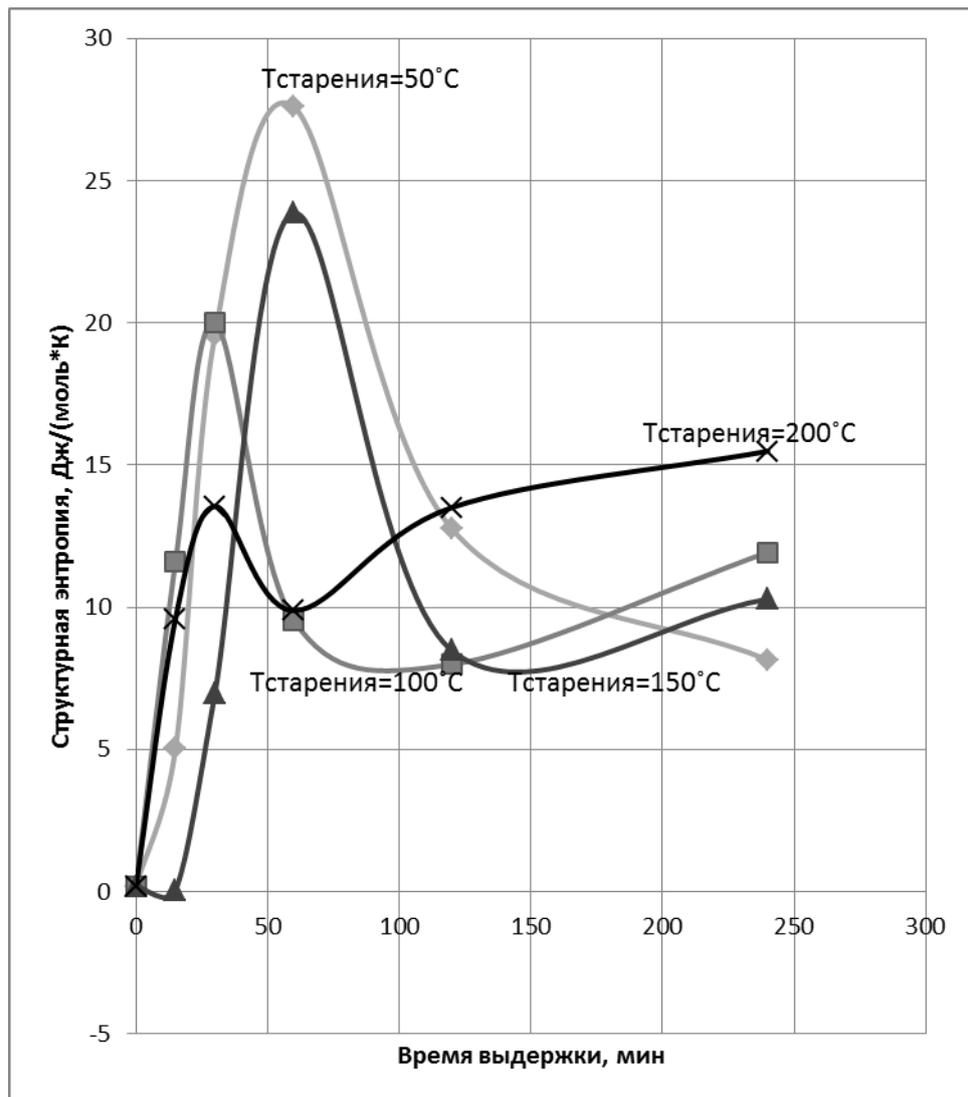


Рисунок 5.15 – Изменение структурной энтропии сплава Д16 в зависимости от режимов старения [281]

Из рисунка 5.15 видно, что наиболее заметные изменения структурной энтропии сплава происходят на ранних этапах старения. При всех выбранных

температурах старения уровень структурной энтропии сначала повышается, затем при более длительных выдержках снижается и затем снова растёт, но уже незначительно. Чем выше температура старения, тем длиннее восходящая ветвь графика на заключительных этапах старения. Самой высокой неоднородностью структуры обладают образцы после старения при температуре 50°C, при этом у графика отсутствует последняя восходящая ветвь изменения структурной энтропии. Это может свидетельствовать о том, что структурные превращения, связанные со старением, прошли не до конца.

Замечу также, что для температуры старения 150°C при малых выдержках (до 15 минут) кривая изменения структурной энтропии не уходит вниз: получившийся минимум связан с особенностью программного обеспечения для соединения точек при построении гладких графиков.

Из классической теории структурных изменений при старении, подробно описанной в [94, 110, 292], распад пересыщенного твердого раствора при старении сплавов системы Al-Cu-Mg включает стадии зонного и фазового старения. Указанные процессы были полностью пройдены сплавом Д16 в процессе старения при температуре 200°C за рассмотренный промежуток времени 240 минут (4 часа). Это подтверждается кривыми зависимости предела прочности от температуры продолжительности старения, полученными в результате представленного исследования (рисунок 5.16), которые совпадают с приведёнными в источнике [292]. Эти кривые показывают снижение прочности на последней стадии старения при температуре 200°C в течение 2 часов и более, т.е. в результате перестаривания. Для совмещённого графика изменения энтропии и предела прочности после старения сплава при температуре 200°C, представленного на рисунке 5.16, можно выделить 4 участка:

Участок зонного старения продолжительностью до 30 минут. На этом участке наблюдается резкий рост структурной энтропии. Предел прочности сначала снижается, а затем начинает повышаться, что не сказывается на характере изменения энтропии.

Участок начала фазового старения, т.е. образования промежуточной псевдофазы. Структурная энтропия снижается, предел прочности увеличивается.

Образование стабильной фазы. Предел прочности достигает максимума, структурная энтропия снижается.

Коагуляция включения упрочняющей фазы. Структурная энтропия продолжает расти, но менее интенсивно, чем на предыдущем участке, предел прочности снижается.

Согласно выявленной закономерности изменения структурной энтропии на различных этапах старения, после нагрева при температурах 100 и 150°C в течение 4 часов (240 минут) проходит фазовое старение без коагуляции упрочняющих фаз, а после нагрева при температуре 50°C структура сплава успевает пройти только зонное старение и образование промежуточных нестабильных фаз.

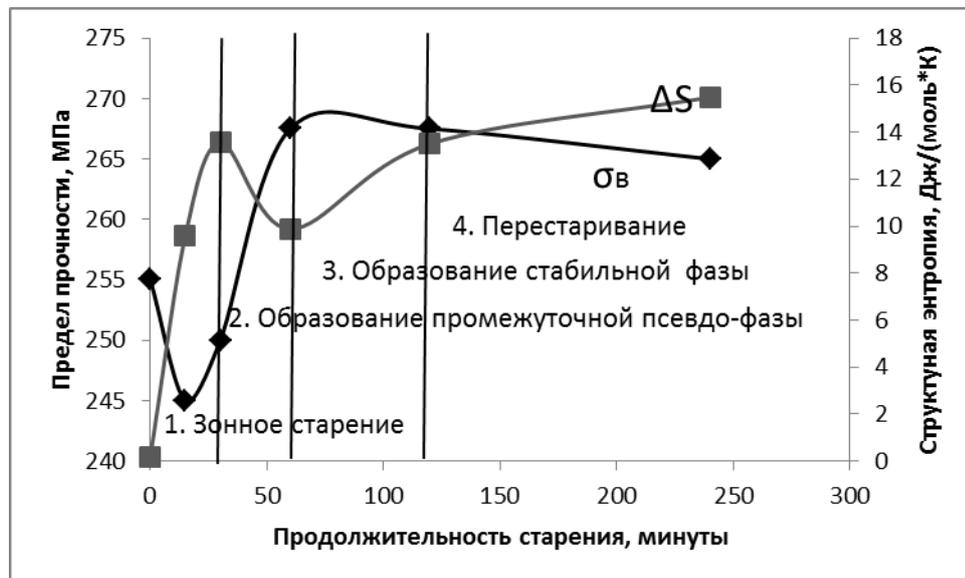


Рис. 5.16 - Изменение структурной энтропии и предела прочности сплава Д16 в зависимости от продолжительности старения при температуре 200°C [281]

В работе [183] изучена однородность распределения упрочняющих фаз и её влияние на штампуемость сплава Д16. Выявлена нестабильность изменения числа текучести на ранних этапах старения при температурах 50 и 100°C и выдержках

до 1 часа, т.е. на начальных этапах распада пересыщенного твердого раствора. Нестабильность и немонотонность изменения свойств на ранних этапах старения подтверждается графиками зависимости микротвердости и электропроводности, представленными в работах [293, 294]. Предложенная в статье [183] методика оценки распределения фаз позволяет проводить исследования на заключительных этапах старения, когда упрочняющие фазы уже видны. На этапе зонного старения однородность структуры и наличие зон Гинье-Престона можно оценить с помощью электронной микроскопии, как показано в работах [288, 292-296] или рентгеноструктурного анализа. Такие исследования требуют тщательной подготовки поверхности образцов, в то время как предложенная методика позволяет выявить неоднородность структуры на основании простых испытаний на растяжение.

5.3 Изменение анизотропии

5.3.1 Анизотропия листовых полуфабрикатов из алюминиево-магниевого сплава

На рисунке 5.17 представлена зависимость коэффициентов анизотропии сплавов системы Al-Mg в зависимости от содержания магния. Линиями показано изменение минимальных и максимальных значений. В целом, с увеличением степени легирования происходит увеличение анизотропии.

Наиболее выраженный рост коэффициентов анизотропии наблюдается в интервале концентраций 1...3%Mg. Для отожжённых сплавов с более высоким содержанием магния изменение коэффициентов поперечной деформации незначительно.

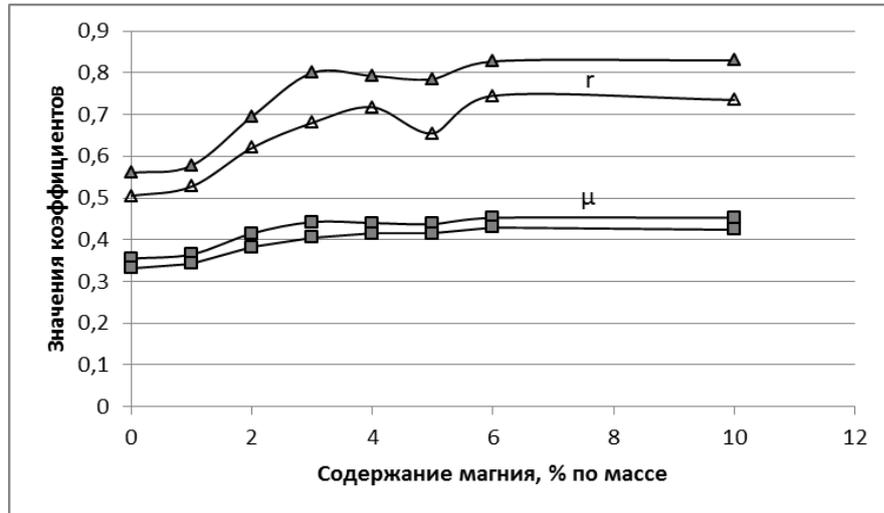


Рисунок 5.17 – Изменение коэффициентов поперечной деформации r и μ листов из сплавов системы Al-Mg в отожжённом состоянии [297, 298]

На рисунке 5.18 представлен контур заготовок из сплавов системы Al-Mg, построенный по данным коэффициентов поперечной деформации, опубликованным в [297, 298] в полярной системе координат.

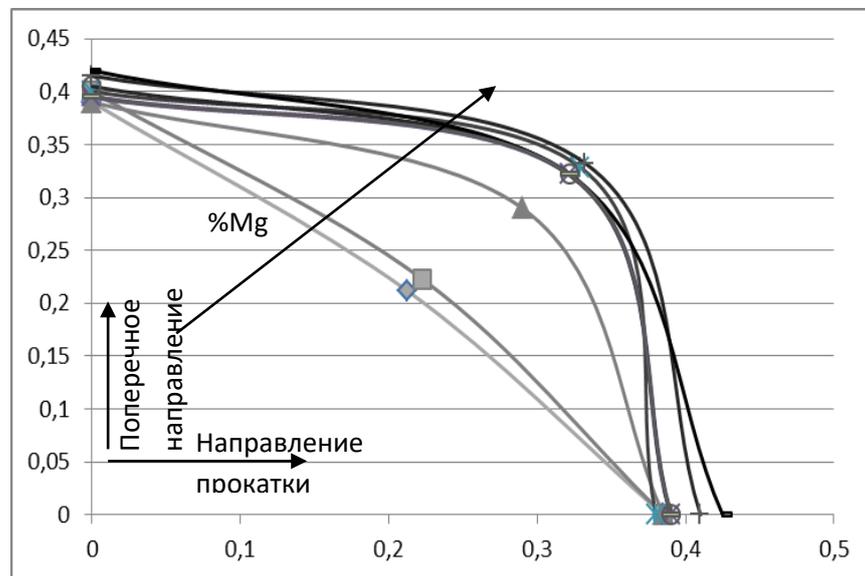


Рисунок 5.18 – Распределение коэффициентов поперечной деформации μ листов из сплавов системы Al-Mg в полярной системе координат

Из рисунка 5.18 видно, что увеличение содержания магния приводит к появлению выступов (фестонов) в направлении под углом 45° к направлению

прокатки (НП). Причём ярко выраженный выступ наблюдается уже у сплава АМг2 и при большем содержании магния эта закономерность сохраняется.

5.3.2 Анизотропия листовых полуфабрикатов из сплава Д16

На рисунке 5.19 представлена картина распределения коэффициентов поперечной деформации r и μ сплава Д16 в отожжённом состоянии, перестроенная в полярной системе координат. Такая интерпретация позволяет построить контур верхнего края изделия, полученного вытяжкой из листа, имеющего в плоскости соответствующие коэффициенты поперечной деформации.

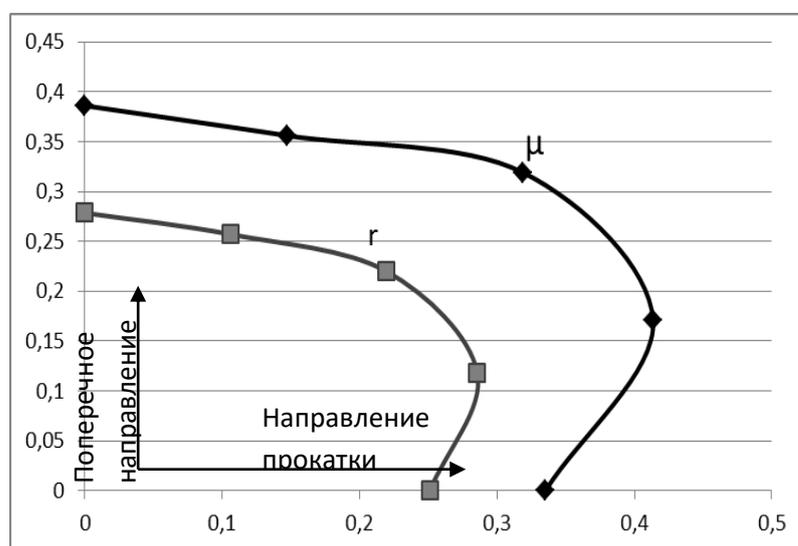


Рисунок 5.19 – Распределение коэффициентов поперечной деформации r и μ листов из сплава Д16 в отожжённом состоянии [94]

Как видно из рисунка 5.29, фестоны после вытяжки цилиндрических изделий будут появляться в интервале углов $22,5 \dots 45^\circ$ к направлению прокатки, а также в поперечном направлении к оси прокатки. В направлении прокатки впадины также будут наблюдаться, но с меньшим «провалом», чем в поперечном направлении.

5.3.3 Изменение разнотолщинности образцов

На рисунке 5.20 представлено изменение разнотолщинности образцов листовых заготовок из сплавов АМг10 и Д16 в зависимости от исходного состояния термообработки и степени деформации растяжения.

Из рисунка 5.20 видно, что холодное деформирование приводит к увеличению разнотолщинности обоих сплавов, при этом разнотолщинность более выражена для сплава АМг10 в отожжённом состоянии.

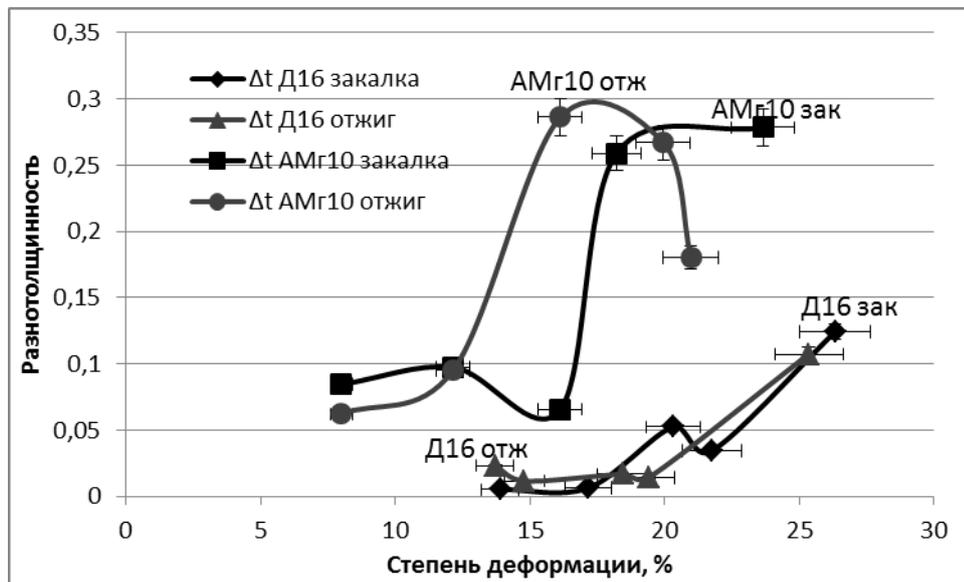


Рисунок 5.20 – Изменение разнотолщинности сплавов АМг10 и Д16 в зависимости от степени деформации и исходного состояния перед деформированием [280]

На рисунке 5.21 показано изменение текстурной энтропии отожжённых сплавов АМг10 и Д16 и разнотолщинности.

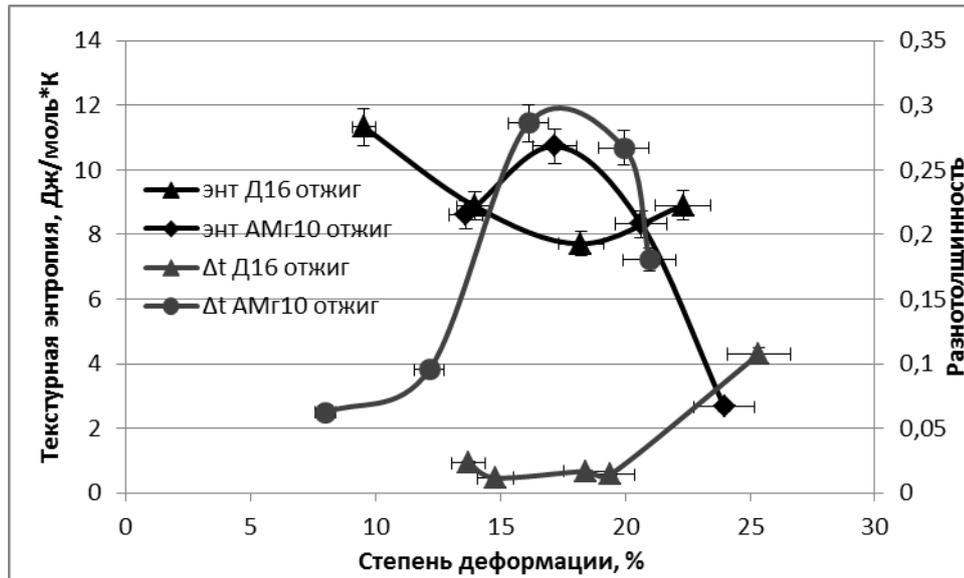


Рисунок 5.21 – Изменение энтропии текстуры сплавов АМг10 и Д16 в зависимости от степени деформации в отожжённом состоянии [280]

Из рисунка 5.21 видно, что при степенях деформации 17-20% у сплава Д16 наблюдается минимум текстурной энтропии, в то время как в сплаве АМг10 очевиден максимум. Одновременно с максимальными значениями текстурной энтропии в сплаве АМг10 при степенях деформации 17-20% наблюдается максимальная разнотолщинность образцов. Минимальные значения разнотолщинности образцов из сплава Д16 соответствуют низким значениям текстурной энтропии.

Деформация образцов из сплава АМг10 и Д16 в закалённом состоянии (рисунок 5.22) приводит к снижению текстурной энтропии после деформации с малыми степенями, затем наблюдается повышение, а после достижения максимальных значений при степени деформации около 20% текстурная энтропия снижается.

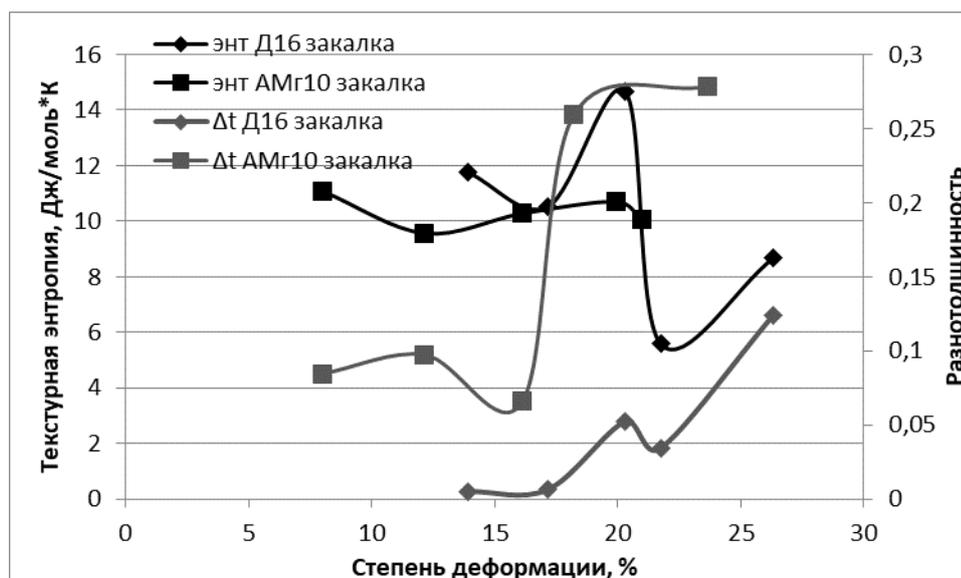


Рисунок 5.22 – Изменение энтропии текстуры сплавов АМг10 и Д16 в зависимости от степени деформации в закалённом состоянии [280]

Кроме того, у образцов из сплава Д16 после достижения максимальных значений текстурной энтропии при степени деформации около 25% наблюдается резкое её снижение, достижение минимальных значений и затем повторное повышение. Похожим образом изменяется разнотолщинность в исследуемых сплавах. Более плавное и незначительное изменение текстурной энтропии в сплаве АМг10 по сравнению со сплавом Д16 при деформировании в закалённом состоянии может объясняться отсутствием упрочняющих фаз и их влияния на деформационную картину.

5.4 Изменение равномерности деформации сплавов в процессе одноосного растяжения

Для установления равномерности протекания пластической деформации в сплавах с различным распределением вторичных включений, исследовано влияние термообработки (состояния поставки) на изменение утонения образцов в зависимости от степени пластической деформации. Для этого образцы подвергали одноосному растяжению с различной степенью деформации (таблица 5.1). Деформация с максимальной степенью привела к разрушению образцов.

Таблица 5.1 – Показатели логарифмической деформации (%) исследуемых образцов

Сплав	Закалённые и состаренные образцы					Отожжённые образцы				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
Д16	5,75	11,5	17,25	23,0	28,85	14,93	18,73	22,53	26,33	30,13
АМг10	8,33	12,92	17,5	22,08	23,33	5,34	10,68	16,01	21,35	26,69

Из данных таблицы следует, что сплав Д16 показал большую пластичность как в отожжённом (на 20%), так и состаренном состоянии (на 12%) по сравнению с АМг10. Полученные результаты не противоречат выводам пластичности сплавов и роли вторичных включений в процессе деформирования, сделанные по результатам расчётов, выполненных в главе 4.

В процессе растяжения учитывали, что в зависимости от состояния поставки (отожжённое или состаренное) деформация протекает с различной равномерностью из-за характера распределения интерметаллидных фаз и их деформационных характеристик. Следовательно, необходимо выявить очаг деформации и изучать микроструктуру, в тех областях, где деформация соответствует показателю, наиболее вероятному для данных условий эксперимента. При этом рабочая длина образцов была размечена с шагом 5 мм. Поскольку существуют зависимости между твёрдостью и пределом прочности на сжатие [40], то существует возможность получения данных предела прочности по результатам измерения твёрдости.

Из рисунка 5.23, показывающего изменение утонения с ростом степени деформации образца из сплава Д16, видно, что в отожжённом состоянии наблюдается равномерное распределение деформации по толщине образца.

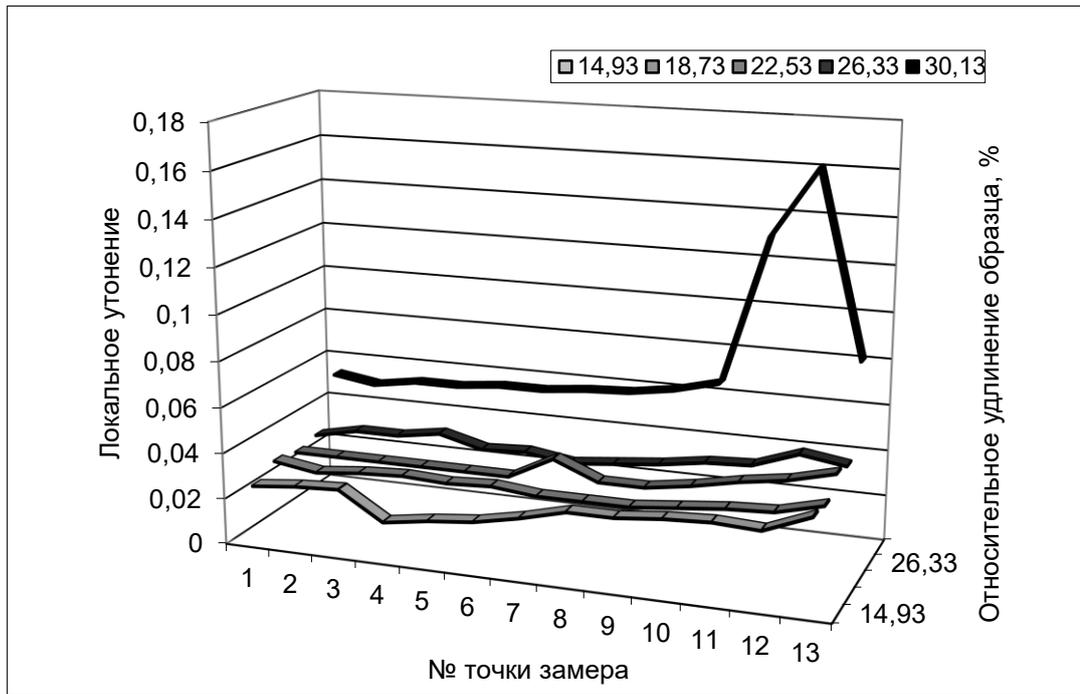


Рисунок 5.23– Распределение деформации утонения образца из сплава Д16 в отожжённом состоянии [248]

У образца с максимальной степенью деформации появляется ярко выраженный максимум утонения, соответствующий локализации деформации и образованию очага разрушения. Очевидно, что у данного образца деформация по всей длине соответствует установившемуся течению, следовательно, в нём целесообразно изучать зависимость деформации отдельных структурных составляющих (зёрен, θ -фазы) от общей степени деформации.

На рисунке 5.24 представлено изменение утонения образцов из сплава Д16 в состаренном состоянии. Как и в отожжённом состоянии, сплав Д16 демонстрирует равномерное развитие деформации.

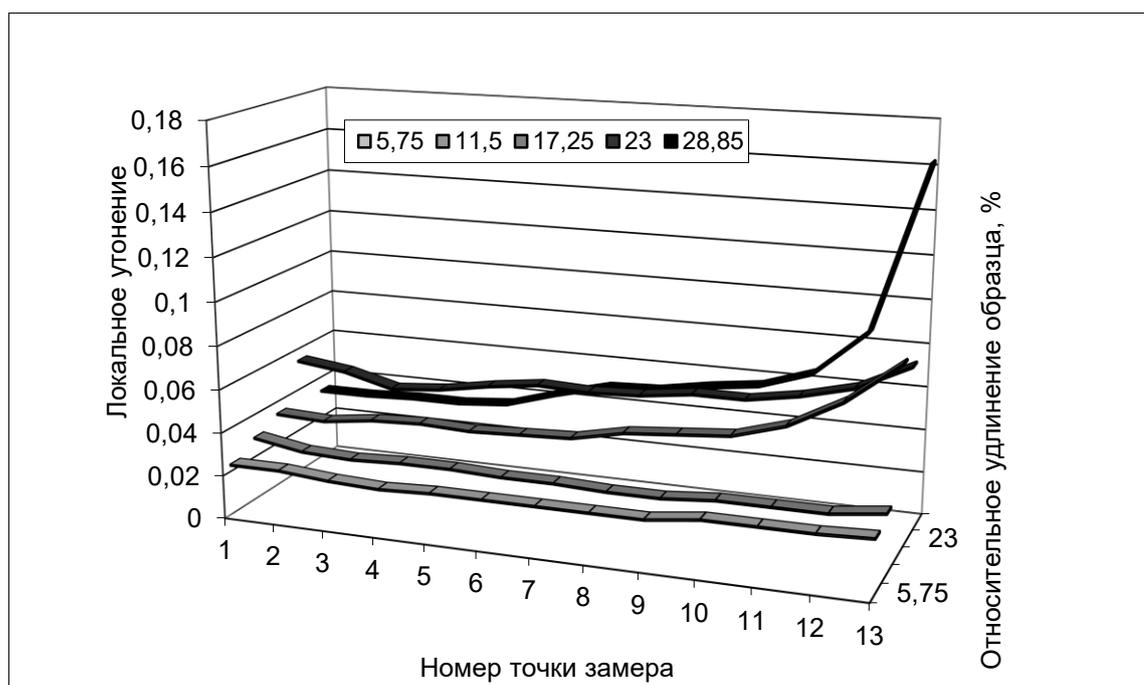


Рисунок 5.24– Графики зависимости утонения по длине образца из сплава Д16 в закалённом и состаренном состоянии [248]

Локализация деформации в очаге разрушения приводит к возникновению множественных систем скольжения, распространённых как в твёрдом растворе, так и в интерметаллидах.

Зависимость утонения по длине образца в отожжённом сплаве АМг10 (рисунок 5.25) показывает плавное увеличение деформации и её локализацию даже при малых степенях общей деформации, что свидетельствует о равномерности её протекания. Наиболее интенсивный рост утонения в сплаве наблюдается у образца, деформированного с максимальной степенью. При этом твёрдость у всех образцов имеет широкий интервал расхождений данных, поэтому для выявления очага деформации и изучения микроструктуры, также как и в случае отожжённого состояния, был выбран образец, деформированный с наибольшей степенью, в котором картина пластического течения наиболее ярко выражена.

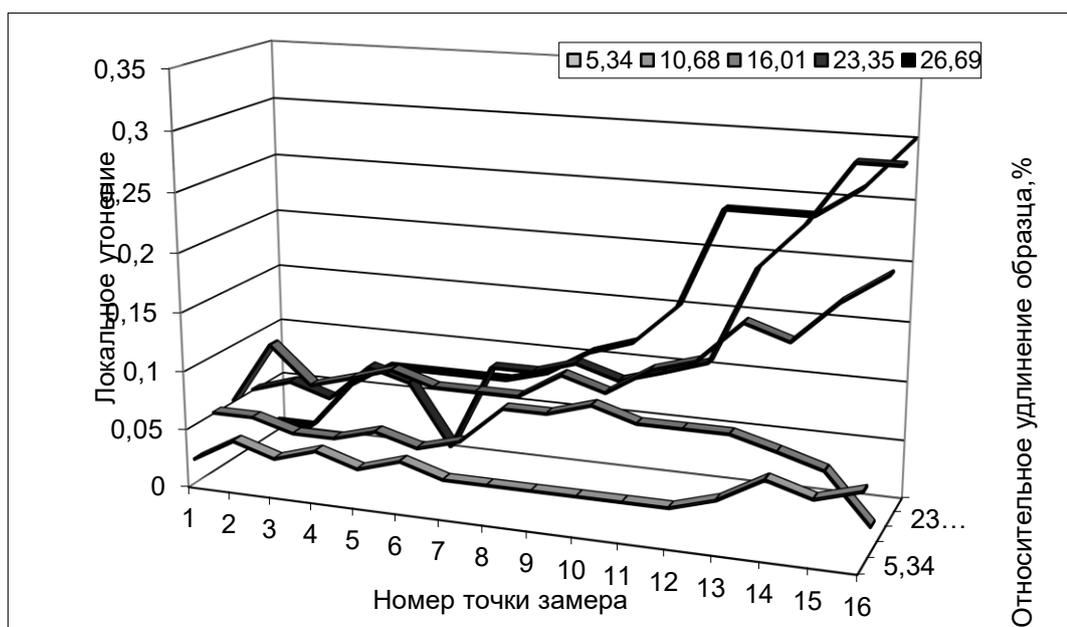


Рисунок 5.25 – Графики зависимости утонения по длине образца из сплава АМг10 в отожжённом состоянии [248]

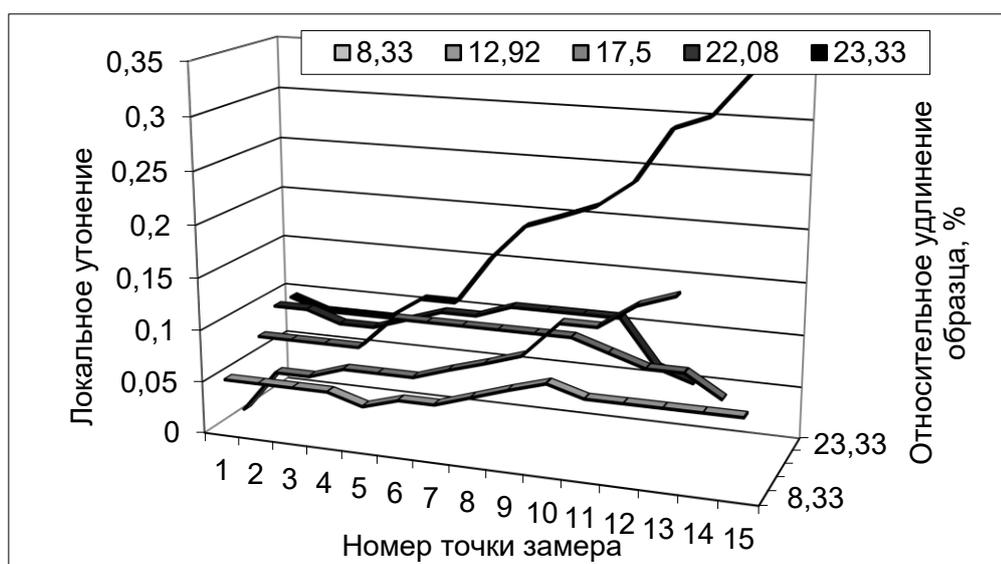


Рисунок 5.26 – Графики зависимости утонения по длине образца из сплава АМг10 в закалённом и состаренном состоянии [248]

Утонение в закалённом и состаренном состоянии у сплава АМг10 (рисунки 5.25 и 5.26) растёт и локализуется более интенсивно, чем после отжига.

В целом можно заметить, что отожжённое состояние у обоих сплавов показало более равномерное изменение утонения, чем состаренное, что связано с

характером распределения вторичных фаз и значительными различиями в механических свойствах твёрдого раствора и упрочняющих фаз.

В сечениях, имеющих утонение, соответствующее наиболее вероятному значению для образца, вырезались образцы для изготовления травлёных микрошлифов. Микроструктуру исследовали по толщине образца.

5.5 Влияние структурной энтропии на штампуемость листовых алюминиевых сплавов

Сравнение зависимостей структурной энтропии и обобщённого показателя штампуемости (рис.5.27) листовых алюминиевых сплавов в отожжённом состоянии показывает, что их характер имеет зеркальную зависимость: рост структурной энтропии вызывает снижение показателя штампуемости, а её снижение – увеличение показателя штампуемости.

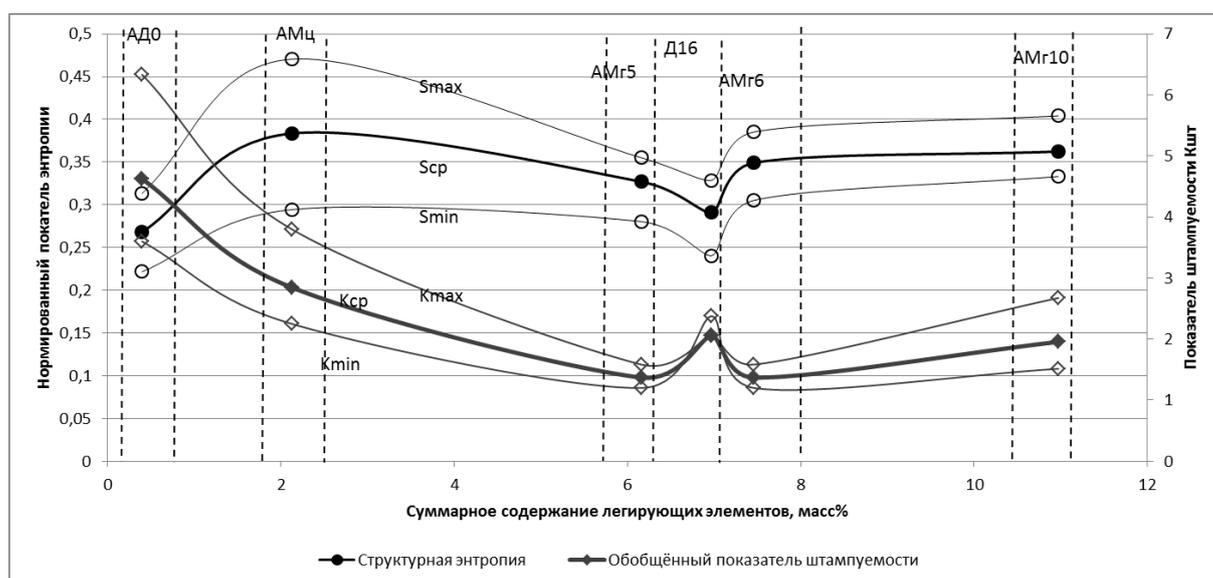


Рисунок 5.27 - Изменение структурной энтропии алюминиевых сплавов и обобщённого показателя штампуемости $K_{шт}$ с ростом суммарного содержания легирующих элементов

Присутствие на этой диаграмме сплавов АМц и Д16, относящихся к другим системам легирования, чем сплавы АМг5, АМг6, АМг10 подтверждают выявленную закономерность.

5.6 Влияние толщины заготовок и слоистой структуры алюминиевых сплавов на энтропию, механические и технологические свойства

Многослойные образцы на основе металлических сплавов представляют собой материалы, состоящие из нескольких прилегающих тонких слоев металла, которые соединены между собой либо пластическим деформированием, как показано в работах [64-70, 91, 275], либо с помощью полимерных прослоек, как показано в работах [71-90]. В случае применения полимера структурная энтропия многослойного образца будет являться суммой энтропии многослойности и энтропии объёмной доли связующего. В отсутствие связующего энтропия объёмной доли отсутствует. На рис. 5.28 показано изменение структурной энтропии многослойности, вносимой наличием слоистой структуры, т.е. чередованием слоёв одного и того же металла без применения полимерного связующего. Анализ рисунка 5.28 показывает монотонный рост энтропии многослойности с увеличением количества слоёв в многослойном образце.

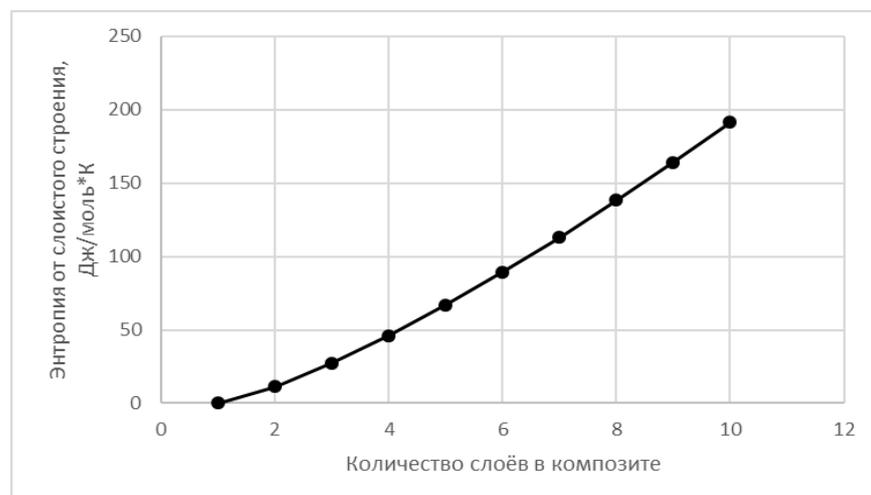
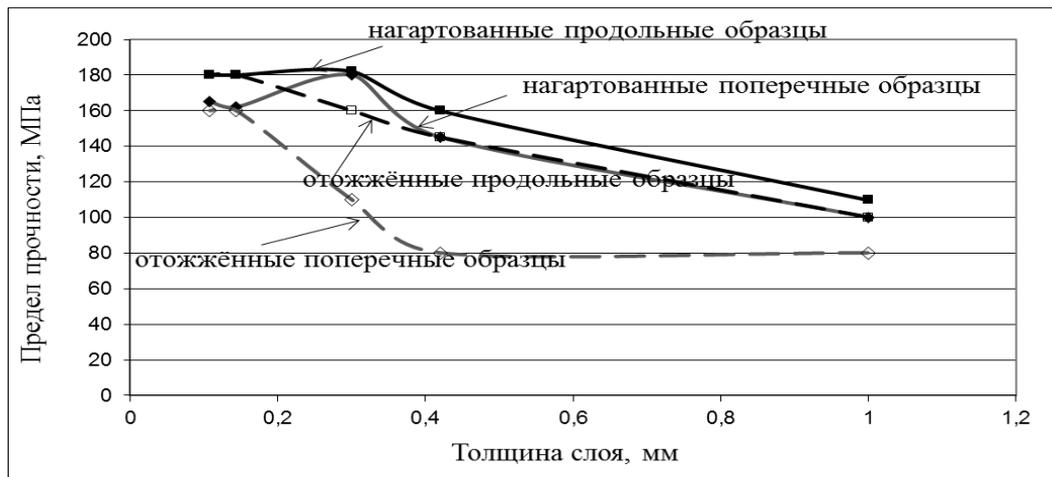
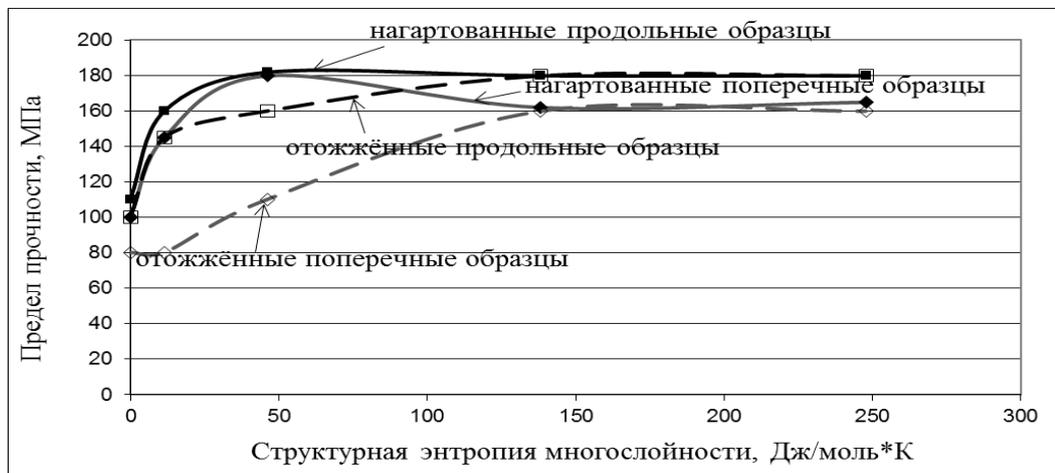


Рисунок 5.28 - Зависимость структурной энтропии многослойности от количества слоёв в многослойном образце

График зависимости предела прочности от толщины слоя и структурной энтропии многослойности образцов, полученных совместной прокаткой листовых заготовок из сплава АМц без применения связующего (см.раздел 3.7.1), холоднокатаных и отожжённых, представлен на рисунке 5.29. Сплошные линии соответствуют данным для холоднокатанных образцов, пунктирные – для отожжённых.



а)



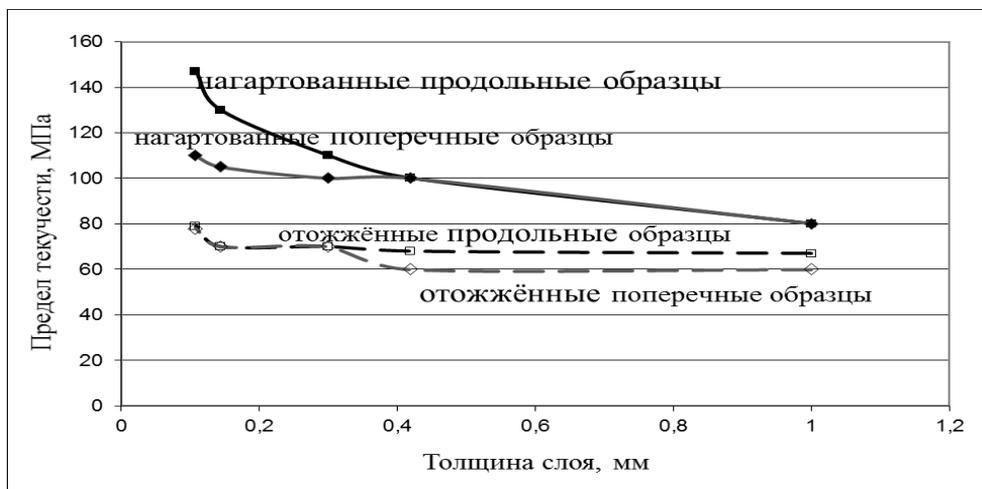
б)

Рисунок 5.29 - График зависимости предела прочности образцов от толщины слоёв (а) и структурной энтропии многослойности (б) [299, 300]

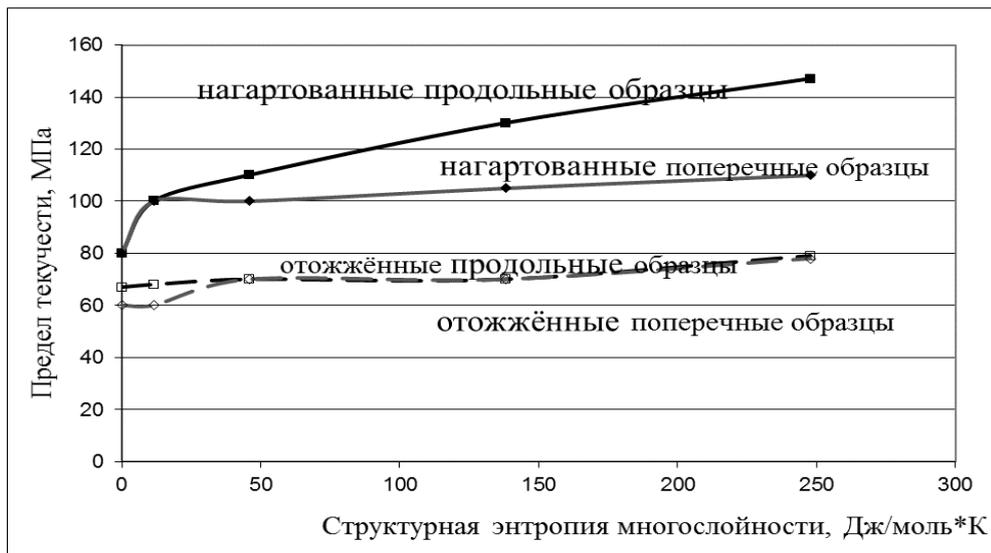
Из рисунка 5.29 видно, что с уменьшением толщины слоёв предел прочности нагартованных многослойных образцов увеличивается, а для отожжённых образцов незначительно снижается. Рост структурной энтропии,

связанный со слоистым строением многослойных образцов, приводит к увеличению предела прочности. При восьмислойной структуре с толщиной отдельного слоя около 0,14 мм, характеризуемой уровнем энтропии многослойности около 150 Дж/моль*К, отжиг не приводит к снижению предела прочности.

График зависимости условного предела текучести от толщины отдельного слоя многослойных образцов из сплава АМц, нагартованных и отожжённых, представлен на рисунке 5.30.



а)



б)

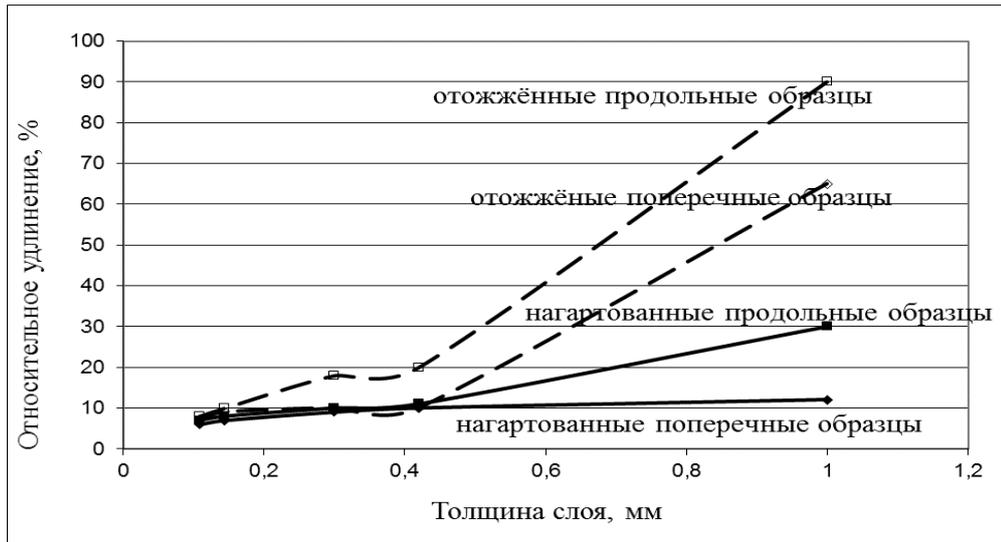
Рисунок 5.30 - График зависимости условного предела текучести образцов от толщины слоёв (а) и структурной энтропии многослойности (б) [299, 300]

Из рисунка 5.30 видно, что при уменьшении толщины многослойных холоднокатанных образцов условный предел текучести увеличивается, особенно при толщине ленты менее 0,4 мм. Отжиг приводит к снижению условного предела текучести по сравнению с нагартованным состоянием. Но в целом, тенденция увеличения предела текучести при уменьшении толщины ленты сохраняется. Увеличение энтропии многослойности приводит к росту предела текучести, возрастает разница между значениями для продольных и поперечных образцов, а для отожжённых этого различия не наблюдается, начиная с 4-х слойной структуры с уровнем энтропии около 60 Дж/моль*К.

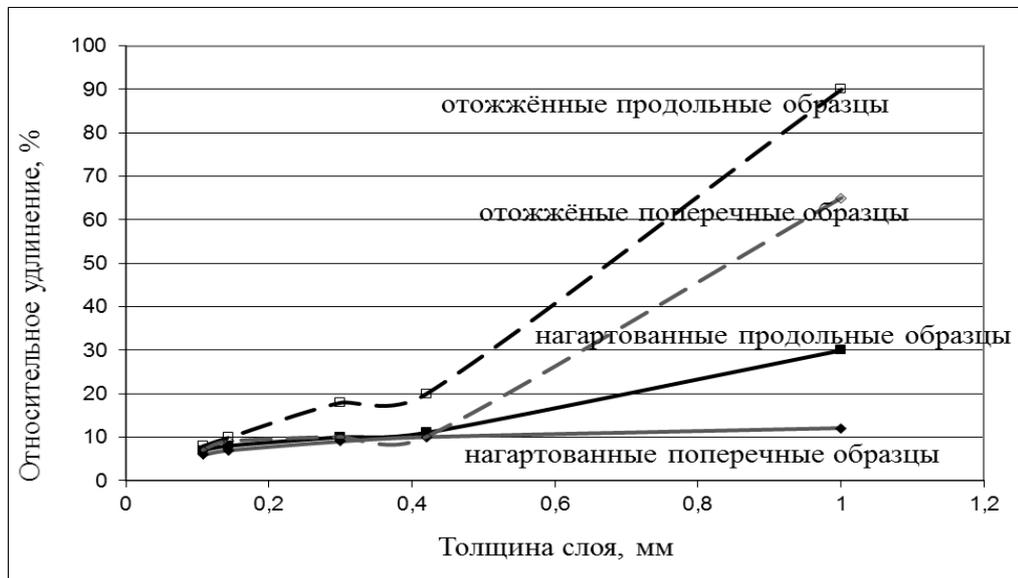
График зависимости относительного удлинения от толщины отдельного слоя и энтропии многослойности образцов из сплава АМц, нагартованных и отожжённых, представлен на рисунке 5.31.

Относительное удлинение отожжённых многослойных образцов из сплава АМц примерно в 2 раза ниже нагартованных. С уменьшением толщины образцов, как холодно катанных, так и отожжённых, относительное удлинение снижается, и для лент с толщиной менее 0,1 мм становится одинаковым, около 9...10%.

Число текучести (рисунок 5.32) $n = \sigma_{0,2} / \sigma_b$ холоднокатанных многослойных образцов из сплава АМц, в среднем выше, чем у отожжённых. Можно заметить снижение числа текучести холодно катанных лент при уменьшении толщины с 0,8 до 0,3 мм.

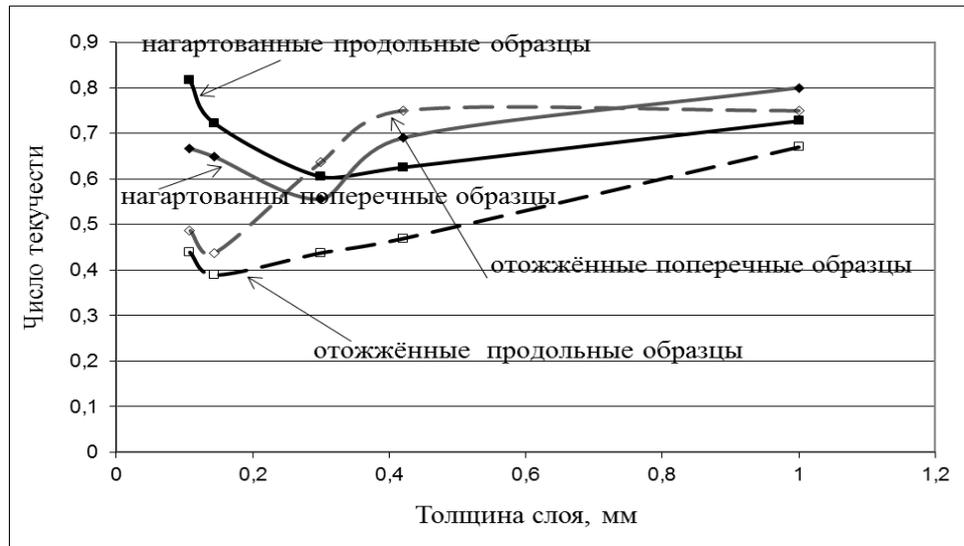


а)

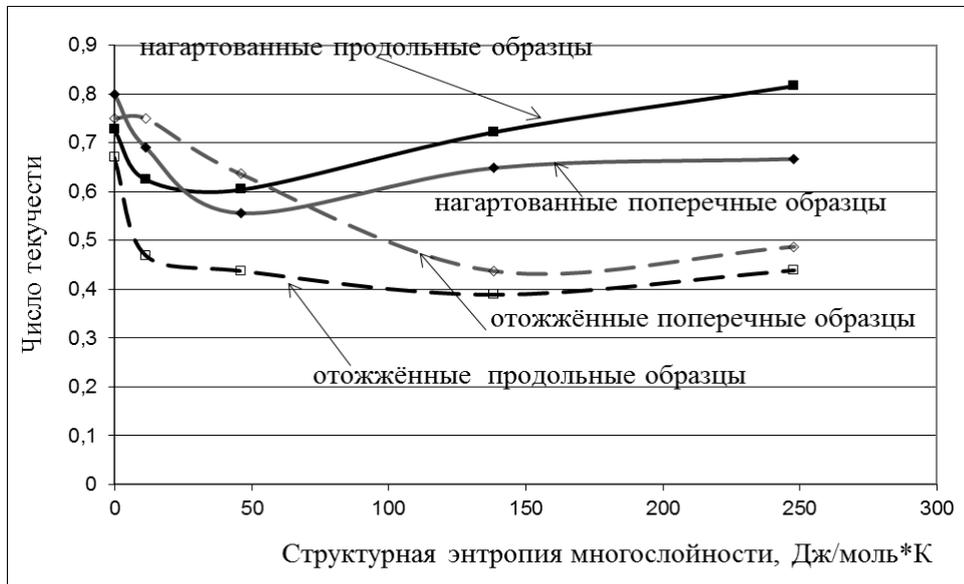


б)

Рисунок 5.31 - График зависимости относительного удлинения образцов от толщины слоёв (а) и структурной энтропии многослойности (б) [299, 300]



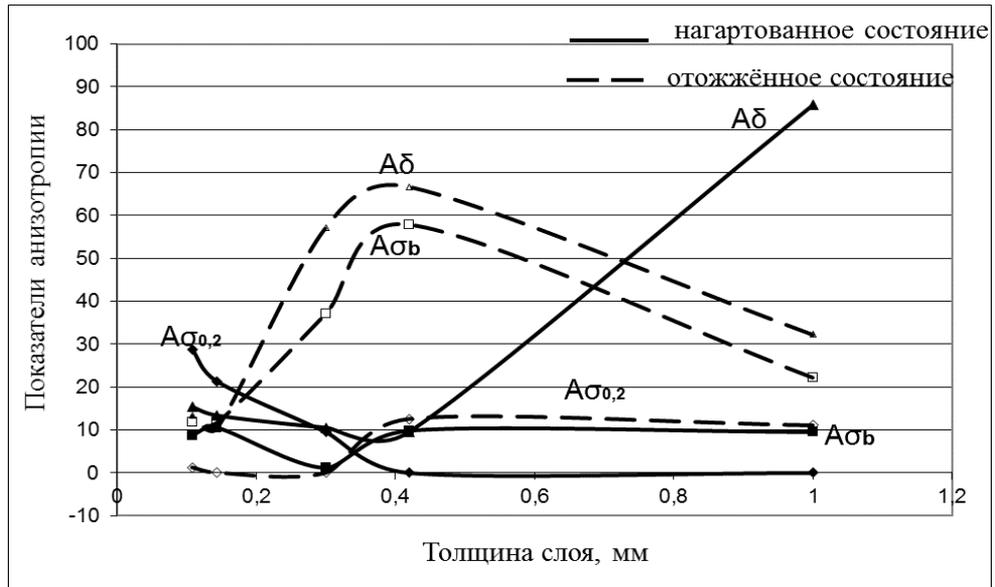
а)



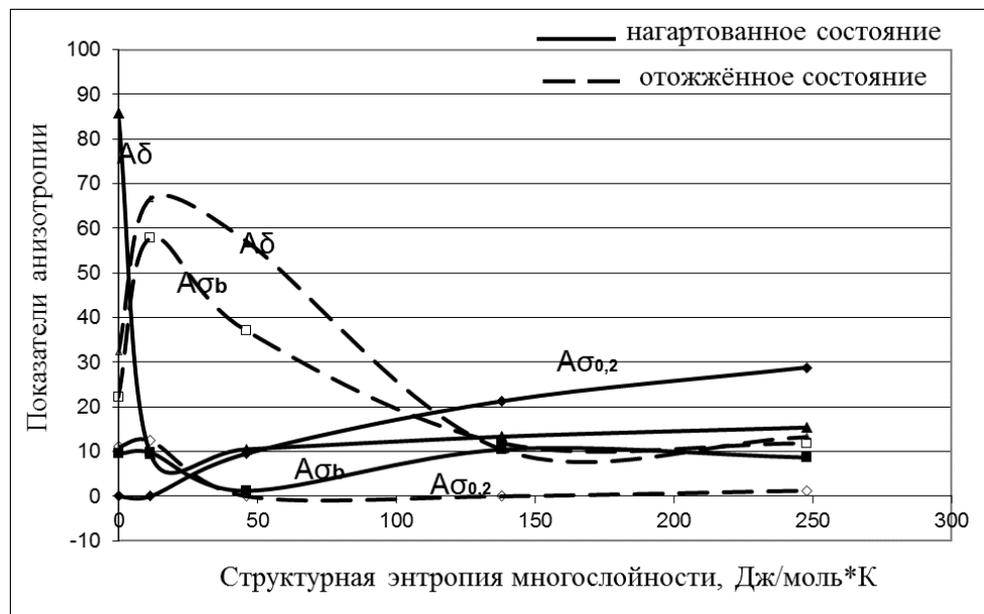
б)

Рисунок 5.32 – Влияние толщины ленты (слоя в слоистом композите) (а) структурной энтропии многослойности (б) и на показатели числа текучести [299, 300]

При меньшей толщине число текучести холодно катанных образцов повышается. Зависимость числа текучести от структурной энтропии многослойности показывает, что отжиг положительно влияет на штампуемость 8-ми слойных лент, если структурная энтропия достигает 150 Дж/моль*К, а толщина слоёв менее 0,2 мм.



а)



б)

Рисунок 5.33 - Графики индексов анизотропии в зависимости от толщины слоя слоёв (а) и структурной энтропии многослойности (б) образцов из сплава АМц [299, 300]

Показатели анизотропии основных механических свойств (рис.5.33) для лент в составе слоистого композита показывают, что разность предела прочности между продольными и поперечными образцами в прокатанном состоянии сохраняет непрерывные значения, если толщина слоя уменьшается от 1 до 0,4 мм. В интервале толщины слоя имеется разница в показателях анизотропии, а при

толщине слоя 0,12-0,14 мм значения анизотропии прочности возвращаются к значениям 10-11%, как для толщины 0,4-1,0 мм.

В отожженном состоянии показатель анизотропии предела прочности возрастает с уменьшением толщины слоев от 1 до 0,4 мм. Более тонкие пленки обладают меньшей анизотропией прочности на растяжение. Такой же характер изменения наблюдается для относительного удлинения. Поведение анизотропии предела текучести при холоднокатаном состоянии сохраняет низкие постоянные значения для толщины фольги 0,4-1,0 мм. Затем анизотропия предела текучести возрастает с уменьшением толщины фольги.

Увеличение количества слоёв, структурной энтропии многослойности приводит к снижению показателей анизотропии как прочностных, так и пластических характеристик. В этом случае наблюдается положительное влияние структурной неоднородности на штампуемость слоистых образцов, несмотря на понижение пластичности.

Для иллюстрации состояния контактной поверхности между слоями и оценки толщины слоев проводился микроструктурный анализ. На рисунках 5.34-5.36 представлены изображения микроструктуры 12-слойного образца при различных увеличениях.

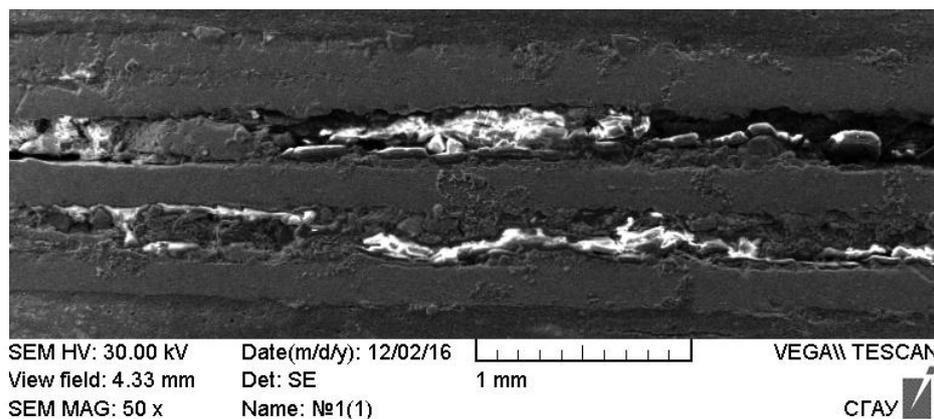


Рисунок 5.35 – Микроструктура 12-ти слойного образца, x50

На микроструктуре, полученной при 50-ти кратном увеличении отчётливо видны 3 слоя, разделённых между собой (рис.5.34).

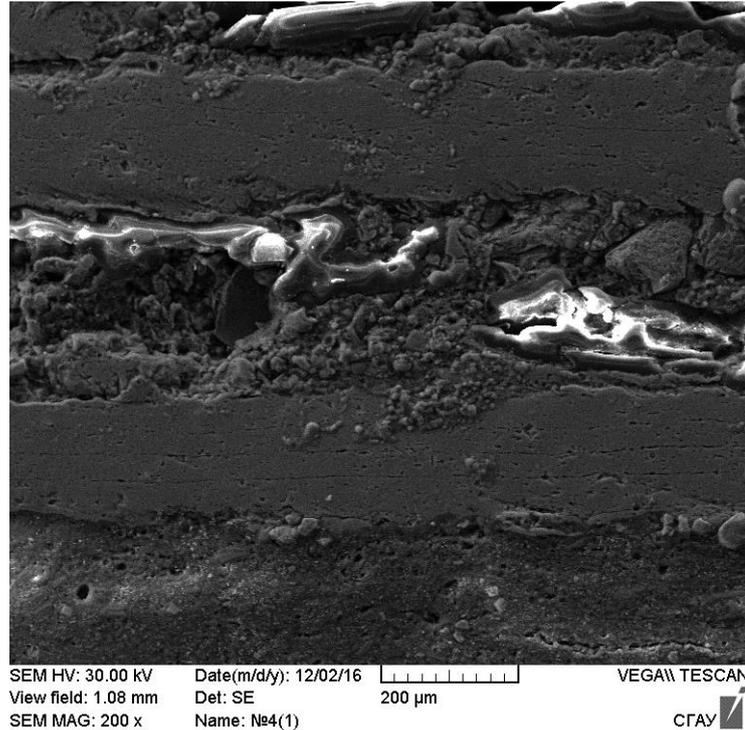


Рисунок 5.35 – Микроструктура 12-ти слойного образца, х300

При большем увеличении (рис. 5.35, 5.36) в каждом слое просматриваются 4 слоя толщиной 36...61 мкм. При этом 2 срединных слоя заметно тоньше, чем боковые, имеющие неровную поверхность.

Вероятно, что основное соединение слоёв произошло на первых двух переходах, когда толщина отдельных слоёв составляла 0,5...1 мм. При последующих переходах, несмотря на значительные обжатия, происходило расслоение 4-х слойных фрагментов.

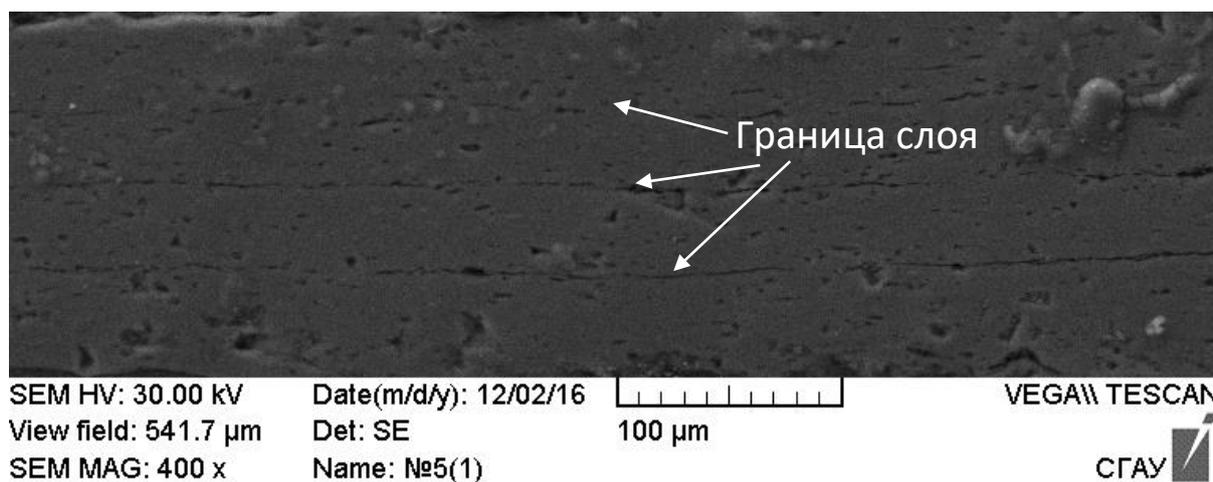


Рисунок 5.36 – Микроструктура 12-ти слойного образца, x400

Из этих рассуждений следует, что для получения слоистой заготовки необходимо проводить соединение в 1-2 перехода, что позволяет получать слои толщиной 0,3...0,4 мм, характеризующиеся наилучшими сочетаниями механических, технологических свойств.

Полученные данные показывают, что общее обжатие при прокатке 110-120%, приводящий к толщине слоя 0,4 мм после второго прохода прокатки, не позволяет устранить холодное упрочнение при отжиге. Тонкие пленки толщиной 0,12-0,14 мм имеют высокую прочность на растяжение. Кроме того, поперечные и продольные образцы существенно не различаются при прокатке и отжиге.

Очень близкие значения предела текучести для поперечных и долевых образцов в холодном состоянии сохраняют аналогичное поведение при отожженном состоянии. Потеря предела текучести после отжига имеет место для всех обжатий и толщины слоя.

Относительное удлинение уменьшается с уменьшением толщины фольги при прокатке и отжиге, за исключением продольных образцов. Хотя относительное удлинение уменьшается и остается очень низким для толщины слоя 0,12-0,4 мм, его значения в два раза превышают значения для других состояний. Несмотря на низкую пластичность для тонких многослойных образцов, число текучести имеет низкие значения для 8- и 12-слойных образцов с толщиной фольги 0,12-0,14 мм из-за потери предела текучести и сохранения

высоких значений предела прочности при растяжении. Результаты исследования [301] показывают прочность на разрыв эталонной холоднокатаной чистой алюминиевой фольги, имеющей толщину 14 мкм, которая составляет около 35 МПа, а общее удлинение 2% и 52 МПа и 3,5% соответственно для предела прочности при растяжении и удлинения фольги при термообработке (отжиг при 425°C в течение 7 мин).

Низкие значения числа текучести демонстрируют лучшую способность к операциям листовой штамповки, поэтому многослойные образцы из самой тонкой фольги демонстрируют хорошую способность к штампу и меньшую анизотропию удлинения.

Показатели анизотропии показывают более неоднородное поведение механических свойств в отожженном состоянии по сравнению с состоянием холодного проката. Анизотропию отожженного состояния можно объяснить большей пластичностью после отжига из-за возможности дислокационного скольжения. Но при толщине фольги менее 0,4 мм пластичность снижается, потому что расстояние пробега дислокации становится коротким и недостаточно для скольжения. Эта модель описана Costache et al. в работе [302]. Границы слоев, которые наблюдаются на рис.5.36, становятся барьером для дальнейшего перемещения дислокаций. Микроструктура сварных слоев алюминиевого сплава AA6111-T4 в [303] показывает мелкозернистую структуру на поверхности раздела. Эта область, по-видимому, является границей с более высокой прочностью, которая ограничивает пластическую деформацию. Поэтому возможность холодного упрочнения уменьшается из-за роста плотности дислокаций, и пластичность становится ограниченной, что доказано Lederer., Kunčick et al. [304].

5.6.1 Исследование штампуемости алюминий-полимерных слоистых КОМПОЗИТОВ

Результаты расчёта структурной энтропии, вносимой объёмной долей полимера и металла в многослойном композитном образце, состоящем из

чередующихся слоёв металла и связующего полимера, представлены на рисунке 5.37. Расчёты выполнены для случая равной толщины отдельных слоёв полимера и металла, хотя на практике их толщина может быть различной.

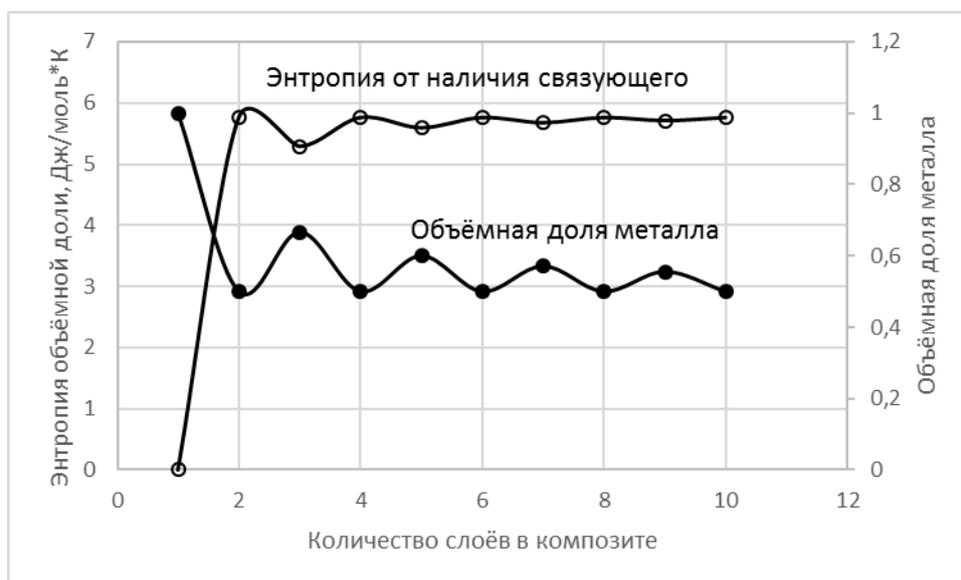


Рисунок 5.37 - Зависимость структурной энтропии, вносимой наличием связующего пластика от количества слоёв в металл-полимерном композите

Анализ рисунка 5.37 показывает, что наиболее значительный рост энтропии объёмной доли полимера наблюдается в двухслойном композите, созданном за счёт соединения 1 слоя металла и 1 слоя пластика. В трёхслойном композите, состоящем из 2 слоёв металла, соединённых 1 слоем полимера, структурная энтропия объёмной доли связующего незначительно снижается и далее наблюдается колебание этой величины около среднего значения 5,7 Дж/моль*К. Причём чем больше количество слоёв, тем меньше отклонение от средней величины энтропии.

Сравнение масштабных шкал рисунков 5.28 и 5.37 показывает, что уровень энтропии, вносимой только многослойной структурой, значительно превышает значения энтропии, вносимой присутствием связующего пластика.

Исследование штампуемости алюминий-полимерных композитных заготовок, полученных по методике, описанной в разделе 3.7.2, из сплава АМц с прослойками из полимера (полиэтилен+полипропилен) и из сплава 1420 с прослойками из этого же полимера, показано на примере изменения

коэффициента пружинения (рис.5.38), высоты цилиндрического стаканчика (5.39) и высоты сферической лунки (5.49) в зависимости от базового алюминиевого сплава, количества слоёв (схемы сборки) и энтропии объёмной доли связующего.

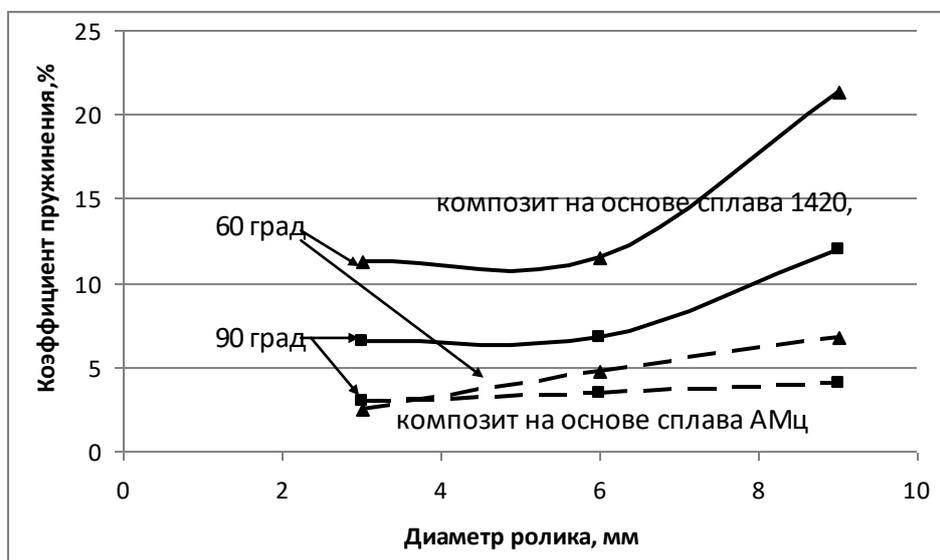


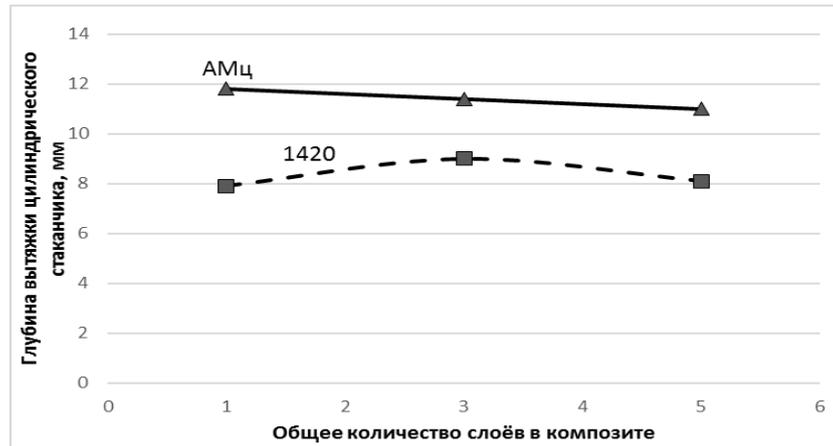
Рисунок 5.38 - Коэффициент пружинения трёхслойных металл-полимерных образцов на основе сплавов АМц и 1420 после гибки на угол 60° и 90° [39]

На рисунке 5.38 представлено изменение коэффициента пружинения в зависимости от диаметра роликов для трёхслойных металл-полимерных образцов на основе сплавов 1420 и АМц. С увеличением радиуса изгиба за счет применения роликов большего диаметра, увеличивается эффект упругой отдачи для композитных образцов на основе обоих сплавов и обоих углов изгиба. У композитного образца на основе сплава 1420 упругая отдача значительно выше, чем у композитного образца на основе сплава АМц. Уменьшение угла между полками полосы при изгибе от 90 до 60°, т.е. увеличение степени деформации, приводит увеличению упругой отдачи. Наиболее заметны эти различия в свойствах образцов, изготовленных на основе сплава 1420, - различия составляют 1,7...1,9 раза. В образцах на основе сплава АМц наибольшие различия наблюдаются при гибке с использованием роликов диаметром 9 мм (около 1,8

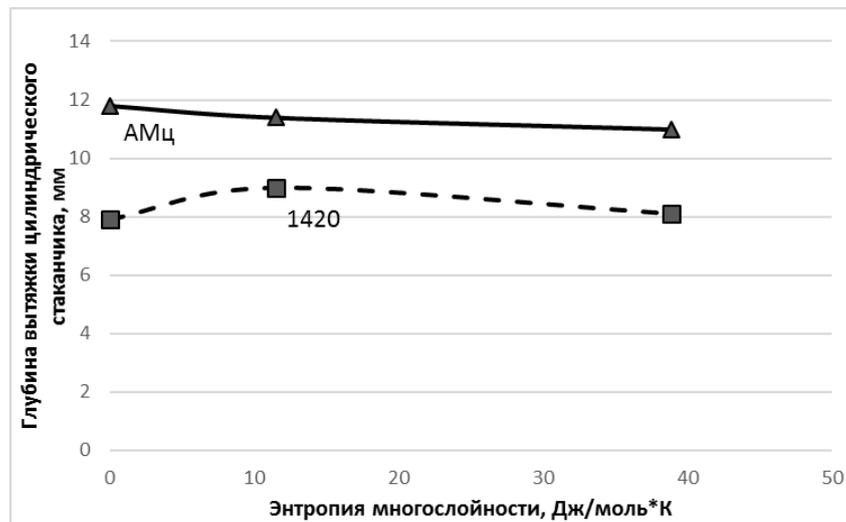
раза), а при гибке с использованием роликов диаметром 3 мм значения упругой отдачи имеют одинаковые значения.

Как показано в источниках [1, 244], упругое пружинение композитного материала, помимо геометрии инструмента (угла между полками, радиуса гибки), зависит от соотношения предела текучести к модулю Юнга. Учёт геометрии инструмента, параметров гибки, энтропии многослойности и объёмной доли связующего показал, что упругое пружинение в исследуемых композитах составляет 0,01...0,02 для трёхслойного композита на основе сплава АМц и 0,03...0,06 – для композитных образцов на основе сплава 1420. Отношение предела текучести к пределу прочности для этих сплавов согласно [35, 305] составляет в среднем $8,57 \cdot 10^{-4}$ и $3,55 \cdot 10^{-3}$, что на 1...2 порядка меньше, чем значения, полученные в ходе эксперимента. Таким образом, энтропия многослойности и объёмной доли приводит к повышению пружинения слоистых композитных образцов на основе сплавов АМц и 1420.

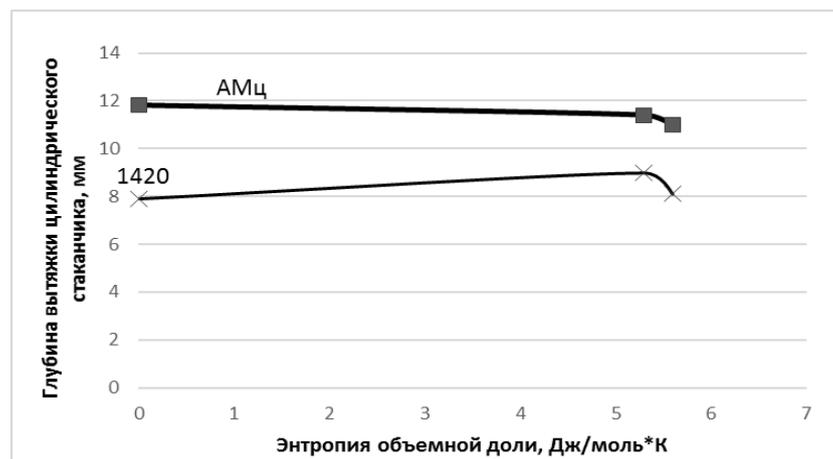
На рисунке 5.39 представлены зависимости глубины вытяжки стаканчика до образования придонной трещины. Появление пластика между слоями сплава АМц приводит к уменьшению высоты вытягиваемого стаканчика на 28-30%, а увеличение количества слоёв от трёх до пяти в композитном образце на основе сплава АМц не влияет на высоту стаканчика. Появление пластика между слоями сплава 1420 в трёхслойном композитном образце не приводит к изменению высоты стаканчика. Увеличение количества слоёв в композитном образце на основе сплава АМгб без изменения объёмной доли пластика способствует увеличению высоты вытягиваемого стаканчика примерно на 15-20%. У исходных сплавов разница в высоте стаканчика до образования трещины составляет около 80%, в трёхслойных композитах эта разница сокращается до 30%, а в пятислойных не превышает 10%.



а)

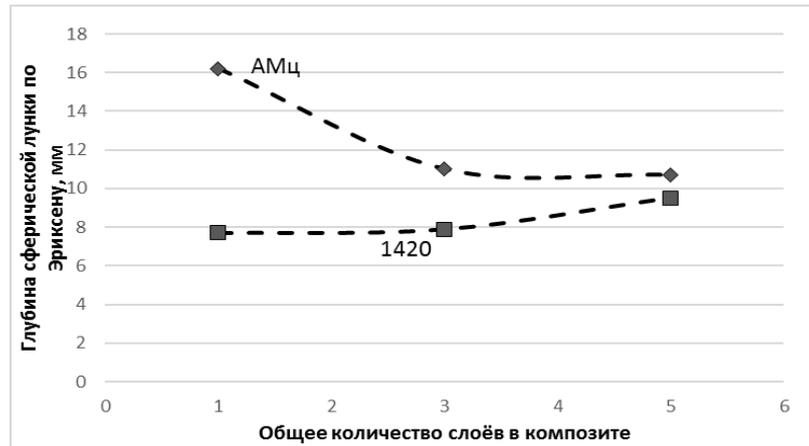


б)

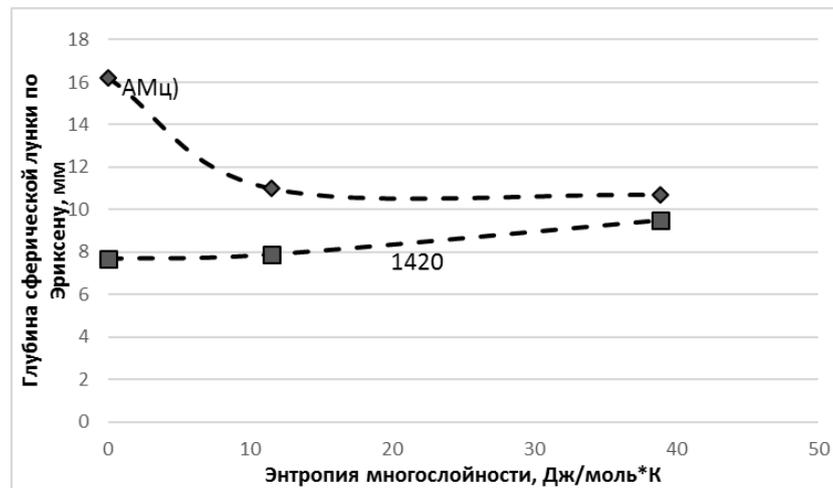


в)

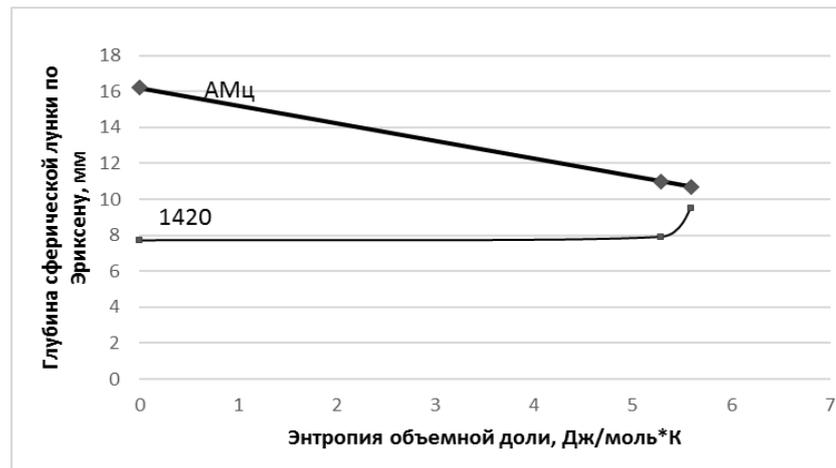
Рисунок 5.39 - Зависимость глубины вытяжки композитных образцов на основе сплавов АМц и 1420 от количества слоёв (а), энтропии многослойности (б) и энтропии объёмной доли (в) [39]



а)



б)



в)

Рисунок 5.40 - Зависимость глубины сферической лунки для композитных образцов на основе сплавов АМц и 1420 от количества слоёв (а), энтропии многослойности (б) и энтропии объёмной доли (в) [39]

Глубина вытяжки цилиндрического стаканчика до образования трещины практически не изменяется с увеличением энтропии многослойности, несмотря на значительное изменение энтропии при создании композитов, особенно в трёхслойном образце по сравнению с моно-материалом, состоящим только из одного сплава. Очевидно при этом, что большее влияние на высоту цилиндрического стаканчика оказывают свойства штампуемости основного металла.

Из представленных на рисунке 5.40 зависимостей высоты сферической лунки видно, что с увеличением количества слоёв в композитном образце высота сферической лунки изменяется не значительно.

Более заметное влияние оказывает базовый сплав, на основе которого получен композитный образец: у более пластичного сплава АМц значения высоты сферической лунки выше в среднем на 40% как для исходного листа, так и для трёхслойного и пятислойного композита.

Увеличение энтропии многослойности при количестве слоёв до 5 приводит к существенному снижению высоты сферической лунки по Эриксену композита на основе сплава АМц, при этом энтропия многослойности практически не оказывает влияния на этот показатель штампуемости. Увеличение энтропии объёмной доли приводит к снижению высоты сферической лунки в композитных образцах на основе сплава АМц практически линейно, а для образцов на основе менее технологичного сплава 1420 повышение энтропии за счёт появления соединительных слоёв пластика приводит к повышению высоты сферической лунки.

На основании полученных зависимостей составлена база данных и получен патент для определения технологических свойств для слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов [261].

5.7 Выводы по главе 5

Размер зерна и его однородность оказывают влияние на штампуемость листовых алюминиевых сплавов. Повышение однородности зёрненной структуры способствует увеличению штампуемости сплавов в операциях листовой штамповки.

Неоднородность распределения фаз оказывает меньшее влияние на штампуемость по сравнению с составом фаз, формируемым при старении. Выделение фазы S после старения при температуре $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и θ -фазы после старения при температуре $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к относительно высокой однородности структуры и штампуемости в сплаве Д16. Выделение фаз S и θ одновременно после старения при температуре $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ снижает штампуемость из-за неоднородности фазового состава.

Оценка структурной энтропии на основании кривых растяжения позволило установить температурные и временные границы стадий старения сплава Д16.

Подводя итог изучению влияния толщины лент на их штампуемость, можно заключить, что уменьшение толщины фольги до $0,4\text{ мм}$ при совместной холодной прокатке листов АМг2 приводит к росту прочности образцов. Причём эта тенденция сохраняется и для отожжённых образцов. Несмотря на низкую пластичность композитных слоистых образцов на основе сборки тонких лент, их число текучести имеет самые низкие значения и хорошую штампуемость для образцов, толщина фольги которых составляет $0,12\text{--}0,14\text{ мм}$. Показатели анизотропии в отожженном состоянии имеют тенденцию к уменьшению, если толщина фольги достигает значений $0,4\text{ мм}$ и менее. Холоднокатаные многослойные образцы сохраняют постоянную анизотропию прочностных свойств, если толщина фольги находится в интервале $0,4 \dots 1,0\text{ мм}$. Более тонкие пленки дают более высокую анизотропию предела текучести.

Схема сборки слоистых композитов на основе алюминиевых сплавов оказывает влияние на их штампуемость. Чем больше количество слоёв, тем больше энтропия и ниже показатели предельного коэффициента вытяжки, но

выше упругое пружинение. Увеличение количества вынуждает уменьшать толщину отдельных слоёв, что также снижает штампуемость, как для материалов изготовленных без добавления пластика, так и с пластиком в качестве соединительного материала.

Заключение

Диссертация является научно-квалификационной работой, в которой решена актуальная научно-техническая проблема – повышение штампуемости деформируемых алюминиевых сплавов за счёт получения упорядоченной структуры, имеющая важное значение для развития машиностроения, авиационной и ракетно-космической отрасли промышленности России. Решение задач, поставленных в диссертационной работе, позволило сделать следующие выводы:

1. Предложены способы количественной оценки размера зерна, степени разнотерности, распределения фаз, кристаллографической текстуры и структурной энтропии и предложены современные средства оценки штампуемости листового материала основных алюминиевых сплавов системы Al-Mg и Al-Cu-Mg. Предложенные способы позволили выявить наибольшую долю влияния кристаллографической текстуры на структурную энтропию, которая составляет 38...65% в зависимости от марки сплава и его вида обработки. В отожжённых сплавах эта доля влияния на 5-10% меньше по сравнению с нагартованным состоянием.

2. Решена комплексная проблема формирования упорядоченной структуры листовых материалов из основных алюминиевых сплавов системы Al-Mg и Al-Cu-Mg при термической и деформационной обработке, при помощи специальной энтропийной функции. Экспериментально определены взаимосвязи структурной энтропии с технологическими свойствами листового материала, и элементами структуры, характеризующимися размером зерна, степенью разнотерности, распределением фаз и фазового состава, кристаллографией текстуры и исходной толщиной. Увеличение степени легирования сплавов от технической чистоты до 10% приводит к повышению нормированного показателя структурной энтропии от 0,25 до 0,35, что сопровождается снижением показателя штампуемости

материала от 4,5 до 2. Кроме суммарного содержания легирующих элементов на показатели структурной энтропии и штампуемости оказывает влияние система легирования: сплав АМц имеет на 7-10% более высокие показатели структурной энтропии, чем сплав АМг5, а более легированный сплав Д16, имеет на 9-15% меньший уровень структурной энтропии, чем сплав АМг5.

3. Разработаны режимы получения благоприятной зёрненной структуры и фазового состава листа, определяемые химическим составом, степенью деформации, температурой и продолжительностью нагрева, а также исходным размером зерна. Расчётные зависимости нашли своё подтверждение результатами экспериментов и данными, опубликованными в литературе. Показано, что для достижения благоприятной структуры в сплаве АМг2 требуются на 80-100°C более высокие температуры нагрева при отжиге, чем для сплава АМг6.

4. Определена роль вторичных фаз в упрочнении алюминиевых сплавов и предпринята попытка найти свойства отдельных фаз по данным литературных источников, основываясь на методе суперпозиции. Данный подход показал существенные различия полученных результатов с учетом оценки их равномерного распределения в алюминиевой матрице. В сплаве Д16 структурные составляющие сплава, - твёрдый раствор и частицы упрочняющих фаз,- имеют на 20...30% более высокие показатели микротвёрдости в закалённом и естественно состаренном состоянии, чем в отожжённом. Для сплава АМг10 эта разница составляет 40...50%. Упрочняющая фаза в сплаве системы Al-Mg в среднем на 20...25% имеет более высокие показатели микротвёрдости, чем в сплаве системы Al-Cu-Mg.

5. Установлено, что дисперсность структуры в процессе деформирования листовых алюминиевых сплавов зависит от исходного состояния термообработки: отожжённого или закалённого и состаренного. У отожжённых сплавов АМг5 и АМг6 количество ОКР в одном зерне в 3...5 раз ниже, чем у нагартованных. По мере роста степени холодной деформации до 30% количество ОКР в 1 зерне уменьшается в 2...3 раза. Уменьшение фрагментации зёрен в отожжённом сплаве Д16 начинается при более высоких степенях деформации на 5...7%, чем у

закалённого и естественного состаренного. Деформирование закалённого сплава АМг10 вызывает увеличение фрагментации зёрен с ростом степени деформации, в то время как в отожжённом сплаве АМг10 деформация до 10% вызывает уменьшение фрагментации около 3,5...4 раз, и более высокие степени деформации не вызывают значительного увеличения фрагментации зёрновой структуры. На величину физического уширения линий интерференции рентгеновских лучей оказывают влияние микроискажения, которые, накапливаясь с ростом степени холодной пластической деформации, приводят к фрагментации структуры, что отражается на величине размеров областей когерентного рассеяния.

6. Показано, что структурная энтропия и неоднородность распределения упрочняющих фаз изменяются при старении дуралюмина в зависимости от температуры и продолжительности нагрева. При температурах старения 100°C и 200°C зависимости структурной энтропии и неоднородности распределения фаз имеют зеркальный характер, а при температуре старения 150°C – характер изменения структурной энтропии и неоднородности распределения фаз совпадает.

7. Показано, что в интерметаллидных фазах алюминиевых деформируемых термически упрочняемых сплавов формируется собственная текстура, которая усиливается с ростом степени деформации и претерпевает видоизменения при нагреве, что свидетельствует о протекании процессов рекристаллизации внутри интерметаллидов.

8. Установлено, что неоднородность распределения фаз оказывает меньшее влияние на штампуемость по сравнению с составом фаз, формируемым при старении. Выделение фазы S после старения при температуре 100°C и θ -фазы после старения при температуре 200°C приводит к относительно высокой однородности структуры и штампуемости сплава Д16. Выделение фаз S и θ одновременно после старения при температуре 150°C снижает штампуемость из-за неоднородности фазового состава. При этом оценка структурной энтропии на основании кривых растяжения позволила установить температурные и временные границы стадий старения сплава Д16.

9. Показано, что наличие слоистой структуры композитов по сравнению с монолитной оказывает в 50...70 раз большее влияние на уровень структурной энтропии, чем объёмная доля составных частей. Увеличение количества слоёв от 1 до 5 приводит к повышению структурной энтропии от 0 до 40 Дж/моль*К и снижению показателя предельного коэффициента вытяжки на 8-12%, и повышению упругого пружинения в 1,5...2 раза. При этом показатели анизотропии в отожженном состоянии имеют тенденцию к уменьшению, если толщина фольги достигает значений 0,4 мм. Это значение толщины принято как предельная толщина листов из алюминиевых сплавов системы Al-Mg и Al-Cu-Mg.

10. Результаты диссертации использованы при проектировании и изготовлении штампованных изделий из листовых алюминиевых сплавов на АО «Авиакор-Авиационный завод», ООО «Зетта», ООО «Гидравлика», ПАО ОДК «Кузнецов», ООО «Димитровградский металлургический завод», а также в качестве методических материалов при чтении лекций, проведении лабораторных работ и подготовке выпускных квалификационных работ бакалавров по направлениям 22.03.02 - Металлургия и 15.03.02- Машиностроение и магистров по направлению 22.04.02- Металлургия в Самарском университете на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения.

Список литературы

1. Семёнов, Е.И. Ковка и штамповка: Справочник. В 4-х т./Е. И. Семенов (пред.) и др. — М.: Машиностроение, 1985 — Т. 1. Материалы и нагрев. оборудование. Ковка / Под ред. Е. И. Семёнова, 1985. - 568 с.
2. Чижик, С.А. Обеспечение параметров качества поверхностного слоя изделий с покрытиями / С.А. Чижик, М.Л. Хейфец, В.И. Бородавко, С.А. Клименко, А.Г. Колмаков, А.В. Панин, Ю.В. Чугуй, А.А. Батаев, В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов, Г.Б. Премент // Актуальные вопросы машиноведения. - 2019. - Т. 8. - С. 361-365.
3. Бреки, А.Д. Противоизносные свойства пластичных смазочных композиционных материалов "литол24-частицы гидросиликатов магния" / А.Д. Бреки, В.В. Медведева, Н.А. Крылов, А.Г. Колмаков, Ю.А. Фадин, А.Е. Гвоздев, Н.Н. Сергеев, С.Е. Александров, Д.А. Провоторов // Материаловедение. - 2017. - № 3. - С. 38-42.
4. Гаврилова, В.Г. Анализ возможности применения различных материалов для изготовления деталей кузовов в практике автомобилестроения / В.Г. Гаврилова, М.В. Помазков, Н.Е. Караваева // Вестник Приазовского гос. техн. университета. Серия: Технические науки. - 2015. - № 31. - С. 42-50.
5. Гуреева, М.А. Повышение штампуемости листов из сплава системы Al-Mg-Si, применяемых для холодной штамповки / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко, В.В. Овчинников, В.Ф. Шамрай // КШП. ОМД. - 2007. - № 4. - С. 20-27.
6. Жарков, В.А. Испытания материалов. Гибка листов и профилей на четырехвалковой машине для корпусов ракет, трубных и каркасных изделий. Часть 1 / В.А. Жарков // Вестник машиностроения. - 2019. - № 8. - С. 56-66.
7. Жарков, В.А. Гибка листов и профилей на четырехвалковой машине для корпусов ракет, трубных и каркасных изделий. Часть 2 / В.А. Жарков // Вестник машиностроения. - 2019. - № 12. - С. 53-61.
8. Жарков, В.А. Испытания материалов. Двухугловая гибка с прижимом заготовки / В.А. Жарков // Вестник машиностроения. - 2019. - № 2. - С. 63-69.

9. Bobruk, E.V. The effect of ultrafine-grained states on superplastic behavior of Al-Mg-Si alloy / E.V. Bobruk, Z.A. Safargalina, O.V. Golubev, D. Baykov, V.U. Kazykhanov // Mater. Lett. - 2019. - Vol. 25515. - Article 126503.

10. Клепиков, Ю.М. Поведение листовой стали в процессе вытяжки при малооперационном технологическом процессе изготовления деталей / Ю.М. Клепиков // Металлообработка. - 2001. - № 1(1). - С. 62-65.

11. Патент РФ № RU2039965, МПК C1 G01 N3/28. Способ оценки штампуемости листового металла / Глинер Р.Е.; Акционерное общество "ГАЗ"// Заявл. 26.05.1992; Оpubл. 20.07.1995

12. Патент РФ № RU2613495, МПК C1 G01 N3/28. Способ испытания листовых материалов (варианты) / И.Ю. Ананченко, А.А. Кирюшин, В.А. Жарков; Открытое акционерное общество "АВТОВАЗ"// № 2015115458; Заявл. 23.04.2015; Оpubл. 16.03.2017

13. Патент РФ № RU2621324, МПК C2 G01N3/28. Способ оценки штампуемости листового материала / М.Ф. Томилов; Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Воронежский государственный технический университет" // Заявл. 19.04.2012; Оpubл. 10.09.2014

14. Патент РФ № RU2324918C1, МПК G01N3/28. Способ оценки предельной деформации при локальной листовой штамповке / А.К. Евдокимов, К.А. Назаров; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Тульский государственный университет (ТулГУ) // Заявл. 01.12.2006; Оpubл. 20.05.2008

15. Колбасников, Н. Г. Энтропийная концепция пластичности и прочности металлов при обработке давлением и разработка на ее основе технологий изготовления фольг из малопластичных металлов: дисс. д-ра техн. наук: 05.16.05 / Колбасников Николай Георгиевич. - Л., 1991. - 395 с.

16. Колбасников, Н.Г. Энтропийная концепция пластичности и прочности металлов при обработке давлением и разработка на ее основе

технологий изготовления фольг из малопластичных металлов: автореф. дисс. д-ра техн. наук: 05.16.05 / Колбасников Николай Георгиевич. - Л., 1991. - 32 с.

17. Колбасников, Н.Г. Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. Учебное пособие для вузов / Н.Г. Колбасников - СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. - 320 с.

18. Колбасников, Н.Г. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. / Н.Г. Колбасников, С.Ю. Кондратьев - СПб.: СпбГПУ, 2006. - 363 с.

19. Колбасников, Н.Г. Моделирование и управление структурой и свойствами материалов в процессах термомеханической обработки / Н.Г. Колбасников, А.А. Наумов – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015 – 273 с.

20. Yulaev A., From microparticles to nanowires and back: radical transformations in plated li metal morphology revealed via in situ scanning electron microscopy / A. Yulaev, V. Oleshko, P. Haney, J. Liu, Y. Qi, A.A. Talin, M.S. Leite, A. Kolmakov // Nano Letters. - 2018. - Т. 18.- С. -1644.

21. Хейфец, М.Л. Физико-химический структурный анализ строения материалов: от химической неупорядоченности к неравновесной термодинамике / М.Л. Хейфец, А.Г. Колмаков, С.А. Клименко // Механика машин, механизмов и материалов. - 2017. - № 2 (39). - С. 65-72.

22. Cheng, Ch.-Y. Physical metallurgy of concentrated solid solutions from low-entropy to high-entropy alloys / Ch.-Ya. Cheng, Y.-Ch. Yang, Y.-Zh. Zhong, Y.-Y. Chen, T. Hsu, J.-W. Yeh // Current Opinion in Solid State and Materials Science. - 2017. - 21. – P. 299–311.

23. Физическое металловедение. Вып.3 / Ред.Р. Кан Пер. с англ. М.: Мир, 1968. - 484 с.

24. Владимиров, В.И. Физическая теория прочности и пластичности металлов/ В.И.Владимиров - ЛПИ. Л., Ч.1. 1973. 186с.; Ч.2.1975.206 с.

25. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов./ В.В. Рыбин - М.:Металлургия, 1986. 224 с.

26. Кайбышев, А.О. Границы зёрен и свойства металлов / А.О. Кайбышев, Р.З. Валиев - М.: Металлургия, 1987. - 390 с
27. Владимиров, В.И. Дисклинации в кристаллах / В.И. Владимиров, А.Е. Романов - Л.: Наука, 1986. - 226с
28. Козлов, Э.В. Эволюция дислокационной структуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов/ Э.В. Козлов, В.А. Старенченко, Н.А. Конева // Металлы. - 1993. - №5. - С 152.
29. Козлов, Э.В. Стадии пластической деформации, эволюции субструктуры и картина скольжения в сплавах с дисперсным упрочнением/ Э.В. Козлов, Н.А. Попова, Н.А. Григорьева и др.// Изв.вузов. Физика. - 1991. - №10. - С 112.
30. Григорьев, А.К. Структурообразование при пластической деформации металлов/ А.К. Григорьев, Н.Г. Колбасников, С.Г. Фомин - СПб.: СПбГУ, 1992. - 244 с.
31. Витязь, П.А. Синтез алюминиевых наноструктурированных сплавов с иерархической структурой / П.А. Витязь, В.Т. Сенють, М.Л. Хейфец, А.Г. Колмаков, С.А. Клименко // В сборнике: Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций. XII международная конференция: Сборник материалов. - 2018. - С. 421.
32. Хейфец, М.Л. Обеспечение качества изделий в технологических комплексах / С.А. Чижик, П.А. Витязь, М.Л. Хейфец, В.И. Бородавко, Г.Б. Премент, С.А. Клименко, А.А. Батаев, В.Ю. Блюменштейн, А.С. Васильев, А.Г. Колмаков, А.А. Кречетов, А.В. Панин, Ю.В. Чугуй – Минск: Издательский дом «Белорусская наука», 2019. – 251 с.
33. Хамин, О.Н. Влияние химического состава и термообработки литейных и деформируемых Al-сплавов на их технологическую наследственность / О.Н. Хамин, В.С. Муратов // Металлургия машиностроения. - 2019. - № 1. - С. 17-20.

34. Moy, Ch.K.S. Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminium alloy / Ch.K.S. Moy, M. Weiss, J. Xia, G. Sha, S.P. Ringer, G. Ranzi // *Mater. Sci. Eng. A.* - 2012. - 552. - P. 48-60.
35. Туманов, А.Т. Авиационные материалы. Т.4. Алюминиевые и бериллиевые сплавы: Справочник / под ред. А.Т. Туманова - М.: Металлургия, 1958. – 528 с.
36. Sokolova, O.A. Metal–polymer–metal sandwiches with local metal reinforcements: A study on formability by deep drawing and bending // O.A. Sokolova, A. Carradò, H. Palkowski // *Compos. Struct.* - 2011. - 94. - 1. - P. 1-7.
37. Zhong, H. The influence of Mg/Si ratio and Cu content on the stretch formability of 6xxx aluminium alloys / H. Zhong, P.A. Rometsch, L. Cao, Yu. Estrin // *Mater. Sci. Eng. A.* - 2016. - 651. - P. 688–697.
38. Carradò, A. Metal/polymer/metal hybrid systems: Towards potential formability applications / A. Carradò, J. Faerber, S. Niemeier, G. Ziegmann, H. Palkowski // *Compos. Struct.* - 2011. - 93. - 2. – P. 715-721.
39. Носова, Е.А. Штампуемость трех- и пятислойных алюминий-полимерных композитов / Е.А. Носова, Н.В. Луконина, М.И. Храмова, М. Хархаш, Х. Палковски // *Конструкции из композиционных материалов.* - 2016. - № 3 (143). - С. 30-37.
40. Третьяков, А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А.В. Третьяков, В.И. Зюзин – изд. второе, перераб и доп. - М.:Металлургия, 1973. – 224 с.
41. Савельева, О.Г. Разработка режимов термической и деформационной обработки листов из сплавов систем Al-Mg и Al-Cu-Mg для формирования структуры, остаточных напряжений и технологических свойств, обеспечивающих улучшение штампуемости: дисс на соискание учёной степени канд.техн. наук: 05.16.09 / Савельева Оксана Григорьевна. - Самара,2013. - 155с.
42. Sala, G. A numerical and experimental approach to optimise sheet stamping technologies: part II - aluminium alloys rubber-forming / G.Sala // *Mater. Des.* - 2001. - 22. - P. 299-315.

43. Zhang, D.-H. Formability behaviors of 2A12 thin-wall part based on DYNAFORM and stamping experiment / Z D.-H.hang, D.-P. Bai, J.-B. Liu, Z. Guo // *Cheng Composites: Part B*. - 2013. – 55. - P.591–598.
44. Tardif, N. Determination of anisotropy and material hardening for aluminum sheet metal / N. Tardif, S. Kyriakides // *Int. J. Solids. Struct.* – 2012. -49. – P. 3496–3506.
45. Sidelnikov, S. Computer modeling and analysis of the energy-power process parameters of the combined machining of alloys Al-Mg system / S. Sidelnikov, A. Samchuk, D. Voroshilov, Y. Gorbunov, V. Ber, R. Galiev, R. Sokolov, V. Bespalov // *KEM* - 2019. - T. 805 - P. 25-30.
46. Güner, A. Characterization of anisotropy of sheet metals employing inhomogeneous strain fields for Yld2000-2D yield function / A. Güner, C. Soyarslan, A. Brosius, A.E. Tekkaya // *Int. J. Solids. Struct.* – 2012. - 49. - 3517–3527.
47. Engler, O. Effect of natural ageing and pre-straining on strength and anisotropy in aluminium alloy AA 6016 / O. Engler, C. Schäfer, O. R. Myhr // *Mater. Sci. Eng., A* - 2015. - 639. - P. 65–74.
48. Sala, G. A numerical and experimental approach to optimise sheet stamping technologies, Part I: mild steel press-forming / G. Sala // *Mater. Des.* - 2001. - 22. - P. 285-298.
49. Минаков, А.А. Практическая применимость многослойных металлических материалов в различных отраслях машиностроения / А.А. Минаков, А.И. Плохих // *Будущее машиностроения России: Материалы 9-й Всеросс. конф. молодых ученых и специалистов* – М.: Изд. МГТУ. - 2016. - С. 194 – 196.
50. Wenyu, M. Influence of solution heat treatment on mechanical response and fracture behaviour of aluminium alloy sheets: An experimental study / M. Wenyu, B. Wang, L. Yang, X. Tang, W. Xiao, J. Zhou // *Mater. Des.* - 2015. - 88. - P.1119 – 1126.

51. 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-Fer. Metals*. - 2019. - Т. 47. - № 2. - С. 48-53.

52. Baranov, V.N. Investigation of mechanical properties of cold-rolled, annealed and welded semi-finished products from the test alloys of Al-Mg system, economically alloyed with scandium / V.N. Baranov, S.B. Sidelnikov, T.A. Orelkina, I.L. Konstantinov, D.S. Voroshilov, O.V. Yakivvyuk, I.N. Belokonova, Y.Y. Zenkin, Frolov V.F. // *IOP Conf. Ser.: Mat. Sci.Eng.* - 2018. - P. 012015.

53. Баранов, В.Н. Исследование механических свойств листового проката и сварных соединений из сплавов Al-Mg, легированных скандием / В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, В.Ф. Фролов, Е.Ю. Зенкин, Т.А. Орелкина, И.Л. Константинов, Д.С. Ворошилов, О.В. Якиввюк, И.Н. Белоконова // *Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии*. - 2018. - № 41. - С. 184-190.

54. Baranov, V. Study of strength properties of semi-finished products from economically alloyed high-strength aluminium-scandium alloys for application in automobile transport and shipbuilding / V. Baranov, S. Sidelnikov, D. Voroshilov, O. Yakivvyuk, I. Konstantinov, R. Sokolov, I. Belokonova, E. Zenkin, V. Frolov // *Open Engineering*. - 2018. - Т. 8. - № 1. - P. 69-76.

55. Yakivvyuk, O.V. Understanding the mechanical properties of semi-finished products made of aluminium-scandium alloy / O.V. Yakivvyuk, V.N. Baranov, S.B. Sidelnikov, Y.A. Zenkin, A.I. Bezrukikh // *Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Технические науки*. - 2017. - Т. 11. - № 3.- P. 147.

56. Баранов, В.Н. Исследование режимов прокатки и механических свойств холоднокатаных, отожженных и сварных полуфабрикатов из опытных сплавов системы Al - Mg, экономнолегированных скандием / В.Н. Баранов, С.Б. Сидельников, А.И. Безруких, Е.Ю. Зенкин // *Цветные металлы*. 2017. № 9. С. 91-96.

57. Patlan, V. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing / V. Patlan, A. Vinogradov, K. Higashi, K. Kitagawa // *Mat. Sci. Eng. A.* - 2001. - 300. - 1-2. - P. 171 – 182.
58. Гладковский, С.В. Структура и сопротивление динамическому нагружению многослойного сталеалюминиевого композита, полученного методом пакетной прокатки / С.В. Гладковский, С.В. Кутенева, В.Е. Веселова, Е.А. Коковихин // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение.* - 2016. - Т. 18. - № 3. - С. 77 – 92
59. Калашников, И.Е. Антифрикционный композиционный материал на основе сплава системы Al-Sn / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, П.А. Быков, А.Г. Колмаков, Р.С. Михеев // *Физика и химия обработки материалов.* 2020. № 2. С. 65-71.
60. Bouquerel, J. Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-T6 alloy / J. Bouquerel, B. Diawara, A. Dubois, M. Dubar, J.- B. Vogt, D. Najjar // *Mater. Des.* - 2015. - 68. - P. 245 – 258.
61. Hua, X. Fuel cap stamping simulation of AA5754 sheets using a microstructure based macro-micro multi-scale approach / X. Hua, D. S. Wilkinson, M. Jain, P.Wu, R. K. Mishra // *Comput. Mater. Sci.* - 2015. - 98. - P. 354–365.
62. Ben Hmida, R. Influence of the initial grain size in single point incremental forming process for thin sheets metal and microparts: Experimental investigations / R. Ben Hmida, S. Thibaud, A. Gilbin, F. Richard // *Mat. Des.* - 2013. - 45. - P. 155 – 165.
63. Васильев, В.В. Композиционные материалы: справочник / В.В. Васильев, В.Д. Протасов, В.В. Болотин и др. - М.: Машиностроение, 1990. - 512 с.
64. Колесников, А.Г. Многослойные конструкционные материалы с ламинарным строением / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Д.В. Власова // *Металлургия машиностроения.* - 2016. - № 2. - С. 20-22.
65. Колесников, А.Г. Многослойные металлические материалы конструкционного назначения с ламинарным строением / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Д.В. Власова // В сборнике: Проблемы и достижения в инновационных

материалах и технологиях машиностроения. Материалы Междунар. науч.-техн. конф. Ответственный редактор О.Ю. Еренков - 2015. - С. 125-127.

66. Колесников, А.Г. Исследование структуры и свойств многослойных материалов на основе алюминиевых сплавов / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, М.О. Миронова // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. - 2011. - № 11. - С. 7.

67. Колесников, А.Г. Исследование структуры и свойств многослойных материалов на основе алюминиевых сплавов / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, М.О. Миронова // Производство проката. - 2011. - № 4. - С. 32.

68. Колесников, А.Г. Многослойные наноструктурированные материалы конструкционного назначения / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Ю.С. Комиссарчук // В сборнике: Международный форум по нанотехнологиям (электронный ресурс). - 2010. - С. 79.

69. Колесников, А.Г. Исследование силовых параметров прокатки многослойных материалов / А.Г. Колесников, Э.А. Салманов // В сборнике: Будущее машиностроения России. Сборник докладов 12-й Всеросс. конф. молодых ученых и специалистов (с международным участием). - 2019. - С. 419-420.

70. Колесников, А.Г. Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок / А.Г. Колесников, Ш.Т. Мечиев, И.Ю. Панова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008.- № 1. - С. 42-43.

71. Каблов, Е.Н. Конструируемые слоистые материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов и стеклопластиков в конструкциях летательных аппаратов нового поколения / Е.Н. Каблов, В.В. Антипов, Р.И. Гирш, Н.Ю. Серебренникова, А.Н. Коновалов // Вестник машиностроения. - 2020. - № 12. - С. 46-52.

72. Антипов, В.В. Перспективы применения в авиационных конструкциях слоистых металлополимерных материалов на основе алюминиевых сплавов // В.В.

Антипов, Н.Ю. Серебренникова, А.Н. Коновалов, Ю.Н. Нефедова // *Авиационные материалы и технологии*. - 2020. - № 1 (58). - С. 45-53.

73. Антипов, В.В. Слоистые гибридные материалы на основе листов из алюминий-литиевых сплавов / В.В. Антипов, Н.Ю. Серебренникова, В.В. Шестов, В.В. Сидельников // *Авиационные материалы и технологии*. - 2017. - № 5. - С. 212-224.

74. Podzhivotov, N.Y. Laminated metal-polymeric materials in structural elements of aircraft // N.Y. Podzhivotov, E.N. Kablov, V.V. Antipov, V.S. Erasov, N.Y. Serebrennikova, M.R. Abdullin, M.V. Limonin // *Inorg. Mater. Appl. Res.* - 2017. - Т. 8. - № 2. - С. 211-221.

75. Рябов, Д.К. Концепция создания слоистых многофункциональных композиционных материалов для эксплуатации в арктических условиях / Д.К. Рябов, В.В. Шестов, В.М. Бузник, В.В. Антипов // *Материаловедение*. - 2015. - №12. - С. 41-47.

76. Серебренникова, Н.Ю. Влияние технологических параметров автоклавного метода формования деталей из гибридного материала СИАЛ на структуру и свойства листов алюминий-литиевого сплава 1441 / Н.Ю. Серебренникова, А.Н. Коновалов, М.А. Сударчикова, С.Д. Карпухин, А.Г. Колмаков // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Машиностроение*. - 2020. - № 3 (132). - С. 70-84.

77. Михеев, Р.С. Разработка технологии формирования функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, В.В. Ковалев, И.Е. Калашников, А.Г. Колмаков, Л.К. Болотова, М.Л. Хейфец // *Сварка и диагностика*. - 2019. - № 2. - С. 48-53.

78. Михеев, Р.С. Исследование влияния промежуточного алюминиевого слоя на механизм образования интерметаллидов при синтезе функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций / Р.С. Михеев, Н.В. Коберник, В.В. Ковалев, И.Е. Калашников, А.Г. Колмаков, М.Л. Хейфец // *Сварка и диагностика*. - 2018. - № 5. - С. 19-23.

79. Антипов, В.В. Исследование долговечности конструктивно-подобного образца панели фюзеляжа с обшивкой из алюмокомпозитного пластика / В.В. Антипов, М.Д. Зайцев, Т.С. Родченко, Ю.М. Стойда, Н.Ю. Серебрянникова, В.В. Сидельников // Деформация и разрушение материалов. - 2021. - № 3. - С. 18-24.

80. Solyaev, Y. Elasto-plastic behavior and failure of thick GLARE laminates under bending loading / Y. Solyaev, S. Lurie, O. Prokudin, L. Rabinskiy, V. Dobryanskiy, V. Antipov, N. Serebrennikova // Composites Part B. - 2020. - Т. 200. - P. 108302.

81. Антипов, В.В. Особенности формообразования деталей из гибридных слоистых материалов / В.В. Антипов, Н.Ю. Серебрянникова, А.Н. Коновалов, Ю.Н. Нефедова // В сборнике: Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и антикоррозионной защиты легких сплавов. Материалы Всеросс. науч.-техн. конф. - 2019. - С. 126-143.

82. Антипов, В.В. Оценка межслоевой прочности алюмокомпозитного пластика по результатам испытаний образцов на трехточечный изгиб / В.В. Антипов, О.А. Прокудин, С.А. Лурье, Н.Ю. Серебрянникова, Ю.О. Соляев, А.Н. Коновалов // Вестник Московского авиационного института. - 2019. - Т. 26.- № 2. - С. 229-237.

83. Антипов, В.В. Влияние структуры на огнестойкость и огнестойкость алюмокомпозитных классов СИАЛ и возможности применения данных материалов в авиационной промышленности / В.В. Антипов, А.Н. Коновалов, Н.Ю. Серебрянникова, А.В. Сомов, Ю.Н. Нефедова // Труды ВИАМ - 2019.-№ 1 (73). - С. 40-46.

84. Зайцев, М.Д. Исследование долговечности натурного образца панели фюзеляжа из слоистого алюмокомпозитного пластика / М.Д. Зайцев, Т.С. Родченко, Ю.М. Стойда, В.В. Антипов // В сборнике: Прочность конструкций летательных аппаратов. Сборник статей науч.-техн. конф. Серия "Труды ЦАГИ" Под редакцией М.Ч. Зиченкова. - 2018. - С. 35-37.

85. Антипов, В.В. Оценка эффективных механических характеристик слоистого алюмокомпозитного пластика в условиях одноосного растяжения / В.В. Антипов, В.Н. Добрянский, В.А. Короленко, С.А. Лурье, Н.Ю. Серебрянникова,

Ю.О. Соляев // Вестник Московского авиационного института. - 2018. - Т. 25. - № 2. - С. 221-229.

86. Серебренникова, Н.Ю. Прочностные и технологические характеристики слоистых гибридных материалов на основе Al-Li сплавов для применения в крупногабаритных элементах планера самолета / Н.Ю. Серебренникова, В.В. Антипов, Р.И. Гирш // В сборнике: Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья - основа инновационного развития экономики России. Сборник докл. II Междунар. науч.-техн. конф. (посвящается 85-летию со дня основания ФГУП «ВИАМ» - ведущего материаловедческого центра страны). - 2017. - С. 24.

87. Шестов, В.В. Структура и свойства тонких листов Al-Li сплава 1441 и слоистый алюмокомпозит на их основе / В.В. Шестов, В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, Ю.Н. Нефедова // В сборнике: Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и термической обработки легких сплавов. Сборник докладов научно-технической конференции. - 2016. - С. 7.

88. Antipov, V.V. Hybrid laminates for application in north conditions / V.V. Antipov, E.I. Oreshko, V.S. Erasov, N.Y. Serebrennikova // Mech. Compos. Mater. - 2016. - Т. 52. - № 5. - Р. 687-698.

89. Шестов, В.В. Коррозионная стойкость и механические свойства слоистого конструкционного материала на основе тонких листов алюминиевых сплавов и стеклопластика / В.В. Шестов, Д.К. Рябов, В.В. Антипов // Металлург. - 2016. - №11. - С. 81-85.

90. Антипов, В.В. Влияние дополнительных нагревов на структуру и механические свойства листов из Al-Li-сплава 1441, входящих в состав слоистых гибридных панелей / В.В. Антипов, Е.А. Лукина, О.Г. Сенаторова, Н.Ю. Серебренникова, С.В. Сбитнева // Технология легких сплавов. - 2016.- № 4. - С. 35-40.

91. Минаков, А.А. Циклическая долговечность многослойных стальных материалов / А.А. Минаков, А.И. Плохих, А. Шмидт, А.Г. Колесников Ф., Вальтер

// В сборнике: VII Междунар. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". Сборник материалов. - 2017. - С. 562-564.

92. Скрипняк, Н.В. Динамика разрушения алюминий-магниевого сплава АМг6 / Н.В. Скрипняк // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 6. - Режим доступа: <https://www.science-education.ru/ru/article/view?id=11375>.

93. Butt, J. Microstructure and mechanical properties of dissimilar pure copper foil/1050aluminiumcompositesmade with composite metal foil manufacturing / J. Butt, H. Mebrahtu, H. Shirvani // J. Mater. Process. Technol. - 2016. – 238. - P. 96-107.

94. Носова, Е.А. Структура и штампуемость алюминиевых сплавов / Е.А. Носова - М.: Издательство «Эдитус», 2019 – 172 с.

95. Колачев, Б.А. Материаловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов– 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999 . – 410с.

96. Baranov, V.N. Study on the influence of heat treatment modes on mechanical and corrosion properties of rolled sheet products from a new aluminum alloy, economically alloyed with scandium / V.N. Baranov, S.B. Sidelnikov, E.Yu. Zenkin, I.L. Konstantinov, E.S. Lopatina, O.V. Yakivyyuk, D.S. Voroshilov, I.N. Belokonova, V.A. Frolov // Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. - 2019. - Т. 17. - № 1. - С. 76-81.

97. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. / Л.Ф. Мондольфо Пер. с англ. - М.: Metallurgy, 1979. – 640 с.

98. Гречников, Ф.В. Деформирование анизотропных материалов (Резервы интенсификации) / Ф.В. Гречников – М.: Машиностроение, 1998. – 448 с.

99. Беспалов, В.М. Исследование влияния параметров процесса совмещенного литья и прокатки-прессования на структуру и свойства деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al-Zr с различным содержанием легирующих элементов / В.М. Беспалов, С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Д.С. Ворошилов, О.В. Якивчук, Т.В. Бермешев, А.В. Дурнопьянов, Д.В. Назаренко, Н.С. Сидяров // Производство проката. - 2019. - № 3. - С. 21-28.

100. Bespalov, V. Study of the influence of conditions of combined casting and rolling-extruding and two-stage annealing on the structure and properties of semi-finished electrical products from an Al–Zr system alloy / V. Bespalov, S. Sidelnikov, D. Voroshilov, Y. Gorbunov, I. Konstantinov, E. Lopatina, E. Rudnitskiy, V. Bergardt, O. Yakivyyuk, A. Durnopyanov // KEM - 2019. - Т. 805 - P. 19-24.

101. Sidelnikov, S.B. Comparative analysis of properties of wires from alloys of Al-Rem system, obtained using the methods of continuous extrusion / S.B. Sidelnikov, V.N. Timofeev, Y.V. Gorokhov, D.S. Voroshilov, R.I. Galiev, M.M. Motkov, V.A. Kuzemchenko, P.N. Nikiforov // Int. J. Eng. Adv. Tech. - 2019. - Т.8.- № 2. - P. 300-304.

102. Sidelnikov, S.B. Analysis of energy-force parameters of combined processing for receiving modifying bars from Al-5Ti-1B alloy / S.B. Sidelnikov, R.I. Galiev, E.S. Lopatina, A.P. Samchuk // Non-Fer. Met. - 2017. - Т. 42. - № 1. - P. 30-35.

103. Таубкин, М.Д. Цветные металлы и сплавы: Справочник в 2-х томах / М.Д. Таубкин - М.: Металлургия, 1987. - 210 с.

104. Рогельберг, И.Л. Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов: справочник /И.Л. Рогельберг, Е.С. Шпичинецкий. - М.:ГНТИЛЧЦМ, 1950 г. - 280 с.

105. Aryshenskii, E. Investigation of texture and structure evolution during hot rolling of 1070, 3104 and 8011 aluminum alloys in continuous mill / E. Aryshenskii, R. Kawalla , V. Aryshenskii, S. Christian // Metallurgia Italiana. – 2017. -109. – P. 11-21.

106. Zhong, H. The influence of Mg/Si ratio and Cu content on the stretch formability of 6XXX aluminium alloys / H. Zhong, P.A. Rometsch, L. Cao, Yu. Estrin // Mater. Sci. Eng. A. - 2016. - 651. -P. 688–697.

107. Осинцев, О.Е. Исследование влияния основных компонентов и переходных металлов на структуру и свойства быстрозакристаллизованных высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu / О.Е. Осинцев, В.Ю. Конкевич, С.Л. Никитин, С.Я. Бецофен // Металлы. - 2012.- № 1. - С. 93-98.

108. Betsofen, S. Quantitative phase analysis of Al-Mg-Li and Al-Cu-Li alloys / S. Betsofen, M. Chizhikov // Mat.Sci.Forum. - 2014. - Т. 794-796. - С. 915-920.

109. Nosova, E. Research of structural entropy of sheet aluminium alloys depending on annealing temperature / E. Nosova, F. Grechnikov, N. Lukonina // MATEC Web of Conferences. - 2018. - 224. - P. 03005.

110. Миркин, Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справочник / Л.И. Миркин - М.: Изд-во МГУ, 1976. - 140 с.

111. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: учебное пособие для вузов / И.И. Новиков – М.: Metallurgy, 1986. – 480 с.

112. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик – М.: Metallurgy, 1978. – 568 с.

113. Фридляндер, И.Н. Влияние термической обработки и деформации на величину зерна и механические свойства сплавов типа дуралюмин / И.Н. Фридляндер, В.В. Берстнев, Е.А. Ткаченко, Г.М. Головизнина, Л.В. Латушкина, Л.П. Ланцова // МиТОМ. - 2003. - №7. - С. 3-6.

114. Fridlyander, J.N. Texture and grain structure of Al-Li-Mg-Zr-Sc alloy sheets / J.N. Fridlyander, N.I. Kolobnev, L.B. Khokhlatova, A.L. Berezina, A.V. Katko, A. Haszler, C. Keidel // Mater. Sci. Forum. - 2000. - 331-337 II. - P. 867-870.

115. Fridlyander, I.N. Grain structure and superplasticity of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys with different minor additions / I.N. Fridlyander, O.G. Senatorova, N.A. Ryazanova, A.O. Nikiforov // Mater. Sci. Forum. - 1994. - Т. 170-172. - P. 345-351.

116. Фридляндер, И.Н. Изменение структуры и свойств при ступенчатом старении плит из алюминиевого сплава В95 / И.Н. Фридляндер, В.С. Сандлер, С.Н. Боровских, И.И. Власкина // МиТОМ. - 1982. - № 11. - С. 49-52.

117. Фридляндер, И.Н. Закономерности старения алюминиевых сплавов / И.Н. Фридляндер // МиТОМ. - 1980. - № 8. - С. 22-28.

118. Муратов, В.С. Формирование текстуры в сплаве алюминий- железо при термоциклической обработке / В.С. Муратов, Е.А. Морозова // Международный журнал экспериментального образования. - 2015. - № 8-3. - С. 401.

119. Муратов, В.С. Текстура горячекатанных листов из сплава алюминий-железо после отжига / В.С. Муратов, Е.А. Морозова // Международный журнал экспериментального образования. - 2015. - № 8-3. - С. 413-413а.

120. Муратов, В.С. Получение литых и деформированных заготовок из алюминиевых сплавов / В.С. Муратов, Е.А. Морозова, Н.В. Дворова, О.И. Закопец // Metallurgy машиностроения. - 2012. - №3. - С. 36-38.

121. Муратов, В.С. Условия деформации алюминиевых сплавов и последующая термическая обработка / В.С. Муратов, Е.А. Морозова, Н.В. Дворова // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. - 2011. - № 11. - С. 102.

122. Муратов, В.С. Формирование свойств алюминиевых сплавов при старении / В.С. Муратов, Н.В. Дворова, Е.А. Морозова // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. - 2011. - № 5. - С. 61.

123. Никитин, К.В. Наследственное влияние структуры магналиев на их деформируемость при холодной прокатке / К.В. Никитин, В.И. Никитин, Д.Г. Черников // Metallurgy машиностроения. - 2014. - №6. - С. 13-15.

124. Никитин, В.И. Развитие и применение явления структурной наследственности в алюминиевых сплавах / В.И. Никитин, К.В. Никитин // Журнал Сибирского федерального университета. Серия: техника и технологии. - 2014. - Т. 7. - № 4. - С. 424-429.

125. Никитин, К.В. Влияние различных видов обработки на структуру, плотность и электропроводность деформируемых сплавов системы Al-Mg / К.В. Никитин, В.И. Никитин, Д.С. Кривопапов, В.А. Глушечков, Д.Г. Черников // Изв. вузов. Цветная металлургия. - 2017. - № 4. - С. 46-52.

126. Engler, O. Texture and anisotropy in the Al–Mg alloy AA 5005–Part I: Texture evolution during rolling and recrystallization / O. Engler // Mater. Sci. Eng., A. – 2014. – 618. - P. 654–662.

127. Engler, O. Texture control by thermomechanical processing of AA6XXX Al–Mg–Si sheet alloys for automotive applications—a review / O. Engler // Mater. Sci. Eng., A. – 2002. – 336. - 1–2. - P. 249-262.

128. Engler, O. Through-process simulation of texture and properties during the thermomechanical processing of aluminium sheets / O. Engler, L. Löchte, J. Hirsch // *Acta Mater.* - 2007. - 55. - 16. - P. 5449-5463.

129. Donatus, U. Features in aluminium alloy grains and their effects on anodizing and corrosion / U. Donatus, G.E. Thompson, D. Elabar, T. Hashimoto, S. Morsch // *Surf. Coat. Technol.* - 2015. - 277. - P. 91–98.

130. Donatus, U. Grain distinct stratified nanolayers in aluminium alloys / U. Donatus, G. E. Thompson, X. Zhou, J. Alias, I. -L. Tsai // *Mater. Chem. Phys.* - 2017. - 188. - P. 109-114.

131. Pedersen, K.O. Influence of microstructure on work-hardening and ductile fracture of aluminium alloys / K.O. Pedersen, I. Westermann, T. Furu, T. Børvik, O.S. Hopperstad // *Mater. Des.* - 2015. - 70. - P. 31–44.

132. Zhao, Q. Influence of dispersoids on grain subdivision and texture evolution in aluminium alloys during cold rolling / Q. Zhao, B. Holmedal // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* - 2014. - 24. - P.2072–2078.

133. Syryamkin, R.S. Investigation into the influence of the degree of grinding of the ingot grain structure of the 6063 alloy on its plasticity, extruding parameters, and properties of extruded profiles / R.S. Syryamkin, Y.A. Gorbunov, S.B. Sidelnikov, A.Y. Otmahova // *Rus. J. Non-Ferr. Met.* - 2019. - Т.60. - № 1. - P. 35-40.

134. Сырямкин, Р.С. Исследование влияния степени измельчения зеренной структуры слитков из сплава 6063 на их пластичность, параметры прессования и свойства прессованных профилей / Р.С. Сырямкин, Ю.А. Горбунов, С.Б. Сидельников, А.Ю. Отмахова // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* - 2018. - № 6. - С. 51-57

135. Huang, Y. The effect of solutes on grain boundary mobility during recrystallization and grain growth in some single-phase aluminium alloys / Y. Huang, F.J. Humphreys // *Mater. Chem. Phys.* – 2012. - 132 (1). - P. 166-174.

136. Гусев, А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А.И. Гусев. - Москва: Физматлит, 2009. - 414 с.

137. Li, D. Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys / D. Li, A. Ghosh // *J. Mater. Process. Technol.* - 2004. –145. - P. 281-293.
138. Tribunskiy, A. Effect of manganese and magnesium content and conditions of annealing on mechanical properties and cracking formation during bending of aluminum alloy AA3005 / A. Tribunskiy, E. Nosova , V. Aryshenskiy // *Solid State Phenomena.* — 2018. — Vol. 284 — P. 476-482.
139. ГОСТ 5639 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. - Введ. 16.07.84. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2003. – 21 с.
140. Toros, S.F. Modeling uniaxial, temperature and strain rate dependent behavior of Al–Mg alloys / S. Toros, F. Ozturk // *Comput. Mater. Sci.* – 2010. – Vol. 49. –Issue 2. - P. 333-339.
141. Aruldoss, C.K. Noninterferometric characterization of partially coherent scalar wave fields and application to scattered light / C.K. Aruldoss, N.M. Dragomir and A. Roberts // *J. Opt. Soc. Am. A.* - 2007. - 24 (10). - P. 3189-3197.
142. Bryukhovetsky, V.V. Phase transformations and structural changes in the course of the high-temperature superplastic deformation of aluminum alloys / V.V. Bryukhovetsky, V.P. Poyda, A.V. Poyda, R.I. Kuznetsova, A.M. Kaafarani and D.E. Pedun // *Phys. Met. Metallography.* - 2010. - 110 (6). - P. 614-623.
143. Brandon, D. *Microstructural Characterization of Materials: 2nd Edition* / D. Brandon, W.D. Kaplan. - Wiley, 2008. - 550 p.
144. Shan, D. Aging behavior and microstructure evolution in the processing of aluminum alloys / D. Shan, L. Zhen // *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes.* - 2012. - 10. - P. 267–297.
145. Raulea, L.V. Size effect in the processing of thin metal sheet / L.V. Raulea, A.M. Goijaerts, L.E. Govaert, F.P.T. Baaijens // *J. Mater. Process. Technol.* - 2001. - 115(1). - P. 44–48.
146. Janssen, P.J.M. An experimental assessment of grain size effects in the uniaxial straining of thin Al sheet with a few grains across the thickness / P.J.M.

Janssen, Th. H.de Keijser, M.G.D. Geers // Mater. Sci. Eng. A. - 2006. - 419. - P. 238–248.

147. Gau, J. An experimental study on size effects on flow stress and formability of aluminium and brass for microforming / J. Gau, C. Principe, J. Wang // J. Mater. Process. Technol. - 2007. - 184. - P. 42–46

148. Vollertsen, F. Size effects in manufacturing of metallic components / F. Vollertsen, D. Biermann, H.N. Hansen, I.S. Jawahir, K. Kuzman // CIRP Annu.—Manuf. Technol. - 2009. - 58 (2). - P. 566–587.

149. Yin, D. Effect of grain size on fatigue-crack growth in 2524 aluminium alloy / D. Yin, H. Liu, Y. Chen, Da. Yi, B. Wang, B. Wang, F. Shen, S. Fu, C. Tang, S. Pan // Int. J. Fatigue. - 2016. - 84. - P. 9–16.

150. Fang, H.C. Effect of intermetallic phases and recrystallization on the corrosion and fracture behavior of an Al -Zn Mg-Cu-Zr -Yb -Cr alloy / H.C. Fang, F. H. Luo, K.H. Chen // Mater. Sci. Eng., A. – 2017. -684. -P.480-490.

151. Dæhli, L. Influence of loading path on ductile fracture of tensile specimens made from aluminium alloys / L. Dæhli, T. Børvik, O. Hopperstad // Int. J. Solids. Struct. - 2016. - 88–89. - P. 17–34.

152. Зиновьева, О.С. Численное исследование влияния размера зерна и условий нагружения на деформационные характеристики поликристаллического алюминиевого сплава / Зиновьева О.С., Романова В.А. // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 6.

153. Pereira, M. P. Sliding distance, contact pressure and wear in sheet metal stamping / M. P. Pereira, W. Yan, B. F. Rolfe // Wear. - 2010. - 268. - P.1275–1284.

154. Babu, S.S.M. Numerical investigation of key stamping process parameters influencing tool life and wear / S. S. M. Babu, S. Berry, M. Ward, M. Krzyzanowski // Proc. Manuf. - 2018. - 15. - P. 427-435.

155. Китаева, Д.А., О самоорганизации в процессах термомеханического деформирования / Д.А. Китаева, Г.Е. Коджаспиров, Я.И. Рудаев // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. - 2016. Т. 21. - вып. 3. Физика. - С.1051-1054.

156. Китаева, Д.А. О макрокинетики динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов / Д.А. Китаева, Я.И. Рудаев // Математическое моделирование систем и процессов. - 2005. - № 13. - С.115-122.
157. Liu, J. Effect of minor Sc and Zr on recrystallization behavior and mechanical properties of novel alloys / J. Liu, P.N. Zhao, C. Shi, H. Li, X. Li, D. Xi, S. Yang // J. Alloys Compd. - 2016. - 657. - P. 717-725.
158. Cheng, S. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation / S. Cheng, Y.H. Zhao, Y.T. Zhu, E. Ma // Acta Mater. - 2007. - 55. - P. 5822–5832.
159. Муратов, В.С. Влияние гибки на свойства листов из алюминиевых сплавов / В.С. Муратов // Фундаментальные исследования. - 2007. - №6. - С. 57.
160. Singh, Dh. Effect of deformation temperature on mechanical properties of ultrafine grained Al–Mg alloys processed by rolling / Dh. Singh, P. Nageswara Rao, R. Jayaganthan // Mater. Des. - 2013. - 50. - P. 646–655.
161. Deschamps, A. In situ evaluation of the microstructure evolution during rapid hardening of an Al–2.5Cu–1.5Mg (wt.%) alloy / A. Deschamps, T.J. Bastow, F. de Geuser, A.J. Hill, C.R. Hutchinson // Acta Mater. - 2011. - 59 (8). P. 2918–2927.
162. Styles, M.J. The coexistence of two S (Al₂CuMg) phases in Al–Cu–Mg alloys // Styles M.J., C.R. Hutchinson, Y. Chen, A. Deschamps, T.J. Bastow // Acta Mater. - 2012. - 60 (20). - P. 6940–6951.
163. Fernández, R. A unified description of solid solution creep strengthening in Al–Mg alloys / R. Fernández, G. González-Doncel // Mater. Sci. Eng., A. - 2012. – 550. - P. 320-324.
164. Zhang, Y. Influence of quenching cooling rate on residual stress and tensile properties of 2A14 aluminum alloy forgings / Y.Zhang, Y. Yi, S. Huang, F. Dong // Mater. Sci. Eng., A - 2016. - № 674. - P. 658-665.
165. Guo, R. Investigation of heat transfer on 2024 aluminum alloy thin sheets by water spray quenching / R. Guo, J. Wu, W. Liu, Z. Zhang, M. Wang, S. Guo // Exp. Therm. Fluid Sci. - 2016. - № 72. - P. 249-257.

166. Betsofen, S.Y. Laws of the influence of the Al–Li alloy composition on the quantitative relationships of the δ' (Al₃Li), S1 (Al₂MgLi), and T1 (Al₂CuLi) phases / Betsofen, V.V. Antipov, I.A. Grushin, M.I. Knyazev, L.B. Khokhlatova, A.A. Alekseev // Russian metallurgy (Metally). - 2015.- Т.1. - С. 70.

167. Betsofen, S.Y. Effect of the composition of Al-Li alloys on the quantitative relation between the δ' (Al₃Li), S1(Al₂MgLi), and T1(Al₂CuLi) phases / S.Y. Betsofen, I.A. Grushin, M.I. Knyazev, V.V. Antipov, L.B. Khokhlatova, A.A. Alekseev // Russian metallurgy (Metally). - 2015. - Т. 2015. - № 1. - С. 51-58.

168. Betsofen, S.Y. Effect of heat treatment on the phase composition, the texture, and the mechanical properties of a V1461 (Al–Cu–Li) alloy // S.Y. Betsofen, M.I. Knyazev, M.S. Oglokov, V.V. Antipov // Russian metallurgy (Metally). - 2015. - Т. 2015.- № 11. - С. 929-936.

169. Гречников, Ф.В. Влияние термической обработки на деформацию отдельных фаз в сплавах АМг10 и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова, О.Г. Савельева // Вестник СибГАУ им. акад. М.Ф. Решетнева. - 2009. - № 1-2. - С. 84-86.

170. Гречников, Ф.В. Теория расчёта заданных компонент текстуры и механизм её формирования при прокатке алюминиевых сплавов / Ф.В. Гречников, В.Ю. Арышенский // Вопросы материаловедения. - 2003. - № 1. - С. 265-277.

171. Калашников, И.Е. Антифрикционные композиционные материалы на базе алюминиевых сплавов с керамическими наполнителями / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева, А.Г. Колмаков, И.В. Катин // Труды XX Междунар. научно-практ. конф. «Металлургия: технологии, инновации, качество»: в 2 ч. - 2017. -С. 249-254.

172. Луц, А.Р. Получение легированного композиционного материала Al–Cu–Mn–TiC с повышенными триботехническими свойствами / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков, С.В. Шигин // Заготовительные производства в машиностроении. - 2020. - Т. 18.- № 6. - С. 278-282.

173. Амосов, А.П. Армированные наночастицами алюмоматричные композиты / А.П. Амосов, А.А. Кузина // В кн.: Перспективные материалы. Т. 8. Под ред. Д.Л. Мерсона. Тольятти: Тол. гос ун-т, 2019. С. 129-196.

174. Луц, А.Р. Физические и технологические свойства дисперсно-армированного композиционного сплава (Al-5%Cu-2%Mn) - 10%TiC / А.Р. Луц, А.П. Амосов, А.Д. Рыбаков, С.И. Шипилов // Труды VIII Всеросс. научно-техн. конф. с междунар. уч. «Наследственность в литейно-металлургических процессах». - 2018. - С. 487-493.

175. Amosov, A. P. Using Different Powdered Carbon Forms for Reinforcing Aluminum Composite Materials with Carbon and Titanium Carbide: A Review / A.P. Amosov, A.R. Luts, A.D. Rybakov and E.I. Latukhin Using Different Powdered Carbon Forms for Reinforcing Aluminum Composite Materials with Carbon and Titanium Carbide: A Review // Russian Journal of Non-Ferrous Metals.- 2020. - Vol. 61.- No. 5 - pp. 500–516.

176. Титова, Ю.В. Алюмоматричные композиты, армированные наночастицами AlN марки СВС-Аз / Ю.В. Титова, А.П. Амосов, Д.А. Майдан, И.Ю. Тимошкин, А.В. Шоломова // Известия СамНЦ РАН. - 2017. - Т. 19. - № 1-3. - С. 523-528.

177. Луц, А.Р. Армирование сплава Al-5%Cu наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия СамНЦ РАН. - 2017. - Т. 19.- № 1-3. - С. 529-535.

178. Amosov, A. P. SHS amidst Other New Processes for In-Situ Synthesis of Al-Matrix Composites: A Review / A.P. Amosov, H. Nath // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 2016. Vol. 25. - No. 1. - pp. 50–58.

179. Amosov, A.P. Fabrication of Al-AlN nanocomposites / A.P. Amosov, Y.V. Titova, A.A. Kuzina, I.Y. Timoshkin // КЕМ. - 2016. - Т. 684. - С. 302-309.

180. Breki, A.D. Tribotechnical properties of composite material "aluminum-carbon nanofibers" under friction on steels 12Kh1 and ShKh15 / A.D. Breki, T.S. Koltsova, A.N. Skvortsova, O.V. Tolochko, S.E. Aleksandrov, A.G. Kolmakov, A.A.

Lisenkov, Y.A. Fadin, A.E. Gvozdev, D.A. Provotorov // *Inorg. Mat.: Applied Res.* - 2018. Т. 9.- № 4. - С. 639-643

181. Андрианов, А.В. Влияние морфологии интерметаллидных фаз на разрушение заготовки при глубокой вытяжке с принудительным утонением / А.В. Андрианов, С.В. Воронин, В.Ю. Арышенский, Я.А. Ерисов // *Известия Самарского научного центра РАН.* - 2017. - Т. 19. -№1-3. - С. 574-580.

182. Арышенский, В.Ю. Влияние структуры слитка на штампуемость сплава 3104 / В.Ю. Арышенский, Е.Г. Кандалова // *Металлургия машиностроения.* - 2012. - №4. - С. 45-47.

183. Гречников, Ф.В. Влияние состава и распределения дисперсных фаз при старении на штампуемость листов из сплава Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* - 2017. - №5. - С.60-68

184. Xu, X. Rapid grain refinement of 2024 Al alloy through recrystallization induced by electropulsing / X. Xu, Yu. Zhao, B. Ma, J. Zhang, M. Zhang // *Mater. Sci. Eng. A.* - 2014. - 612. - P. 223–226.

185. Бецоффен, С.Я. Исследование влияния предварительной деформации на упрочняющий эффект старения сплавов системы Al-Cu-Li / С.Я. Бецоффен, А.А. Ашмарин, М.И. Князев, М.И. Долгова // *Металлы.* - 2016. - № 5. - С. 81-88.

186. Рудской, А.И. Получение субмикронной и нанокристаллической структуры металлов методами горячей и теплой деформации / А.И. Рудской, Н.Г. Колбасников, Д.А. Рингинен // *Науч. -техн. ведомости Санкт-Петерб. гос. политех. ун-та.* - 2011. - № 123. - С. 191–205.

187. Moon, J. Effects of homogenization temperature on cracking during cold rolling of Al_{0.5}CoCrFeMnNi high-entropy alloy / J. Moon, J.W. Baek, M.J. Jang, S.M. Baek, D. Yim, B.-J. Lee, H.S. Kim // *Mater. Chem. Phys.* - 2018. - 210. - P. 187-191.

188. Pohan, R.M. Microstructures and mechanical properties of mechanically alloyed and spark plasma sintered Al_{0.3}CoCrFeMnNi high entropy alloy / R.M. Pohan, B. Gwalani, J. Lee, T. Alam, J.Y. Hwang, H.J. Ryu, R. Banerjee, S.H. Hong // *Mater. Chem. Phys.* – 2018. -210. – P. 62-70.

189. Yi, G. Characterization of the effects of different tempers and aging temperatures on the precipitation behavior of Al–Mg (5.25 at.%) –Mn alloys / G. Yi, K.C. Littrell, J.D. Poplawsky, D.A. Cullen, E. Sundberg, M.L. Free // Mater. Des. - 2017. - 118. - P. 22–35.

190. Bouquerel, J. Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-T6 alloy / J. Bouquerel, B. Diawara, A. Dubois, M. Dubar, J. -B. Vogt, D. Najjar // Mater. Des. – 2015. – 68. - P. 245-258.

191. Doherty, R.D Current Issues In Recrystallisation: A Review / R.D Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D.J. Jenson, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen, A.D. Rollett. // Mater. Sci. Eng., A. – 1997. - 238. – P. 219–274.

192. Горелик, С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков - М.: Металлургия, 1970. 2-е изд. - 366 с.

193. Воронин, С.В. Методика определения кристаллографической ориентации зерен алюминиевого сплава АД1 в поляризованном свете / С.В. Воронин, К.К. Чаплыгин // Вестник Московского авиационного института. - 2018. - Т. 25. - №1. - С. 202-208.

194. Чаплыгин, К.К. Получение интерференционной картины микроструктуры в поляризованном свете при электролитическом травлении сплава АД1 / К.К. Чаплыгин, Д.И. Бараев, С.В. Воронин // В сборнике: XIV Королёвские Чтения международная молодежная научная конференция, посвящённая 110-летию со дня рождения академика С. П. Королёва, 75-летию КуАИ-СГАУ-СамГУ- Самарского университета и 60-летию со дня запуска первого искусственного спутника Земли: в 2 томах. Изд-во Самарского университета - 2017. - С. 174-175.

195. Арышенский В.Ю. Влияние параметров текстуры и структуры на предельное формоизменение обшивочных листов при обтяжке / В.Ю. Арышенский, А.Ф. Гречникова, Я.А. Ерисов // Вестник Самарского университета.

Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. - 2012. -№2(33). - С. 142-148.

196. Гречников Ф.В. Проектирование технологических режимов прокатки листов и лент для вытяжки изделий с минимальным фестонообразованием / Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов, Е.В. Арышенский // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. - 2011. -№2 (26). - С. 158-167.

197. Гречников, Ф.В. Повышение технологичности алюмопластиков путем формирования в листах из сплава В95 эффективной кристаллографической текстуры / Ф.В. Гречников, В.В. Антипов, Я.А. Ерисов, А.Ф. Гречникова // Изв. вузов. Цветная металлургия. - 2014.- № 6. - С. 38–43

198. Ерисов, Я.А. Компьютерное моделирование влияния идеальных кристаллографических ориентировок на фестонообразование при вытяжке / Я.А. Ерисов, С.В. Сурудин, А.Т. Тиабашвили, Ф.В. Гречников // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). - 2016. - № 3 (72). - С. 6-14.

199. Гречников, Ф.В. Основы расчета заданной кристаллографии структуры материалов с ГЦК-решеткой и её реализация при прокатке алюминиевых лент / Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов // В книге: XX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии тезисы докладов в пяти томах. Уральское отделение Российской академии наук. - 2016. - С. 31.

200. Su, L. Shear texture gradient in AA6061 aluminum alloy processed by accumulative roll bonding with high roll roughness / L. Su, C. Lu, A. A. Gazder, A. A. Saleh, G. Deng, K. Tieu, H. Li // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. - 594. - P. 12-22.

201. Shuai, L.F. Development of Goss texture in Al–0.3%Cu annealed after heavy rolling / L.F. Shuai, T.L. Huang, G.L. Wu, X. Huang, O.V. Mishin // J. Alloys Compd. - 2018. - 749. -P. 399-405.

202. Betsofen, S. Phase composition, texture and mechanical properties of 80 mm plates of Al-2.8Cu-1.7Li-0.5Mg-0.5Zn-0.1Zr-0.06Sc alloy / S. Betsofen, M. Knyazev, M.Dolgova, V. Antipov // Mat.Sci.Forum. - 2017. - Т. 877. - С. 290-295

203. Бецофен, С.Я. Исследование фазового состава, текстуры и анизотропии свойств листов из сплавов системы Al–Cu–Li–Mg / С.Я. Бецофен, В.В. Антипов, Н.Ю. Серебренникова, М.И. Долгова, Ю.А. Кабанова // Деформация и разрушение материалов. - 2017. - № 1. - С. 24-30.

204. Goli, F. Intensifying Goss/Brass texture ratio in AA2024 by asymmetric cold rolling / F. Goli, R. Jamaati // Mater. Lett. - 2018. - 219. - P. 229-232.

205. Zhao, Q. Effect of S phase characteristics on the formation of recrystallization textures of an Al-Cu-Mg alloy / Q. Zhao, Z. Liu S. Li, Y. Hu, S. Bai // J. Alloys Compd. - 2018. - 747. - P. 293-305.

206. Ezatpour, H.R. Investigation of work softening mechanisms and texture in a hot deformed 6061 aluminum alloy at high temperature / H.R. Ezatpour, M.H. Sabzevar, S.A. Sajjadi et al. // Mater. Sci. Eng., A - 2014. - 606. - P. 240–247.

207. Sun, T. Comparison of residual stress distributions in conventional and stationary shoulder high-strength aluminum alloy friction stir welds / T. Sun, M.J. Roy, D. Strong, P J. Withers, P.B. Prangnell // J. Mater. Process. Technol. -2017. - № 242. - P. 92-100.

208. Kim, B. Residual stress distributions and their influence on post-manufacturing deformation of injection-molded plastic parts / B. Kim, J. Min // J. Mater. Process. Technol. - 2017. - 245. - P. 215–226.

209. Araghchi, M. A novel cryogenic treatment for reduction of residual stresses in 2024 aluminum alloy / M. Araghchi, H. Mansouri, R. Vafaei, Y. Guo // Mater. Sci. Eng., A - 2017. - 689. - P. 48-52.

210. Гречников, Ф.В. Исследование формирования текстуры, микроструктуры и анизотропии свойств в процессе прокатки листов из алюминий-литиевого сплава 1420 / Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов, С.В. Сурудин, М.С. Оглодков // Изв. вузов. Цветная металлургия. - 2017. -№ 6. - С. 45-52.

211. Mishra, S. Effect of crystallographic texture on precipitation induced anisotropy in an aluminium magnesium silicon alloy / S. Mishra, K. Kulkarni, N.P. Gurao // Mater. Des. - 2015. - 87. - P. 507–519.

212. Бецофен С.Я. Текстура и анизотропия свойств легких сплавов: Mg, Ti, Al / С.Я. Бецофен // Физическое материаловедение. Актуальные проблемы прочности. Сб. мат. X Междунар. школы, посвященной 10-летию лаборатории "Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы" и LXIII Междунар. конф., Тольятти - 2021. - С. 121.

213. Waqas, M. Experimental and numerical investigation of texture evolution and the effects of intragranular backstresses in aluminum alloys subjected to large strain cyclic deformation / M. Waqas, P. B. Abhijit, K. Jidong et al. // Int. J. Plast. - 2017. - 93. - P.137-163.

214. Li, F. On the role of texture in governing fatigue crack propagation behavior of 2524 aluminum alloy / F. Li, Z. Liu, W. Wu et al. // Mater. Sci. Eng., A - 2016. - 669. - P. 367–378.

215. Гречников, Ф.В. Научные основы и механизмы управления текстурообразованием и анизотропией деформационных характеристик материалов / Ф.В. Гречников, В.Ю. Арышенский // «Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования. Металлдеформ - 2009». Сб. трудов 3-й Междунар. научно-техн. конф. В 2 томах. Самара: Изд-во СГАУ им. акад. С.П.Королева - 2009. - С. 49-57.

216. Shi, H. Analysis of cup earring for AA3104-H19 aluminum alloy sheet / H. Shi, H. Jin, P.D. Wu // Eur. J. Mech. Sol. - 2018. – 69. - P. 1–11.

217. Бабичев, А.П. Физические величины: справочник/А. П. Бабичев, Н. А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; Под. ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. — М.; Энергоатомиздат, 1991. — 1232 с.

218. Уваров, В.В. Высокотемпературное исследование процесса пластической деформации сплавов с повышенным содержанием магния / В.В. Уваров, Е.А. Носова // Сборник тезисов III Всероссийской конференции молодых учёных «Физическая мезомеханика материалов», Томск - 2000 г. – С. 46-47.

219. ГОСТ 4784 Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. - Введ. 01.07.2000. – М.: Стандартиформ, 2009. – 11 с.

220. Гречников, Ф.В. Алюминиевые сплавы. Упрочнение структурных составляющих при пластическом деформировании / Ф. В. Гречников, Е. А. Носова - LAP Lambert Academic Publishing GmbH&Co, Saarbruken. - 2012. - 98 с.

221. Сурудин, С.В. Влияние кристаллографической ориентации структуры материала на его предельные деформационные возможности в различных операциях листовой штамповки / С.В. Сурудин, Я.А. Ерисов, А.О. Кузин // В сборнике: Междунар. молодёжная научн. конф. "XLIV Гагаринские чтения" Сборник трудов. 2018. С. 145-147

222. ГОСТ 21631 Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. – Введ. 30.06.77. – М.: Изд-во стандартов, 1977. – 28 с.

223. Patlan, V. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al-Mg alloy processed by equal-channel angular pressing / V. Patlan, A. Vinogradov, K. Higashi, K. Kitagawa // Mater. Sci. Eng., A - 2001. - 300. - 1–2. - P. 171-182.

224. Wang, H. Multiple strengthening mechanisms in high strength ultrafine-grained Al–Mg alloys / H. Wang, H. Geng, D. Zhou, K. Niitsu, O. Muránsky, D. Zhang // Mater. Sci. Eng., A - 2020. - 771. - P. 138613.

225. Патент РФ №2111826, МПК В22D11/04. Способ литья алюминиевых сплавов, алюминиевый сплав и способ производства из него промежуточных изделий/ В.М. Живодёров, А.М. Бибиков, А.Л. Иноземцев // 96113996/02; Заявл. 24.07.1996; Оpubл. 27.05.1998.

226. ГОСТ 1497 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Введ. 01.01.86. – М.: Издательство стандартов, 1986. – 15 с.

227. ГОСТ 11701 Металлы. Методы испытаний на растяжение тонких листов и лент. – Введ. 01.01.76. – М.: Стандартиформ, 2008. – 26 с.

228. Белецкий, В.М. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение): справочник / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. - К.: КОМИНТЕХ, 2005. - 365 с.

229. Панченко, Е.В. Лаборатория металлографии: учебное пособие — 2-е изд., испр. и доп. / Е.В. Панченко, Ю.А. Скаков, Б.И. Кример — М.: Metallurgia, 1965. -184 с.

230. Бер Л.Б. Практика использования рентгеновских методов исследования алюминиевых сплавов (Обзор) / Бер Л.Б. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2007. - Т. 73. - № 7. - С. 29-40.

231. Патент РФ № 2628815 G01N33/20. Способ количественной оценки неоднородности зёрненной структуры листовых металлических материалов / Е.А. Носова, Н.В. Луконина, М.И. Храмова.; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва // 201612175; Заявл. 01.06.2016; Оpubл. 22.08.2017.

232. Данильченко, В.Е. Мартенситное превращение в железоникелевом сплаве, закаленном из расплава / В.Е. Данильченко, Р.Н. Делидон, И.И. Косицына, В.В. Сагарадзе // Физика металлов и металловедение. - 2011. - Том 111, № 3. - С. 260-265

233. Русаков, А.А. Рентгенография металлов: Учебник для вузов. / А.А. Русаков - М.: Атомиздат, 1977. - 480 с.

234. Зевин, Л.С. Рентгеновские методы исследования строительных материалов / Л.С. Зевин, Д.М. Хейкер.- М. - Стройиздат, 1965. -362 с.

235. Авксентьев, Ю.И. Физика твердого тела: Структура твердого тела и магнитные явления: спецпрактикум / Ю.И. Авксентьев, З.К. Золина, В.В. Зубенко и др.; под общ. ред. А.А. Кацнельсона, Г.С. Кринчика. - М.:Изд-во МГУ, 1982. - 304 с.

236. Фирстов, С.А. Дислокационная структура и деформационное упрочнение ОЦК металлов / С. А. Фирстов, Г.Ф. Саржан // Изв. вузов. Физика.- 1990. - № 3. - С.23-34.

237. Патент РФ № 2694212 МПК G01N 33/20 C22F 1/04. Способ количественной оценки распределения дисперсных фаз листовых алюминиевых сплавов / Носова Е.А., Гречников Ф.В., Солоднева М.И., Селиверстова Н.В., Коновалов С.В.; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва // 2018103010, Заявл. 25.01.2018; Оpubл. 09.07.2019

238. Wang, W.X. A comparative study of the transformation kinetics of recrystallization texture of CC and DC 3003 aluminum alloys /W.X. Wang, J.X. Zhang, Z.J. Wang, W.C. Liu // Mater. Charact. - 2018. - Vol. 141. - P. 412-422

239. Kumar, R. Microstructure and texture development during deformation and recrystallisation in strip cast AA8011 aluminum alloy / R. Kumar, A. Gupta, A. Kumar, R.N. Chouhan, R.K. Khatirkar // J. Alloys Compd. - 2018. - Vol. 742. - P. 369-382

240. Barnwal, V.K. Effect of microstructure and texture on forming behaviour of AA-6061 aluminium alloy sheet / V.K. Barnwal, R. Raghavan, A. Tewari, K. Narasimh, S.K. Mishra // Mater. Sci. Eng., A - 2017. - Volume 679. - P. 56-65

241. Гречников, Ф.В. Влияние анизотропии заготовок на разнотолщинность стенки изделия при вытяжке / Ф.В. Гречников, Я.А. Ерисов, А.А. Тихонова, М.Н. Пигарева // Известия Самарского научного центра РАН - 2017. - Т. 19., № 1-3. - С. 581-585.

242. Grechnikov, F.V. Effect of anisotropic yield criterion on springback in plane strain pure bending / F.V. Grechnikov, Ya.A. Erisov, S.E. Alexandrov //В сборнике: Информационные технологии и нанотехнологии (ИТНТ-2016) материалы Междунар. конф. и молодёжной школы. Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва (национальный исследовательский университет)»; Институт систем обработки изображений РАН. 2016. - С. 911-913.

243. ГОСТ 10510 - Металлы. Метод испытания на выдавливание листов и лент по Эриксену. – Введ. 01.07.80. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 6 с.

244. Романовский, В.П. Справочник по холодной штамповке.5-е изд., доп. и перераб. / В.П. Романовский - Л.:Машиностроение, 1971. - 782 с.

245. Гречников, Ф.В., Экспериментальное исследование показателей анизотропии от деформации / Ф.В. Гречников, В.В. Уваров, Е.А. Носова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008. - № 7. - С. 19-21.

246. Самонин, В.Н. Исследование влияния кристаллографических ориентировок на анизотропию и фестонистость ленты для производства банок /

В.Н. Самонин, М.В. Федоров, Ф.В. Гречников, В.М. Зайцев // Известия Самарского научного центра РАН. - 2001. - Т. 3. - № 2. - С. 241-245.

247. ГОСТ 14019 Металлы. Методы испытания на изгиб. – Введ. 01.07.80. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 9 с.

248. Grechnikov, F.V. A study of the anisotropy of properties of sheet semiproducts from alloy AMg10 / F.V. Grechnikov, E.A. Nosova, O.G. Savel'eva // Met. Sci. Heat Treat. - 2009. - Т. 51. - №7-8. - P. 326-329.

249. Третьяков, А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением, 2-е изд./ А.В. Третьяков, В.И. Зюзин - М.: «Металлургия», 1973. - 224 с.

250. Амиров, Д.Ю. Технологичность конструкции изделия: Справочник / Ю.Д. Амиров, Т.К. Алферова, П.Н. Волков и др. – М.:Машиностроение, 1990. – 768 с.

251. Носова, Е.А. Исследование влияния вида аппроксимирующей функции кривых растяжения на структурную энтропию листовых алюминиевых сплавов / Е.А. Носова, Н.В. Селиверстова // Ползуновский Вестник. -2020. -№1. - с.114-118.

252. Постнов, А.В. Особенности технологий формования профильных конструкций из металлополимерных композиционных материалов / А.В. Постнов, В.И. Постнов, И.А. Казаков // Известия Самарского научного центра РАН. - 2009. - Т. 11. -№3(2). - С. 499–508.

253. Патент РФ №2428289С2 МПК В23К 20/22, В32В 15/01, В82В 3/00. Способ получения многослойных металлических листов со стабильной субмикронной и наноразмерной структурой / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Ш.Т. Мечиев, И.Ю. Михальцевич; Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана" // № 2009132162/02 Заявл. 27.08.2009.

254. Патент Германии DE№2020111032993 МПК В21D 39/00, В32В 15/00, В32В 15/01, В32В 15/011, С22С 38/40 Многослойный металлический лист со стабильной субмикронной и наноразмерной структурой слоев. Mehrschichtiges blech

mit stabiler schichtstruktur in submikro- und nanogröße / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Ш.Т. Мечиев, И.Ю. Михальцевич // №2009132162 Заявл. 30.06.2011.

255. Kolesnikov, A.G. A study of special features of formation of submicro-and nanosize structure in multilayer materials by the method of hot rolling / A.G. Kolesnikov, A.I. Plokhikh, I.Y. Mikhaltsevich, Y.S. Komisarchuk // Met. Sci. Heat Treat. - 2010. Т. 52. № 5-6. С. 273-278.

256. Колесников, А.Г. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А.Г. Колесников, А.И. Плохих, Ю.С. Комисарчук, И.Ю. Михальцевич // МиТОМ. - 2010.- № - 6 (660). С. 44-49.

257. Эбелинг, В. Хаос и космос. Принципы эволюции / В. Эбелинг, Р. Файстель. - Москва-Ижевск: Институт компьютерных исследований; НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2005. -336 с.

258. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман - М.: "Высшая школа", 2007. – 862 с.

259. Шинкарев, А.С. Моделирование прокатки многослойных композитов на основе разнородных металлов / А.С. Шинкарев, А.Г. Колесников // Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана. - 2011. - № 5. - С. 0421100025.

260. Макаров, Э.Л. Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. I. Свариваемость материалов. Справ. изд. / Под ред. Э.Л. Макарова. М.: Металлургия, 1991. - 454 с.

261. Патент РФ № 2018620180 База данных технологических свойств для слоистых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов АМЦ и 1420 / Е.А. Носова, Н.В. Луконина, М.И. Храмова; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва // 2017621429 Заявл. 05.12.2017; Оpubл. 01.02.2018.

262. Носова, Е.А. Исследование влияния однородности зеренной структуры на показатели пригодности к операциям листовой штамповки сплавов

АМг2 и АМг6 / Е.А. Носова, А.А. Фадеева, М.А. Стародубцева // Изв. вузов. Цветная металлургия. - 2019. - №3. - С.47-54.

263. Zhang, J.X. Effect of initial grain size on the recrystallization and recrystallization texture of cold-rolled AA 5182 aluminum alloy / J.X. Zhang, M. Ma, W.C. Liu // Mater. Sci. Eng., A - 2017. – Vol. 6906. - P. 233-243.

264. Уваров, В.В. Влияние повторного нагрева на механические и технологические свойства листового алюминиевого сплава с повышенным содержанием магния / В.В. Уваров, Е.А. Носова, В.С. Уварова // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – Самара. - 2003. -№ 1(3). - С. 120-122.

265. Nosova, E.A. Influence Of The Coherent Diffraction Areas Sizes On The Mechanical Properties And Formability Of Aluminium Alloys Al - 10% Mg And Al - 5% Cu - 2% Mg (2024) / E.A. Nosova, A.A. Kuzina // Life Sci. J. - 2014. -11(9). - P.712-717.

266. Савельева, О.Г. Влияние режимов термической обработки и пластической деформации на формирование структуры алюминиевых сплавов / О.Г. Савельева// Вестник СГАУ. – Самара. – 2012. – №1(32).– С. 183-195

267. Singh, J. Overview of wear performance of aluminium matrix composites reinforced with ceramic materials under the influence of controllable variables / J. Singh, A. Chauhan // Ceram. Int. A. - 2016. - 42. - 1. - P. 56-81.

268. Song, Y.F. Effects of two-stage aging on the dimensional stability of Al–Cu–Mg alloy / Y.F. Song, X.F. Ding, L.R. Xiao, X.J. Zhao, Z.Y. Cai, L. Guo, Y.W. Li, Z.Z. Zheng // J. Alloys Compd. - 2017. - 701. - P. 508–514.

269. Sakai, T. Plastic Deformation: Role of Recovery and Recrystallization. / T. Sakai, J.J. Jonas. // Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition). - 2001. - P. 7079–7084.

270. Носова, Е.А. Исследование влияния деформации и термической обработки на уровень остаточных макронапряжений и физического уширения линий интерференции рентгеновских лучей в листовых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 / Е.А. Носова // Вестник СамГТУ - 2017№3(55). - С.168-178.

271. Zhan, M. Mechanism of grain refinement of aluminium alloy in shear spinning under different deviation ratios. / M. Zhan, X. Wang, H. Long. // Mater. Des. - 2016. - Vol.108. - P. 207–216

272. Nosova, E. Dimensional changes of Al-10Mg alloy grains after quenching, deformation, and reheating / E. Nosova, S. Konovalov // AIP Conference Proceedings. - 2017. - 1909. - P. 020153.

273. Buranova, Yu. Al₃(Sc,Zr)-based precipitates in Al-Mg alloy: Effect of severe deformation / Yu. Buranova, V. Kulitskiy, M. Peterlechner, A. Mogucheva, R. Kaibyshev, S.V. Divinski, G. Wilde. // Acta Mater. - 2017. - Vol.124. - P. 210-224

274. Chan, H.M. The recrystallisation of aluminium-silicon alloys containing a bimodal particle distribution. / H.M. Chan, F.J. Humphreys // Acta Metall. -1984. -Vol. 32 (2). - P. 235–243.

275. Jazaeri, H. The transition from discontinuous to continuous recrystallization in some aluminium alloys I – the deformed state / H. Jazaeri, F.J. Humphreys // Acta Mater. - 2004. - 52. -P.3239–3250.

276. Huang, K. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials / K. Huang, R.E. Logé // Mater. Des. - 2016. - 111. -P. 548–574.

277. Doherty, R.D. Primary Recrystallization / In R.W. Cahn et al. // Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier. -2005. - P.7847–7850.

278. Гречников, Ф.В. Исследование текстуры интерметаллидов в сплавах типа АМг и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова // В сборнике: Развитие фундаментальных основ материаловедения легких сплавов и композиционных материалов на их основе для создания изделий аэрокосмической и атомной техники. Сборник докладов Междунар. науч.-техн. конференции, посвященной 100-летию со дня рождения выдающегося ученого-металловеда, академика РАН И.Н. Фридляндера. - 2013. - С. 29.

279. Гречников, Ф.В. Исследование влияния предварительной термообработки на изменение текстуры интерметаллидов при прокатке сплавов типа АМг и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова // Все материалы. Энциклопедический справочник. - 2014. - № 2. - С. 23-27.

280. Носова, Е.А. Исследование энтропии кристаллографической текстуры листовых алюминиевых сплавов после деформации и термической обработки / Е.А. Носова // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. - 2019. - Т. 16. - № 2. - С. 269-274.

281. Носова, Е.А. Применение энтропийного подхода для анализа стадий старения сплава Д16 / Е.А. Носова // *МиТОМ*. - 2020. - № 6 (780). - С. 22-26.

282. Гречников, Ф.В. Исследование влияния рекристаллизации на характер нагартовки сплавов АМг и Д16 / Ф.В. Гречников, Е.А. Носова // *Международный научно-исследовательский журнал*. - 2013. - № 5-1 (12). - С. 85-89.

283. Матвиюк, В.А. Изменение структурной энтропии в зависимости от толщины образца листового сплава АМц / В.А.Матвиюк, Е.А.Носова // *Научный электронный журнал «Матрица научного познания»*. - 2019. - №6. - С.77-81.

284. Носова, Е.А. Применение энтропийного подхода для оценки доли влияния структурных особенностей на штампуемость алюминиевых сплавов / Е.А. Носова, А.П. Амосов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. - 2022. - Т. 19. - № 1. - С. 93-105.

285. Савельева, О.Г. Влияние холодной пластической деформации на упрочнение фаз и разнотолщинность сплавов АМг10 и Д16 / О.Г.Савельева, Е. А. Носова // *Труды 3-й международной научно-технической конференции Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования «Металлдеформ-2009»*. Том 1. – Самара – 2009. – С. 140-145.

286. Yi, G. Characterization of the effects of different tempers and aging temperatures on the precipitation behavior of Al–Mg (5.25 at.%) –Mn alloys / G. Yi, K.C. Littrell, J.D. Poplawsky, D.A. Cullen, E. Sundberg, M.L. Free // *Mater. Design*. - 2017. - 118. - P. 22–35.

287. Cochard, A. Natural aging on Al–Cu–Mg structural hardening alloys – investigation of two historical duralumins for aeronautics / A. Cochard, K. Zhu, S. Joulié, J. Douin, J. Huez, L. Robbiola, P. Sciau, M. Brunet // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. - 690. - P.259–269.

288. Abúndez, A. Improvement of ultimate tensile strength by artificial ageing and retrogression treatment of aluminium alloy 6061 / A. Abúndez, I. Pereyra, B. Campillo, S. Serna, E. Alcudia, A. Molina, A. Blanco, J. Mayén // *Mater. Sci. Eng. A.* - 2016. - 668. - P. 201–207.

289. Lia, X.M. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al–Zn–Mg–Cu alloys / X.M. Lia, M.J. Starink // *J. Alloys Compd.* - 2011. - 509. - 2. - P. 471–476.

290. Lu, Ya. Effect of pre-deformation on the microstructures and properties of 2219 aluminum alloy during aging treatment / Ya. Lu, J. Wang, X. Li, Y. Chen, D. Zhou, G. Zhou, W. Xu // *J. Alloys Compd.* - 2017. - 699. - P. 1140–1145.

291. Strobel, K. Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060 / K. Strobel, M.D.H. Lay, M.A. Easton, L. Sweet, S. Zhu, N.C. Parson, A.J. Hill // *Mater. Charact.* - 2016. - 111. - P. 43–52.

292. Мальцев, М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов (с прил. атласа макро- и микроструктур) / М.В. Мальцев - М: Металлургия, 1970. - 364 с.

293. Hannard, F. Characterization and micromechanical modelling of microstructural heterogeneity effects on ductile fracture of 6xxx aluminium alloys / F. Hannard, T. Pardoen, E. Maire, C. Le Bourlot, R. Mokso, A. Simar // *Acta Mater.* - 2016. - 103. - P. 558–572.

294. Lin, Y.C. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging / Y.C. Lin, Y.-C. Xia, Y.-Q. Jang, H.-M. Zhou, L.-T. Li // *Mater. Sci. Eng., A* - 2013. - 565. - P. 420–429.

295. Prudhomme, M. Effect of actual and accelerated ageing on microstructure evolution and mechanical properties of a 2024-T351 aluminium alloy / M. Prudhomme, F. Billy, J. Alexis, G. Benoit, F. Hamon, C. Larignon, G. Odemer, C. Blanc, G. Hena // *Int. J. Fatigue.* - 2018. - 107. - P. 60-71.

296. Praveen, K.K., Fabrication and characterization of 2024 aluminium – High entropy alloy composites / K. Praveen Kumar, M. Gopi Krishna, J. Babu Rao, N.R.M.R. Bhargava // *J. Alloys Compd.* - 2015. - 640. - C. 421–427.

297. Уваров, В.В. Анизотропия листовых полуфабрикатов из алюминиево-магниевого сплава / В.В. Уваров, Е.А. Носова // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. - 2008. - № 5. - С. 8-9.

298. Nosova, E.A. Effect of strain on the anisotropy coefficient of sheet alloys AA2024, Ti-2Al-1Mn, Titanium Grade 2, steel X10CRNITI18-9 / E.A. Nosova, F.V. Grechnikov // Key Engineering Materials. - 2016. - 684. - P. 366-370.

299. Nosova, E. Research of sheet thickness effect on mechanical and technological properties of Al-1%Mn aluminium alloy / E.A. Nosova, N.V. Seliverstova, M.I. Khramova etc. // Int. J. Nanotech. — 2018. — 15. -4-5. — P. 324-332.

300. Nosova, E. Multi-cycle rolled aluminum alloy 3103 sandwiches: mechanical properties and stamp ability / E. Nosova, Ya. Erisov, F. Grechnikov // MATEC Web of Conferences. - 2017. - 129. - P. 02021.

301. Lederer, M. Size dependency of mechanical properties of high purity aluminium foils / M. Lederer, V. Gröger, G. Khatibi, B. Weiss // Mater. Sci. Eng., A - 2010. - 527. - 3. - P. 590-599.

302. Costache, E.M. Prediction and prevention of material cracking in the case of micro or milli drawn parts made from aluminium foils / E.M. Costache, N. Nanu, B. Chirita, G. Brabie // Int. J. Mech. Sci. - 2013. - 69. - P. 125-140.

303. Haddadi, F. Grain structure, texture and mechanical property evolution of automotive aluminium sheet during high power ultrasonic welding / F. Haddadi, D. Tsivoulas // Mater. Charact. - 2016. - 118. - P. 340-351.

304. Kunčick, L. Effect of strain path on severely deformed aluminium / L. unčick, R. Kocicha, P. Kral, M. Pohludka, M. Marek // Mater. Lett. - 2016. - 180. - P.280-283

305. Фридляндер, И.Н. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных авиационных конструкций / И.Н. Фридляндер, А.Г. Братухин, В.Г. Давыдов // Металлы. - 1992. - № 3.- С. 117-119.

ПРИЛОЖЕНИЯ



Акционерное общество
"АВИАКОР -
АВИАЦИОННЫЙ ЗАВОД"

443052 Россия г. Самара ул. Земеца, 32
тел. (846) 372-0966, факс (846) 977-76-66
e-mail: aviacor@aviacor.ru

От 12.02.11 № 88/150

на № _____ от " _____ " _____ 20__ г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

об использовании результатов научно-исследовательской работы
«Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и
деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их
штампуемости», выполненной Носовой Екатериной Александровной,
к.т.н., доцентом Самарского университета

Результаты выполненной научно-исследовательской работы
позволяют установить влияние структурных особенностей деформируемых
алюминиевых сплавов на их штампуемость.

Определено влияние структурной энтропии на твердость и прочность
структур деформируемых алюминиевых сплавов АМг5, АМг6, Д16 и др.

Установлена зависимость штампуемости листовых алюминиевых
сплавов от структурных особенностей металлов при термической и
деформационной обработке.

Результаты исследования имеют практический интерес и
использованы при проектировании и изготовлении технологического
сборочного оснащения для сборки обогреваемых носков ОЧК изделия «ВП-
021».

Ию Главного технолога

С.В. Шибашов

Руководитель проекта

«Носки ОЧК изделия «ВП-021», к.т.н.

В.Д. Маслов

специалист

И.Г. Мухоморова



"Гидравлика"

Юр. адрес: 445056, РФ, Самарская обл., г. Тольятти, ул. 40 лет Победы, д. 84, кв. 111
Факт. адрес: 445007, РФ, Самарская обл., г. Тольятти, ул. Новозаводская, 10А
Почтовый адрес: 445007, РФ, Самарская обл., г. Тольятти, а/я 5515
e-mail: tvdauto@yandex.ru , тел/факс: (8482) 55-11-06, 55-11-08

«УТВЕРЖДАЮ»



Генеральный директор ООО «Гидравлика»

А.А.Бухалов

202_ г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

об использовании результатов научно-исследовательской работы
«Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и деформационной
обработке упорядоченной структуры для повышения их штампуемости»,
выполненной Носовой Екатериной Александровной,
к.т.н, доцентом Самарского университета

Комиссия в составе

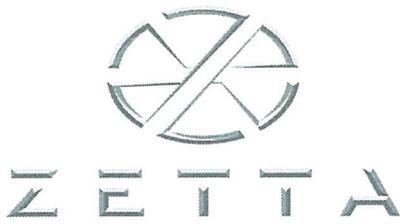
- Главного инженера Мирсадуллаева Сергея Файзуллаевича
- Начальника производства Коновалова Константина Дмитриевича
- Инженера-технолога Липатова Владимира Юрьевича

рассмотрела вопрос об использовании результатов научно-исследовательской работы и установила следующее.

Разработанные в рамках исследования расчётные модели формирования упорядоченной структуры в листовых алюминиевых сплавах АД0, АМц, АМг2, АМг5, АМг6, Д16, 1420 при термической и деформационной обработке, экспериментальные зависимости характеристик штампуемости листовых алюминиевых сплавов, способ количественной оценки неоднородности зёрненной структуры листовых металлических материалов, способ количественной оценки распределения упрочняющих фаз листовых алюминиевых сплавов внедрены как справочные данные при проектировании и изготовлении деталей гидравлических узлов и теплообменников из алюминиевых сплавов.

Члены комиссии:

 Мирсадуллаев С.Ф.
 Липатов В.Ю.
 Коновалов К.Д.



Общество с ограниченной ответственностью «ЗЕТТА»
Limited Liability Company "ZETTA"
445007, Самарская обл., город Тольятти,
улица Новозаводская, дом 10-А, помещение 2
Novozavodskaya str., 10-A, Togliatti, Samara Region,
Russian Federation, 445007
ОГРН 1166313137540 ИНН 6324075328 КПП 632401001

«УТВЕРЖДАЮ»
Генеральный директор ООО «ЗЕТТА»
Д. В. Щуровский
«17» ноября 2021 г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

об использовании результатов научно-исследовательской работы
«Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и
деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их
штампуемости», выполненной Носовой Екатериной Александровной, к.т.н,
доцентом Самарского университета

Комиссия в составе

- Директора по инжинирингу Вагнера Вальдемара Олеговича
- Начальника конструкторского отдела Нагаева Павла Борисовича
- Инженера-технолога Зверко Игоря Вячеславовича

рассмотрела вопрос об использовании результатов научно-исследовательской
работы и установила следующее.

Разработанные в рамках исследования расчётные модели
формирования упорядоченной структуры в листовых алюминиевых сплавах
АД0, АМц, АМг2, АМг5, АМг6, Д16, 1420 при термической и
деформационной обработке, экспериментальные зависимости характеристик
штампуемости слоистых алюмо-полимерных композитных и многослойных
материалов на основе алюминиевых сплавов АМц и 1420, Способ
количественной оценки неоднородности зёрненной структуры листовых

металлических материалов, способ количественной оценки распределения упрочняющих фаз листовых алюминиевых сплавов, база данных по штампуемости алюминий-полимерных композитов представляют практический интерес, внедрены при проектировании технологического процесса листовой штамповки и изготовлении несущих деталей и облегчённых элементов и узлов электромобиля.

Члены комиссии:

Вагнер В.О.

Нагаев П.Б.

Зверко И.В.



Публичное акционерное общество
«ОДК-Кузнецов»
(ПАО «ОДК-Кузнецов»)

Заводское шоссе, д. 29, г.о. Самара, 443009, ИНН 6319033379, КПП 631901001, ОГРН 1026301705374
Тел: 8 (846) 992-60-10, 955-16-12, факс: 8 (846) 992-64-65, e-mail: motor@kuznetsov-motors.ru



«УТВЕРЖДАЮ»
Главный инженер
ПАО «ОДК-Кузнецов»
О.Н. Гусев
2021 г.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

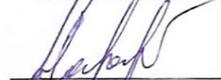
об использовании результатов научно-исследовательской работы
«Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и
деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их
штампуемости», выполненной Носовой Екатериной Александровной,
к.т.н, доцентом Самарского университета

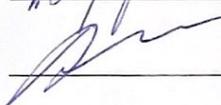
Комиссия в составе
Главного металлурга – Е.А. Лазарева, заместителя главного металлурга –
В.В. Анохина

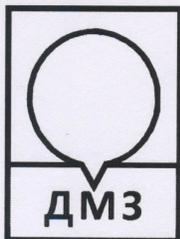
рассмотрела вопрос об использовании результатов научно-исследовательской работы Носовой Е.А. и установила следующее.

Разработанная в рамках исследования расчётная модель формирования требуемой зёрненной структуры, фазового состава, кристаллографической текстуры алюминиевых сплавов, выявленные зависимости штампуемости листовых алюминиевых сплавов от структурной энтропии с учётом влияния структурных особенностей штампуемых материалов при термической и деформационной обработке, способы оценки неоднородности зёрненной структуры и распределения упрочняющих фаз представляют практический интерес, рекомендованы к проведению производственных испытаний и внедрены как справочные данные в расчётах процессов формоизменения профильных деталей из листовых алюминиевых сплавов для элементов авиационных двигателей.

Члены комиссии:

 Е.А. Лазарев

 В.В. Анохин



ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ

ДИМИТРОВГРАДСКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД

433504, РФ, Ульяновская область, г. Димитровград, ул. Промышленная д. 54
Телефон/факс: (84235) 4-22-77, тел.: 8 800 700 32 77, E-mail: office@dmz-73.ru, сайт:www.dmz-73.ru



УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор ООО «ДМЗ»

Р.Р. Сарбаев

10 2021г

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

об использовании результатов научно-исследовательской работы
«Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и деформационной
обработке упорядоченной структуры для повышения их штампуемости»,
выполненной доцентом Носовой Екатериной Александровной,
к.т.н, доцентом Самарского университета

Комиссия в составе:

- Главного инженера Трибунского Александра Викторовича
- Начальника КТО Малышкина Михаила Александровича
- Инженера-технолога Сысуева Дениса Валерьевича

рассмотрела вопрос об использовании результатов научно-исследовательской работы
и установила следующее.

Разработанные в рамках исследования способ количественной оценки
неоднородности зёрненной структуры листовых металлических материалов, способ
количественной оценки распределения упрочняющих фаз листовых алюминиевых
сплавов, методика расчёта структурной энтропии металлических материалов и сплавов,
установленные зависимости штампуемости листовых алюминиевых сплавов от
структурной энтропии с учётом влияния химического и фазового состава, зёрненной

ООО «ДМЗ», 433504, РФ, Ульяновская область, г. Димитровград, ул. Промышленная д.54.
Р/с 40702810338030016555 Банк ФИЛИАЛ «ЕКАТЕРИНБУРГСКИЙ» АО «АЛЬФА-БАНК» БИК
046577964 К/с 30101810100000000964 ИНН 7302039222 / КПП 730201001
ОГРН 1087302000763

структуры и кристаллографической текстуры при термической и деформационной обработке, представляют практический интерес, внедрены при проектировании и изготовлении деталей облегчённых шасси, электротехнических и конструкционных деталей, комплектующих для вакуумных выключателей и трансформаторных вводов, несущих приборов аккумуляторной батареи.

Члены комиссии:

Главный инженер

Начальник КТО

Инженер-технолог

А.В. Трибунский

М.А. Малышкин

Д.В. Сысуев

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королёва

«Утверждаю»
Первый проректор - проректор
по научно-исследовательской работе
А.Б. Прокофьев
01 2020 г.

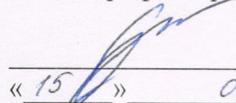


Акт
о внедрении результатов НИР Носовой Екатерины Александровны
в учебный процесс

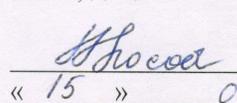
Результаты: методика расчёта структурной энтропии по результатам испытаний на одноосное растяжение, методика расчёта однородности распределения дисперсных фаз, методика расчёта однородности зёрновой структуры листовых алюминиевых сплавов, являющиеся составной частью диссертационного исследования по теме «Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их штампуемости», выполненные доцентом кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Носовой Екатериной Александровной, внедрены в учебный процесс на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения, на основании решения кафедры (протокол №1 от «27» августа 2018 г.).

Указанные результаты используются в учебном процессе при подготовке аспирантов по направлению 22.06.01 Технологии материалов по дисциплине «Металловедение и термическая обработка» и «Подготовка научно-квалификационной работы (диссертации) на соискание ученой степени кандидата наук» (Учебный план 22.06.01 (05.16.01)-2019-О-4г-А).

Заведующий кафедрой ТМиАМ
д.т.н., профессор

 /Коновалов С.В.
« 15 » 01 2020 г.

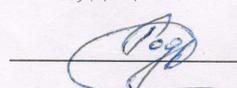
Доцент кафедры ТМиАМ
к.т.н., доцент

 /Носова Е.А.
« 15 » 01 2020 г.

Начальник отдела
аспирантуры и докторантуры
к.т.н.

 /Еськина Е.В.
« 16 » 01 2020 г.

Начальник отдела сопровождения
научных исследований
к.т.н., доцент

 /Родионов Л.В.
« 16 » 01 2020 г.

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
профессионального образования
Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П.Королева



«Утверждаю»

Проректор по учебной работе

А.В.Гаврилов

01 2020 г.

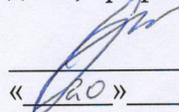
Акт

о внедрении диссертационного исследования в учебный процесс

Результаты: методика расчёта структурной энтропии по результатам испытаний на одноосное растяжение, методика расчёта однородности распределения дисперсных фаз, методика расчёта однородности зёрненной структуры листовых алюминиевых сплавов, являющиеся составной частью диссертационного исследования по теме «Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их штампуемости», выполненные доцентом кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения Носовой Екатериной Александровной, внедрены в учебный процесс на кафедре технологии металлов и авиационного материаловедения, на основании решения кафедры (протокол №8 от «05» марта 2019 г.).

Указанные результаты используются в учебном процессе при подготовке магистров по направлению 22.04.02 Metallurgy при проведении занятий по дисциплине «Современные проблемы металлургии и материаловедения», а также при выполнении выпускных квалификационных работ студентов направлений подготовки 22.04.02 Metallurgy и 22.03.02 Metallurgy (Учебные планы 220402-2019-О-ПП-2г00м, 220302.62-2016-О-ПП-4г00м-00-А).

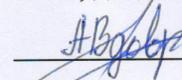
Заведующий кафедрой ТМиАМ
д.т.н., профессор


/Коновалов С.В.
« 20 » 01 2020 г.

Доцент кафедры ТМиАМ
к.т.н., доцент


/Носова Е.А.
« 20 » 01 2020 г.

Начальник методического отдела
учебно-методического управления
к.т.н., доцент


/Вдовин Р.А.
« 20 » 01 2020 г.

Начальник отдела сопровождения
научных исследований
к.т.н., доцент


/Родионов Л.В.
« 20 » 01 2020 г.