

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ (НАЦИОНАЛЬНЫЙ  
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

---

На правах рукописи

УДК 621.7

Головкина Марина Геннадьевна

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ  
ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ НА  
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ОБЪЕМУ  
ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Специальность 05.16.05 «Обработка металлов давлением»

**ДИССЕРТАЦИЯ**

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель –  
профессор, доктор технических наук

Галкин В.И.

Москва - 2016

## СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ. ....	8
1.1. Процессы, сопровождающие горячую пластическую деформацию металлических материалов. ....	12
1.1.1. Механизмы упрочнения при пластической деформации алюминиевых сплавов. ....	15
1.1.2. Процессы разупрочнения при пластической деформации. ....	17
1.2. Методы оценки неравномерности распределения напряженно-деформированного состояния при деформации металлических заготовок. ....	27
1.2.1. Экспериментальные методы решения задач ОМД. ....	29
1.2.2. Теоретические методы анализа процесса формоизменения. ....	31
1.2.3. САЕ-системы, применяемые для анализа процессов ОМД. ....	39
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1 .....	46
ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ.....	48
2.1. Общая характеристика сплавов АМг6 и Д1 .....	48
2.2. Методы экспериментальных исследований, механических испытаний, применяемое оборудование и приборы. ....	60
2.3. Применяемое программное обеспечение. ....	63
2.4. Методы математического моделирования и планирования эксперимента .....	65
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПОСТРОЕНИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. ....	73
3.1. Факторы, определяющие процесс формирования структуры и свойств изделия. ....	73
3.1.1. Определение диапазона изменения температуры обработки исследуемых сплавов.....	74
3.1.2. Определение диапазона изменения степени деформации.....	75
3.1.3. Определение скорости охлаждения .....	77

3.2. Экспериментальное определение механических характеристик и структуры материала в процессе горячей обработки клиновых образцов. .	82
3.2.1. Влияние напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий процесса деформирования на механические свойства сплавов. ....	83
3.2.2. Влияние напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий процесса деформирования на формирование структуры сплавов. ....	106
3.3. Компьютерное моделирование процесса горячей прокатки клиновых образцов и определение параметров НДС и температурно-скоростных условий процесса. ....	120
3.4. Разработка математической модели прогнозирования механических свойств изделий из алюминиевых сплавов. ....	132
3.4.1. Регрессионный анализ экспериментальных данных.....	132
3.4.2. Верификация математической модели прогнозирования.....	139
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3. ....	146
ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ. ....	149
4.1. Разработка информационной модели .....	152
4.2. Интерфейс автоматизированной системы прогнозирования .....	158
4.3. Последовательность работы с автоматизированной системой прогнозирования .....	159
4.4. Пример работы с системой автоматизированного прогнозирования	163
4.5. Разработка методики прогнозирования распределения механических свойств изделий из алюминиевых сплавов, получаемых методами ОМД	168
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4. ....	170
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ .....	171
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....	175

## ВВЕДЕНИЕ

**Актуальность работы.** Развитие техники и технологий неразрывно связано с созданием новых и совершенствованием имеющихся научных подходов проектирования и изготовления полуфабрикатов, получаемых методами обработки металлов давлением (ОМД). В настоящее время одной из основных задач, стоящих перед разработчиками и производителями, является обеспечение прочности и надежности конструкции при одновременном снижении ее веса, что требует создания научных методов разработки промышленных технологий, которые позволят повысить эксплуатационные свойства конструкционных материалов.

В силу того, что процессы горячей ОМД являются нестационарными, распределение напряженно-деформированного состояния (НДС) и температур по объему заготовки неравномерно, что приводит к анизотропии механических свойств. Из-за анизотропии свойств полуфабрикаты, получаемые методами ОМД, чувствительны к направлению приложенной нагрузки и оказывают неравномерное сопротивление деформации при силовом воздействии. В результате, элементы конструкции имеют различную прочность. При классическом подходе расчета надежности и работоспособности изделия это не учитывается, поскольку механические свойства материала задаются в виде усредненной величины по всему объему. Для возможности прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабриката и увеличения эксплуатационной надежности конструкции необходимо установить связь между параметрами обработки и формирующимися механическими свойствами материала и получить не только качественные, но и количественные показатели.

Появление систем инженерного анализа дало возможность количественно оценивать значения НДС, температуры, скорости деформации и других параметров технологического процесса. Однако при исследовании процессов горячей пластической деформации необходимо знать, что будет со свойствами готового полуфабриката, которые зависят от ряда факторов:

химического состава материала, условий деформирования, вида и режимов последующей термической обработки. Механические характеристики формируются не только в процессе деформирования, но и при охлаждении после горячей деформации, в результате которого возможно прохождение релаксационных процессов. Следовательно, для прогнозирования распределения свойств по объему полуфабрикатов требуется информация не только о характере распределения НДС, но и о его взаимосвязи с режимом последующей термообработки и процессами, происходящими в металле в результате остывания после деформации.

Настоящая работа посвящена разработке методики прогнозирования механических характеристик полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, изготавливаемых методами ОМД. Возможность управления пластическим течением металла позволит получать изделия с заданными свойствами. В связи с этим, тема диссертационной работы является актуальной.

**Цель работы и задачи исследования.** Целью данной работы является разработка методики и программного обеспечения для прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, получаемых методами горячей обработки металлов давлением.

В соответствии с поставленной целью, требуется решение следующих задач:

1. Исследование влияния технологических параметров горячего деформирования и охлаждения на механические свойства алюминиевых сплавов.
2. Математическое моделирование процесса горячего деформирования и последующего охлаждения образцов из алюминиевых сплавов в соответствии с задаваемыми режимами для определения количественных показателей напряженно-деформированного состояния и распределения температур.
3. Установление распределения механических свойств по объему

полуфабрикатов из алюминиевых сплавов при горячей деформации с помощью методов физического и математического моделирования в зависимости от технологических параметров обработки и охлаждения.

4. Формирование базы данных, отражающей зависимость механических свойств алюминиевых сплавов от параметров процесса горячего формоизменения и последующего охлаждения.

5. Разработка методики прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, изготавливаемых методами горячей обработки металлов давлением.

6. Создание программного обеспечения для прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабрикатов из алюминиевых сплавов после пластического деформирования на базе интегрированных результатов конечно-элементного анализа и испытаний механических свойств.

7. Опытная проверка разработанной методики и программного приложения.

#### **Научная новизна:**

1. Разработана методика прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, изготавливаемых методами горячей обработки давлением, основанная на совмещении методов физического и математического моделирования и учете объединенного влияния температуры, деформации и скорости охлаждения на величину механических свойств материала.

2. С помощью методов физического и математического моделирования установлены зависимости между показателями механических свойств алюминиевых сплавов АМг6 и Д1 и параметрами технологического процесса горячего деформирования в диапазонах изменения интенсивности деформации от 0,2 до 1,5 (относительная степень деформации составила 0-75%), температуры нагрева перед деформацией от 380 °С до 520 °С и скорости охлаждения после формоизменения от 0,1 °С/с до 0,6 °С/с.

### **Практическая значимость работы:**

1. На базе разработанной методики создано программное приложение к современным САЕ-системам, позволяющее прогнозировать распределение по сечению полуфабрикатов, получаемых методами горячей ОМД, следующие механические свойства: предел прочности, предел текучести и твердость.

2. Материалы работы внедрены в учебный процесс МАИ (НИУ) при подготовке бакалавров по дисциплине «Моделирование процессов и систем».

**Достоверность результатов** подтверждается применением апробированных методов исследования, соответствием результатов компьютерных прогнозов, базирующихся на разработанных моделях, и экспериментальных данных.

Основные положения и результаты работы обсуждались на Всероссийской научно-практической конференции «Применение ИПИ-технологий в производстве», Москва, 2012г; Международной молодежной научной конференции «Гагаринские чтения», Москва, 2013г, 2014г, 2016г; Всероссийской научно-практической конференции «Управление качеством и сертификация», Москва, 2014г, 2015г; научно-технической конференции «Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и термической обработки легких сплавов», Москва, 2016г.

Основные положения работы опубликованы в 12 работах, в том числе в научных журналах и изданиях, определенных ВАК - 3.

Диссертация состоит из введения, 4 глав, основных выводов и библиографического списка, содержащего 98 наименований. Материал работы изложен на 184 страницах, содержит 94 рисунка, 25 таблиц.

Работа выполнена в МАИ (НИУ) на кафедре «Технология обработки металлов давлением имени проф. А.И.Колпашникова».

Автор выражает особую признательность научному руководителю проф., д.т.н. Галкину Виктору Ивановичу, а также всем сотрудникам и преподавателям кафедры.

# ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА В ОБЛАСТИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДАМИ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ.

На сегодняшний день основным направлением развития ОМД является разработка и применение научно обоснованных подходов, направленных на получение деталей с наилучшими эксплуатационными характеристиками, основанных на управлении структурой и свойствами металлических материалов после горячей пластической деформации.

Обработка металлов давлением является важным процессом при производстве металлических изделий и применяется не только для получения деталей необходимой формы и размеров, но и для проработки структуры с целью повышения прочностных характеристик материала [1, 2]. Отличием процессов ОМД является высокая производительность и экономия металла по сравнению с обработкой резаньем и литьем.

При разработке технологических процессов обработки металлов давлением получение полуфабриката заданной формы далеко не единственная задача. Важным аспектом является возможность управления структурой и свойствами металлических материалов в процессе горячей пластической деформации и термообработки с целью получения заранее определенного уровня указанных параметров.

Обработка металлов давлением основана на пластических свойствах материалов - способности необратимо изменять форму под действием внешних сил [1, 2, 3]. Процесс пластического деформирования зависит от ряда факторов: химического состава и структуры материала, температуры деформирования, скорости и степени деформации, напряженно-деформированного состояния.

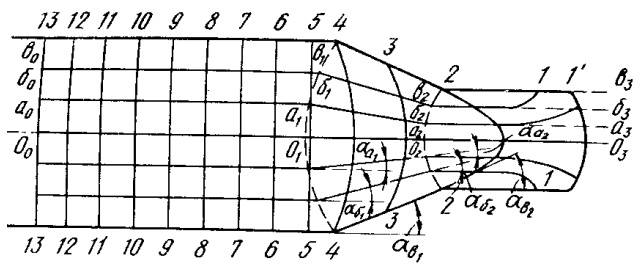
Все процессы ОМД можно разделить на стационарные и нестационарные. Стационарные процессы являются непрерывными. При стационарном процессе возникающие в очаге деформации под действием



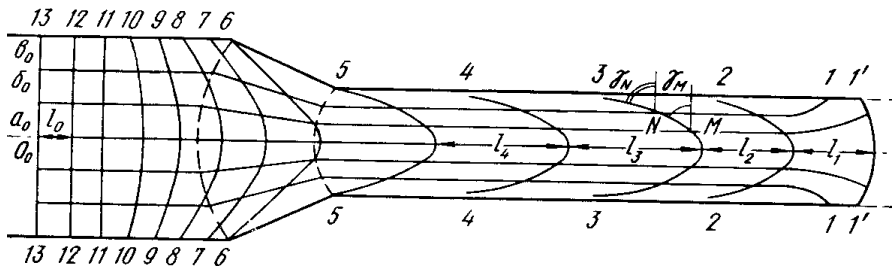
деформирующего инструмента векторные поля перемещения  $\vec{U}$  и скорости  $\vec{V}$ , компоненты тензоров напряжения  $\sigma_{ij}$ , деформации  $\varepsilon_{ij}$ , скорости деформации  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  и их инварианты для каждой точки очага деформации постоянны и не зависят от времени [4]. К данному виду процессов относятся прокатка, волочение, в некоторых случаях прессование.

Особенностью горячей объемной штамповки в отличие от других видов обработки металлов давлением является нестационарность пластического течения металла при деформировании. Это означает, что все вышеуказанные параметры деформирования ( $\vec{U}$ ,  $\vec{V}$ ,  $\sigma_{ij}$ ,  $\varepsilon_{ij}$ ,  $\dot{\varepsilon}_{ij}$ ) и их инварианты изменяются с течением времени для каждой точки пространства [4]. Это приводит к неравномерности распределения деформации по объему тела. Причинами неравномерности деформации являются так же физические свойства обрабатываемого материала, контактное трение, форма и размеры заготовки и инструмента [3, 5].

Неравномерность деформации при обработке металлов давлением нежелательна, так как приводит к неравномерности структуры, распределения механических свойств по сечению полуфабриката, появлению дополнительных напряжений, что является причиной повышения сопротивления деформированию, искажения формы готового изделия, неоднородности структуры, а иногда и появления трещин, что является недопустимым [1, 2]. Примером неравномерности деформации при горячей обработке является процесс прессования на начальной и конечной стадии. На рис.1.1 отражено деформированное состояние металла при прессовании через одноканальную коническую матрицу [6].



а)

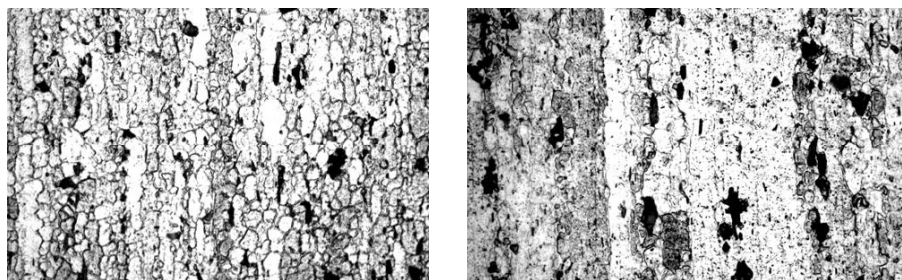


б)

Рис.1.1. Общая схема деформированного состояния прессуемого металла.

а) в начале процесса; б) в середине процесса.

Неравномерность деформированного состояния приводит к неоднородности механических свойств и структуры по сечению и длине. Микроструктура периферийных слоев прессованного прутка из сплава Д16 представлена мелкими зернами и неравномерно распределенными частицами второй фазы (рис.1.2). [7, 8]. Предел прочности материала прессизделия повышается от центра к периферии и от переднего конца к прессостатку.



а)

б)

Рис. 1.2. Микроструктура в продольном направлении прутка из сплава Д16 в горячепрессованном состоянии ( $\times 700$ ).

а) периферийная зона; б) центральная зона

При нагреве под закалку прессованных полуфабрикатов из термически упрочняемых алюминиевых сплавов межзеренные и межфазные границы являются центрами образования зародышей при рекристаллизации. Поэтому в периферийных слоях наблюдается появление крупнокристаллического ободка и снижение прочности [7, 9, 10].

Снижение неоднородности деформации позволяет получать полуфабрикаты с однородной структурой и меньшим градиентом механических свойств по сечению за счет более равномерного протекания процесса рекристаллизации.

Структура и механические свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов зависят не только от химического состава и конечной термообработки, но и от режимов деформирования, нагрева и охлаждения. Так, например, при одинаковом химическом составе и термообработке можно получить различные структуры: от крупнозернистой рекристаллизованной до волокнистой нерекристаллизованной. Такие различия в структуре приводят к значительным отличиям механических свойств полуфабрикатов [11].

В общем виде значение механических характеристик (предела текучести, сопротивления деформации) можно представить как функцию [12]:

$$\sigma = f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, \varepsilon(t), x), \quad (1.1)$$

где  $T$  – температура деформации;

$\varepsilon$  – степень деформации;

$\dot{\varepsilon}$  – скорость деформации;

$\varepsilon(t)$  – закон развития деформации во времени;

$x$  – физико-химические свойства материала.

На формирование микроструктуры в процессе деформирования значительное влияние оказывает температура. Так при понижении температуры возрастает вероятность дробления зерен новыми высокоугловыми границами. Установлено, что изменение прочностных

характеристик с изменением температуры подчиняется экспоненциальной зависимости [3]:

$$p_{t_1} = p_{t_2} e^{\alpha(t_1 - t_2)},$$

где  $p_{t_1}$ ,  $p_{t_2}$  – значение прочностной характеристики при температуре  $t_1$  и  $t_2$  соответственно;  $\alpha$  – температурный коэффициент.

Скорость деформации оказывает двойное влияние на механические свойства. С одной стороны, с ростом скорости деформации увеличивается интенсивность упрочнения, с другой стороны при увеличении скорости деформации возрастает нагрев – значительная часть энергии деформации превращается в теплоту, что повышает температуру обрабатываемого материала. Это стимулирует развитие процесса разупрочнения.

В общем виде влияние скорости деформации на напряжение течения подчиняется степенной зависимости вида [12]:

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m,$$

где  $k$  и  $m$  – коэффициенты;  $m$  (показатель упрочнения) зависит от температуры процесса.

Для снижения неоднородности деформации и получения равномерного распределения механических свойств необходимо комплексное исследование процесса пластического течения и изучение влияния параметров деформирования на конечные свойства полуфабрикатов.

### 1.1. Процессы, сопровождающие горячую пластическую деформацию металлических материалов.

Деформация поликристаллического тела происходит за счет деформации каждого отдельного зерна (внутрикристаллитная) и взаимного перемещения зерен относительно друг друга (межкристаллитная деформация) [1].

Основными механизмами внутрикристаллитной деформации металлов являются скольжение и двойникование.

Скольжение происходит под действием касательных напряжений по кристаллографическим плоскостям с наибольшей плотностью размещения атомов и в направлении минимальных межатомных расстояний. Деформация алюминия и сплавов на его основе осуществляется за счет сдвига по плоскости (111) в направлении  $\{110\}$  [13]. Пластическая деформация скольжением начинается в наиболее благоприятно ориентированных зернах по отношению к действующим напряжениям [1]. По мере увеличения напряжения все большее количество зерен включается в пластическую деформацию и вытягивается в направлении наиболее интенсивного течения металла, возникает текстура деформации, приводящая к анизотропии свойств металла, которая в металлах, подвергнутых обработке с большими степенями деформации, полностью не устраняется даже отжигом при высоких температурах [2]. В большей степени различия в продольном и высотном направлении проявляются для таких показателей как пластичность, коррозионная стойкость, вязкость разрушения.

Вторым механизмом пластической деформации алюминиевых сплавов является двойникование, при котором происходит зеркальное отображение одной части кристалла по отношению к другой относительно кристаллографической плоскости (111) [1, 3].

Пластическая деформация сопровождается межкристаллитными перемещениями. Вблизи границ зерен находятся зоны затруднительной деформации из-за искажения решетки в приграничных слоях и затруднительного сдвига вследствие взаимодействия различно ориентированных зерен [1, 14, 15]. Сопротивление пластической деформации зависит от протяженности границ зерен и, следовательно, от размеров зерен. Зависимость предела текучести от размера зерна отражена в формуле Холла-Петча [16, 17]:

$$\sigma_T = \sigma_M + k_y d^{-n}, \quad (1.2)$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести;

$\sigma_M$  – прочность монокристалла;

$k_y$  – коэффициент зернограницного упрочнения;

$d$  – размер зерна;

$n = 0,5 \div 1$ .

При межкристаллитной деформации помимо разрушения межзеренных связей происходит их частичное восстановление «схватыванием». При этом, чем интенсивнее происходит восстановление нарушенных связей, тем пластичность процесса выше. Восстановление нарушенных связей может происходить по следующим механизмам: образование прочностных связей между двумя свободными поверхностями различно ориентированных кристаллических решеток при температурах более низких, чем температура рекристаллизации металла; рекристаллизация при определенных температурных градиентах; химические взаимодействия различных фаз сплава [16].

Как правило, при горячей обработке давлением преобладает межкристаллитная деформация, поскольку при повышении температуры прочность зерен больше прочности их границ из-за наличия на границах зерен легкоплавких примесей и меньшей термодинамической устойчивости пограничных зон самого металла [1].

Микроструктура в процессе деформирования претерпевает изменения в результате двух процессов: преобразования исходной микроструктуры (изменение формы зерен) и зарождения новых элементов структуры (образование новых границ) [13]. Образование новых границ наиболее ярко проявляется в случае, когда текстура полуфабриката значительно отличается от текстуры заготовки. Так же образованию новых границ зерен препятствует наличие равноосной структуры. После деформации отношение размеров зерен в трех взаимно перпендикулярных направлениях соответствует отношению главных деформаций.

Особенностью горячей ОМД является протекание конкурирующих процессов – упрочнения и разупрочнения. В зависимости от преобладания того или иного процесса конечные свойства и структура металла будут

различными [18]. Ниже рассмотрены основные механизмы упрочнения и разупрочнения, происходящие при горячей обработке алюминиевых сплавов.

### 1.1.1. Механизмы упрочнения при пластической деформации алюминиевых сплавов.

Пластическая деформация алюминиевых сплавов осуществляется за счет движения дислокаций и генерации новых дислокаций. На начальной стадии движение происходит по одной системе плоскостей – стадия легкого скольжения, плотность дислокаций составляет  $10^8 \div 10^9 \text{ м}^{-2}$  [19, 20]. Дислокации перемещаются сравнительно беспрепятственно на большие расстояния, обеспечивая прогрессивную деформацию без значительного роста действующих напряжений. После этого начинается стадия множественного скольжения – движение дислокаций в двух и более системах. На этой стадии после значительной деформации дислокационная структура металла сильно усложняется и плотность дислокаций увеличивается до  $10^{12} - 10^{13} \text{ м}^{-2}$  [16, 21, 22], что приводит к образованию пространственных сеток и стенок дислокаций. В результате этого, движение дислокаций становится затруднительным, повышается упругая энергия кристаллической решетки, а, следовательно, и напряжение течения. Значительное сопротивление движению дислокаций оказывают узлы пересечения плоскостей скольжения, где образуются угловые (неподвижные) дислокации [23, 20]. Помимо увеличения плотности дислокаций на сопротивление пластической деформации оказывают влияние блокообразование, искривление плоскостей скольжения, резкий поворот отдельных ячеек блоков. Так происходит деформационное упрочнение металла. Напряжение, при котором начинается пластическая деформация, и плотность дислокаций связаны следующей зависимостью [16, 17, 20]:

$$\sigma = \sigma_0 + Gb\sqrt{\rho}, \quad (1.3)$$

где  $\sigma$  – напряжение пластического течения;

$\sigma_0$  – напряжение трения решетки;

$G$  – модуль сдвига;

$b$  – вектор Бюргерса;

$\rho$  – плотность дислокаций.

Температурно-скоростная зависимость напряжения начала пластического течения определяется величиной энергии активации  $Q$ , определяющей прочность препятствий. Дисперсные частицы в сплавах являются сильными препятствиями ( $Q=2Gb^3$ ) и практически не деформируются. К средним и слабым препятствиям относятся дислокации леса и растворенные атомы ( $Q=(0,2\div 0,5) Gb^3$ ), которые дают сравнительно малую прочность [20, 15].

Движение дислокаций при низких температурах ( $<0,4T_{пл}$ ) осуществляется за счет скольжения. При увеличении температуры ( $>0,4T_{пл}$ ) дислокации получают еще одну дополнительную степень свободы, что делает их способными не только к скольжению, но и к переползанию. Это позволяет легче обходить препятствия в плоскостях скольжения. Такой механизм, состоящий из скольжения и переползания, называется дислокационной ползучестью [20].

При очень малых напряжениях движение дислокаций либо прекращается, либо замедляется и осуществляется за счет диффузии атомов, которые движутся из зажатых областей кристаллической решетки в растянутые. Такие потоки атомов приводят к деформации, если происходит проскальзывание по границам зерен [20]. Сдвиг начинается в зернах, наиболее благоприятно ориентированных по отношению к действующему напряжению, вызывая тем самым воздействие на менее благоприятно расположенные. Деформация алюминия и сплавов на его основе осуществляется за счет сдвига по плоскости  $\{111\}$  в направлении  $\{110\}$  [13, 22]. По мере роста напряжения пластическая деформация распространяется и при некоторой степени деформации все зерна будут вовлечены в



необратимое формоизменение. Сдвиговая деформация приводит к повороту кристаллической решетки относительно внешних сил, в результате чего зерна принимают положение, совпадающее с направлением максимальной деформации, и при степени деформации 30-50% зерна приобретают конечные ориентировки, которые в дальнейшем практически не изменяются [13].

Преимущественные конечные ориентировки описывают текстуру деформации. В силу неоднородности деформации текстура в каждой зоне будет также различной, поскольку отвечает определенному соотношению главных деформаций.

В соответствии с преимущественной ориентировкой зерен располагаются интерметаллидные частицы. Эти частицы имеют большую прочность и твердость, чем алюминиевый раствор, поэтому в процессе обработки пластически не деформируются.

Упрочнение металла происходит до определенной степени деформации, после достижения которой развиваются релаксационные процессы, вызывающие снятие деформационного напряжения – динамический возврат и рекристаллизация.

#### 1.1.2. Процессы разупрочнения при пластической деформации.

В процессе деформации одновременно идут два конкурирующих процесса: разупрочнение и упрочнение. Протекание динамической и спонтанной рекристаллизации, сопровождающихся выделением интерметаллидных фаз по границам зерен, затрудняет изучение вопроса формирования структуры в ходе пластической деформации. При горячей деформации сложно отличить исходные зерна от рекристаллизованных, а также изменения структуры непосредственно во время деформации от изменений, проходящих в процессе охлаждения после деформирования.

Потенциальная энергия искаженной кристаллической решетки является движущей силой структурных изменений, приводящих к уменьшению искажений путем перестройки дислокационной и зеренной структуры [21, 22]. Одним из основных процессов разупрочнения алюминиевых сплавов является динамический возврат [13, 24]. По мере роста напряжения происходит аннигиляция и перераспределение дислокаций таким образом, что чередуются области с высокой и низкой энергией. Возможность протекания возврата определяется некоторой критической плотностью дислокаций, при которой напряжение их взаимодействия будет равно или превысит сопротивление кристаллической решетки.

Основным механизмом динамического возврата при горячей деформации является скольжение и переползание дислокаций, в результате чего образуются плоские сетки дислокаций, которые представляют собой малоугловые границы субзерен [23, 25]. Углы разориентировки субзерен изменяются от нескольких минут до  $1-2^\circ$ . Субграницы, образованные в процессе возврата, можно разделить на две группы: 1) задерживающие дислокации и способствующие локализации деформации в объеме субзерна; 2) пропускающие дислокации. Таким образом, повышение прочности металла после горячей деформации является следствием наличия непроницаемых для движущихся дислокаций субграниц, а повышение сопротивления хрупкому разрушению связано с наличием проницаемых для движущихся дислокаций субграниц.

Возврат зависит от температурно-скоростных параметров процесса деформирования. Скорость возврата увеличивается при увеличении температуры и уменьшении скорости деформации.

При возврате частично снимается деформационное упрочнение. Если обозначить  $X$  долю восстановленного при возврате свойства, то [26]:

$$X = 1 - \exp \left[ -k t \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \right], \quad (1.4)$$

где  $Q$  – энергия активации;

$R$  – газовая постоянная;

$k$  – const;

$T$  – температура;

$\tau$  – время выдержки.

Микроструктура при динамическом возврате не изменяется. Дальнейшее снятие деформационного упрочнения происходит за счет процесса рекристаллизации, который заключается в образовании и росте новых недеформированных зерен. Возможность протекания процесса рекристаллизации определяется температурой и степенью деформации, которые задают диффузионную активность металла и критическую плотность дислокаций. Зародышами новых зерен в алюминиевых сплавах являются ячейки с максимально искаженной в процессе деформации решеткой, разориентированные на углы не менее  $15-20^\circ$  относительно матрицы [26]. Наиболее благоприятными местами для этого являются тройные стыки границ зерен, частицы других фаз. К этим зародышам пристраиваются смежные атомы в соответствии с параметрами решетки и происходит рост новых равноосных зерен. С течением времени зерна увеличиваются в размерах и могут полностью охватить все деформированные зерна.

При рекристаллизации увеличивается диффузионная способность атомов, благодаря чему снижается химическая неоднородность и снимаются повреждения, возникающие по границам зерен при деформации [3].

Наличие в алюминиевых сплавах дисперсных частиц (сплавы с марганцем, магнием, хромом) повышает температуру рекристаллизации, высокая плотность частиц затрудняет миграции границ зерен. Зародыши рекристаллизации образуются как на границе субзерен, так и в объеме около грубых выступов [13]. Текстура зародышей и матрицы имеет отличную ориентировку, в результате чего изменяется текстура деформации.

Размер рекристаллизованных зерен зависит от соотношения температуры, степени и скорости деформации. При рекристаллизации

существует критические степени деформации (8-10%), при которых наблюдается максимальный рост зерен. На начальной стадии деформация происходит за счет внутрикристаллитных изменений, без нарушения границ зерен, поэтому объединение и рост зерен в процессе рекристаллизации затруднены [1]. Также при малой степени деформации невелико количество центров рекристаллизации. При критических степенях деформации происходит разрушение межкуристаллитных связей, что облегчает присоединение соседних атомов к новому зерну и последующему объединению нескольких зерен в одно. При дальнейшем увеличении степени деформации увеличивается число центров рекристаллизации, а, следовательно, и число рекристаллизованных зерен. В общем объеме деформированного тела их размер уменьшается [3].

При увеличении температуры деформации прочность межкуристаллитного вещества уменьшается, повышается диффузионная способность атомов, поэтому максимальный рост зерна наблюдается при меньших степенях деформации [25].

В зависимости от условий протекания процесса различают следующие виды рекристаллизации [13]:

1. динамическая – протекает в процессе деформирования;
2. спонтанная – происходит сразу после формоизменения, когда металл еще имеет достаточно высокую температуру;
3. статическая – происходит при термической обработке деформированного металла.

Влияние параметров деформации на процесс рекристаллизации имеет различный характер в зависимости от вида рекристаллизации. Поскольку статическая рекристаллизация происходит при термической обработке металла, то такие параметры как температура и время выдержки строго регламентированы для каждого материала и задаются независимо от режима предшествующей деформации. Таким образом, степень рекристаллизации

определяется уровнем запасенной энергии. При увеличении энергии скорость рекристаллизации возрастает, а размер зерен уменьшается [13].

При спонтанной рекристаллизации температура, с одной стороны, понижает уровень запасенной энергии, с другой – с повышением температуры возрастает диффузионная способность. Но, как правило, в реальных процессах деформирования при повышении температуры повышается степень спонтанной рекристаллизации. Аналогичным образом влияет степень и скорость деформации [25, 13]. При спонтанной рекристаллизации новые зерна образуются на тройных стыках деформированных зерен или около включений. Размер статически рекристаллизованного зерна зависит от температуры, степени и скорости деформации, начального размера зерна [25]:

$$D_R = C_2 D_0^{C'} \varepsilon^{-n'} Z^{-k'},$$

где  $C_2$ ,  $C'$ ,  $k'$ ,  $n'$  – константы;

$Z$  – параметр Зинера-Холомона.

Если спонтанной рекристаллизации предшествовала динамическая, то влияние начального размера зерна и степени деформации мало.

Доля статически рекристаллизованного объема описывается уравнением Аврами [27, 28]:

$$X = 1 - \exp \left[ -\beta \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^k \right], \quad (1.5)$$

где  $t_{0,5}$  – время рекристаллизации 50% зерен.

Спонтанная рекристаллизация в алюминиевых сплавах наблюдается лишь при высоких температурах и скоростях деформации, минимальные значения которых определяются химическим составом сплава. Спонтанная рекристаллизация наиболее характерна для алюминиевых сплавов с магнием, особенно для АМг6 [29]. Причем область спонтанной рекристаллизации на диаграмме структурных состояний сплава АМг6 сужается при повышении температуры деформации. То есть скорость спонтанной рекристаллизации в

интервале скоростей деформации  $10^{-2} - 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  уменьшается при увеличении температуры.

Наиболее сложным процессом является динамическая рекристаллизация. Увеличение скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  влечет за собой увеличение запасенной энергии пропорционально  $\lg \dot{\epsilon}$ . С другой стороны, увеличение скорости деформации приводит к уменьшению времени деформирования пропорционально  $\dot{\epsilon}$  и, соответственно, сокращению времени протекания рекристаллизации. Второй процесс идет значительно быстрее, следовательно, степень динамической рекристаллизации уменьшается при увеличении скорости деформации [13]. Динамическую рекристаллизацию даже при больших степенях деформации можно избежать путем уменьшения скорости деформации.

Зарождение динамически рекристаллизованных зерен в алюминиевых сплавах идет по механизму Бейли-Хирша, когда зародыши образуются на границах зерен, либо по механизму Кана-Бюргерса, согласно которому зародышем рекристаллизации является субзерно [25]. Исходное зерно не влияет на размер рекристаллизованного, а определяет лишь кинетику динамической рекристаллизации, которая ускоряется в мелкозернистой структуре металла.

Размер зерна  $D_R$  при динамической рекристаллизации зависит от напряжения течения и уменьшается при увеличении степени деформации и уменьшении температуры и не зависит от исходного зерна [25]:

$$\sigma = kD_R^{-m}, \quad (1.6)$$

где  $k = \text{const}$ ;  $m < 1$ .

Для описания соотношений между долей динамически рекристаллизованного объема материала  $X$  и деформацией используется уравнение Авраами [27, 28]:

$$X = 1 - \exp \left[ -\beta \left( \frac{\epsilon - a\epsilon_p}{\epsilon_{0,5}} \right)^k \right], \quad (1.7)$$

где

$$\varepsilon_{0,5} = a_1 d^h \dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) + c \quad (1.8)$$

- деформация при 50% рекристаллизации;

$\varepsilon_p$  – пиковая деформация, при которой напряжение течения достигает максимума;

$\beta$ ,  $a$ ,  $a_1$ ,  $h$ ,  $m$ ,  $c$  – коэффициенты, характеризующие свойства материала при заданных условиях деформирования и рекристаллизации.

Преобладание того или иного процесса разупрочнения зависит от температуры, скорости и степени деформации [25]. Для алюминиевых сплавов характерно формирование устойчивой субструктуры в ходе пластической деформации, что может тормозить или полностью подавлять при быстром охлаждении развитие процесса рекристаллизации. В этом случае единственным процессом разупрочнения является динамическая полигонизация. Однако при больших деформациях и значительных последеформационных выдержках при высокой температуре или в процессе охлаждения с умеренной скоростью все же происходит статическая рекристаллизация по механизму коалесценции субзерен или миграции участков большеугловых границ [30, 31].

Микроструктура на разных стадиях горячего деформирования имеет следующие особенности:

1) на стадии, близкой к установившейся, образуется ячеистая структура вследствие динамического возврата;

2) при повышении температуры увеличиваются размеры ячеек, плотность дислокаций в их объеме уменьшается, ячейки становятся субзернами. Субзерна остаются равноосными даже при больших деформациях из-за поперечного скольжения и диффузионных процессов переползания краевых дислокаций.

3) Рекристаллизация после горячей деформации проходит по механизму локальной миграции отдельных участков большеугловых границ. В этом случае движущей силой рекристаллизации является разница в

локальной плотности дефектов по обе стороны от данного участка границы [30].

В алюминиевых сплавах типа дюралюмин и магналии при горячей пластической деформации из твердого раствора выделяются интерметаллиды, растворимость которых меняется с температурой. Если деформация осуществляется при температуре, соответствующей пересыщению твердого раствора, то его распад будет тормозить рекристаллизацию [30, 32]. Зеренная структура, сформировавшаяся в ходе пластической деформации, оказывает значительное влияние на комплекс механических свойств полуфабриката (рис.1.3) [25].

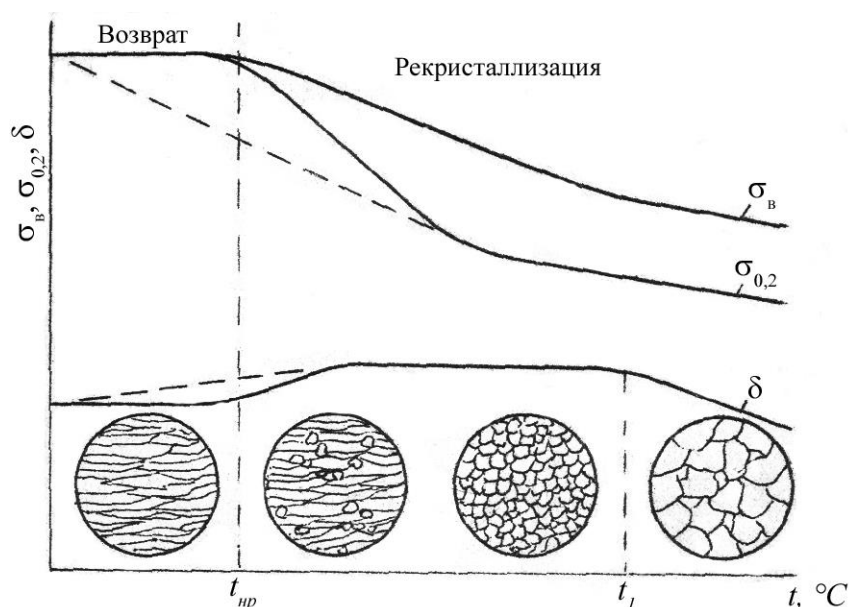


Рис.1.3. Изменение механических свойств и деформированной структуры в результате процессов разупрочнения

Полуфабрикаты с нерекристаллизованной структурой обладают более высоким уровнем прочностных свойств, сопротивлением росту усталостной трещины, сопротивлением коррозии под напряжением, вследствие чего во многих случаях являются более предпочтительными. Однако рекристаллизованная структура отличается более высокими показателями пластичности, сопротивления расслаивающей коррозии и длительной прочности при повышенных температурах.



Наиболее частым случаем является смешанный характер процесса разупрочнения: на участках, получивших наибольшее упрочнение, наблюдается динамическая рекристаллизация, а в объемах с умеренным наклепом – динамический возврат – формирование дислокациями субграниц.

При равенстве скоростей процессов упрочнения и разупрочнения начинается стадия установившейся деформации, когда напряжение зависит только от температуры и скорости, но не от степени деформации ( $\sigma = \sigma_s$ ). Для установившейся стадии деформации справедливы следующие соотношения [13, 33]:

$$A_1 \sigma_s^n = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = Z; \quad (1.9)$$

$$A_2 \exp(\beta\sigma) = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = Z, \quad (1.10)$$

где  $A_1, A_2, \beta, n$  – коэффициенты;

$Q$  – энергия активации пластической деформации;

$R$  – газовая постоянная.

Параметр  $Z$ , называемый параметром Зинера-Холомона, характеризует совместное влияние температуры и скорости деформации на напряжение.

После установившегося процесса деформирования размер субзерен не изменяется и зависит только от напряжения течения [13]:

$$d_s^{-1} = a\sigma_s + b, \quad (1.11)$$

где  $a$  и  $b$  – коэффициенты.

Поскольку на установившейся стадии пластического течения напряжение не зависит от степени деформации, то для описания структуры после горячей деформации и термообработки строятся диаграммы структурных состояний (ДСС) в координатах «температура – скорость деформации» (рис.1.4) [25, 34, 35].

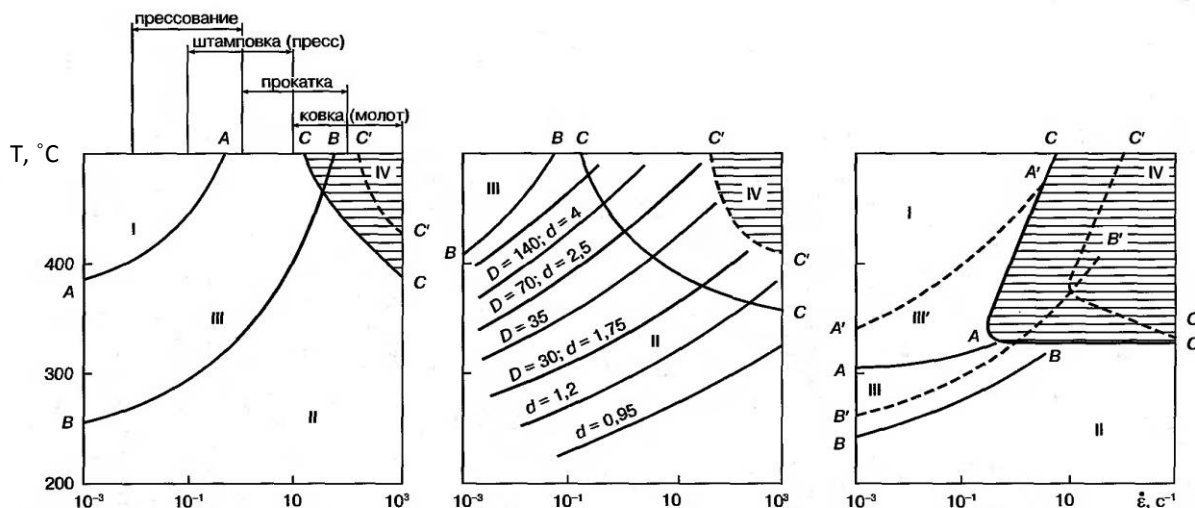


Рис.1.4. Диаграммы структурных состояний алюминиевых сплавов

На диаграммах отмечены четыре области, характеризующие различные структуры: I – полигонизованная; II – рекристаллизованная; III – смешанная структура; IV - область спонтанной рекристаллизации. Диаграммы показывают не только тип получаемой структуры, но и размер зерна, соответствующий определенному значению  $\lg Z$ .

Нежелательным режимом обработки является смешанная область, поскольку здесь происходит неравномерный рост зерен, и падение прочностных свойств.

Диаграммы структурных состояний используются при разработке процессов ОМД для назначения температурно-скоростных параметров деформирования с целью получения регламентированной структуры полуфабрикатов.

Диаграммы структурных состояний построены на основе экспериментальных данных, полученных в результате испытаний на осадку, их применение ограничивается отсутствием точных данных о распределении температуры и скорости деформации по объему заготовки.

Для оценки возможности получения необходимых данных следует рассмотреть методы анализа пластического течения.

## 1.2. Методы оценки неравномерности распределения напряженно-деформированного состояния при деформации металлических заготовок.

Проблема изучения пластического течения материала является одной из актуальных фундаментальных проблем механики твердого деформируемого тела. Особенности процессов обработки металлов давлением являются большие пластические деформации, высокая роль трения на контактной поверхности, сложные физико-механические процессы, происходящие в материале. Вопросами определения напряженно-деформированного и термодинамического состояний, деформирующих усилий, условия начала пластического течения, выявления причин возникновения дефектов занимается механико-математическое направление теории ОМД. Решение подобных задач основывается на уравнениях механики сплошной среды, дополненных кинетическими и динамическими уравнениями, характерными для конкретной среды.

Процессы, происходящие при деформации, описываются в основном дифференциальными уравнениями второго порядка в частных производных с определенными начальными и граничными условиями. Система дифференциальных уравнений в общем случае имеет вид [1]:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{ij,j}}{\partial x_j} &= 0 \\ (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2) &= 2\sigma_T^2 \\ e_v + \frac{p}{E_0} &= 0; \\ \lambda_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \lambda_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \lambda_z \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + Q &= c\rho \frac{\partial T}{\partial t}, \end{aligned} \right\} \quad (1.12)$$

где  $\sigma_{ij}$  – компоненты тензора напряжений;  $e_v$  – объемная деформация;  $p$  – гидростатическое давление;  $E_0$  – модуль объемной упругости;  $T$  – температура;  $\lambda_x, \lambda_y, \lambda_z$  – коэффициенты теплопроводности в направлениях  $x, y, z$ ;  $Q$  – внутренний источник тепла, выделяемого в результате пластической деформации;  $c$  – теплоемкость;  $\rho$  – плотность.

Система состоит из трех уравнений равновесия, уравнения пластичности, уравнения сжимаемости и уравнения теплопроводности. Первые пять уравнений представляют собой механическую часть задачи, последнее – тепловую. Число неизвестных больше числа уравнений системы [36]. Система должна быть дополнена зависимостями между напряжениями и деформациями [37]:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial x^2} &= \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial x \partial y}; \\ \frac{\partial^2 \varepsilon_y}{\partial z} + \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial y^2} &= \frac{\partial^2 \gamma_{yz}}{\partial y \partial z}; \\ \frac{\partial^2 \varepsilon_z}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_x}{\partial z^2} &= \frac{\partial^2 \gamma_{xz}}{\partial x \partial z}; \\ \gamma_{xy} &= \frac{1}{2G'} \tau_{xy}; \\ \gamma_{yz} &= \frac{1}{2G'} \tau_{yz}; \\ \gamma_{zx} &= \frac{1}{2G'} \tau_{zx}; \end{aligned} \right\} \quad (1.13)$$

и уравнениями неразрывности деформаций:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{2G'} (\sigma_x - \sigma_{cp}); \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{2G'} (\sigma_y - \sigma_{cp}); \\ \varepsilon_z &= \frac{1}{2G'} (\sigma_z - \sigma_{cp}); \end{aligned} \right\} \quad (1.14)$$

Для описания процесса формоизменения необходимо задать начальные и граничные условия. Для упрощения задачи предполагается, что заготовка в начальные момент времени не напряжена и находится в покое, т.е.  $\sigma_{ij} = 0$  и  $V_i = 0$  при  $t = 0$ .

Общий вид механических граничных условий для точки границы  $M$  и времени  $t$  может быть записан следующим образом [36]:

$$\begin{aligned} U_x(V_x) &= f_{Ux}(M, t); \\ \tau_{yx} \cdot n_x + \sigma_y \cdot n_y + \tau_{yz} \cdot n_z &= f_{\rho y}(M, t); \\ \tau_{zx} \cdot n_x + \tau_{zy} \cdot n_y + \sigma_z \cdot n_z &= f_{\rho z}(M, t). \end{aligned} \quad (1.15)$$

где  $n_x, n_y, n_z$  – направляющие косинусы.

Для описания теплообмена, происходящего при пластической деформации, задают температурные условия 4-го рода:

$$T = T_{\infty};$$
$$-\left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} n_x + \lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} n_y + \lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} n_z\right) = -\left(\lambda_x^{\infty} \frac{\partial T_{\infty}}{\partial x} n_x + \lambda_y^{\infty} \frac{\partial T_{\infty}}{\partial y} n_y + \lambda_z^{\infty} \frac{\partial T_{\infty}}{\partial z} n_z\right) \quad (1.16)$$

где  $T$  – температура деформируемого тела;  $T_{\infty}$  – температура окружающей среды.

Таким образом, математическая модель пластического течения металла при горячей обработке давлением включает в себя большое количество дифференциальных уравнений, точные методы интегрирования которых разработаны лишь для простых процессов формоизменения. Сложность решения дифференциальных уравнений (1.12-1.16) заключается во взаимной зависимости механической и тепловой частей, поскольку в механическую часть входят величины, зависящие от температуры: модуль упругости, предел текучести; а граничные условия тепловой части зависят от напряжений и деформаций. В процессе деформирования происходит изменение протяженности контактной границы вследствие перехода металла из свободной поверхности на контактную, таким образом, граничные условия меняются для каждого шага формоизменения, что необходимо также учитывать. При интегрировании полной системы уравнений пластического течения возникают большие трудности, и получить точное решение не представляется возможным. В связи с этим, для анализа пластического течения металла применяются упрощенные методы, которые можно разделить на экспериментальные и теоретические.

### 1.2.1. Экспериментальные методы решения задач ОМД.

Экспериментальные методы определения напряжений и деформаций при разработке процессов ОМД играют важную роль, поскольку они

позволяют оценить правильность аналитических методов, допущений, точность их решения, уточнить поправочные коэффициенты.

При обработке металлов давлением наблюдается значительная неравномерность напряжений и деформаций, сложность граничных условий и изменение структуры и механических свойств деформируемого материала. Из-за своей сложности процесс формоизменения не всегда может быть описан с помощью аналитических методов, поэтому в теории ОМД большую роль играют экспериментальные методы определения параметров деформирования, к которым относятся: метод твердости, точечных месдоз, координатных сеток и др. Экспериментальные методы позволяют определить полное усилие деформирования, распределение напряжений и деформаций по объему изделия.

Сущность метода твердости состоит в предположении, что твердость металла и напряжения связаны функциональной зависимостью. Следовательно, измерив твердость в исследуемых зонах изделия, по установленным функциональным зависимостям можно определить деформации и напряжения на данном шаге формоизменения.

Методика исследования НДС является одинаковой для любого метода определения твердости. Для этого проводятся испытания на растяжение или сжатие образцов, по результатам которых строится диаграмма зависимости  $\sigma_i = f(\epsilon_i)$ . После испытания на растяжение или сжатие в нескольких диаметральных сечениях замеряют твердость. На основании результатов измерения твердости строят диаграммы зависимости твердости от степени деформации  $H=f_1(\epsilon_i)$ . Таким образом, измерив твердость, можно определить значения напряжений и деформаций в каждой конкретной зоне.

Преимуществом метода измерения твердости является его универсальность, простота и невысокая трудоемкость. Однако детального описания напряженно-деформированного состояния он дать не может.

Методом точечных мездоз определяют деформирующие усилия и контактные напряжения путем измерения упругой или остаточной деформации [1].

Для определения распределения деформаций по сечению изделия среди экспериментальных методов наибольшее распространение получил метод координатных сеток [1, 37, 38]. Данный метод позволяет получать приемлемые результаты для плоского НДС, осесимметричного течения, определения распределения деформаций на поверхности, свободной от воздействия инструмента, скорости деформаций путем фиксации картины изменения сетки (метод визиопластичности) [38, 39].

На поверхность образца наносится сетка линий. Оценка результатов производится на основании параметров изменений каждой ячейки в направлениях, соответствующих сторонам исходной квадратной ячейки [38]. Метод координатных сеток дает приближенные результаты определения деформации. Точность данного метода зависит от степени неоднородности деформации, от размеров и точности измерения ячеек. Чем меньше размер ячейки, тем точнее решение, полученное методом координатных сеток. Но уменьшение размеров ячеек влечет за собой погрешности в определении их размеров.

### 1.2.2. Теоретические методы анализа процесса формоизменения.

К числу теоретических методов решения задач формоизменения относятся: инженерный, метод линий скольжения, метод сопротивления материалов пластической деформации, метод конечных элементов и другие.

Инженерный метод применяется в основном для решения плоских и осесимметричных задач. Если же задача является объемной, то на первом этапе деформируемое тело разбивают на объемы, для которых можно записать условия плоской или осесимметричной задачи. Инженерный метод

основан на замене системы дифференциальных уравнений плоской и осесимметричной задачи пластического течения уравнениями равновесия элементов конечной толщины и применении приближенного условия пластичности при заданных граничных условиях [1, 39]. Инженерный метод позволяет определять распределение действующих напряжений, дает удовлетворительную оценку среднего давления на инструмент при осадке, прокатке, в зоне облоя при штамповке.

Инженерный метод сравнительно прост в использовании и позволяет получать вполне удовлетворительные результаты, но пригоден только для простейших задач формоизменения. Неточность результатов для пластических областей с соизмеримыми размерами по ширине и длине пластической области при наличии сосредоточенных сдвиговых деформаций на жесткопластических границах и в окрестности угловых зон инструмента снижает область применения инженерного метода.

Широкое применение инженерный метод получил на начальном этапе развития теории пластичности, когда не было возможности реализовать численные методы решения из-за отсутствия высокопроизводительных ЭВМ.

Более точное решение можно получить методом линий скольжения, который основан на построении сетки линий скольжения и использовании их свойств [39, 40, 41]. При деформировании тела в каждой его точке действуют касательные напряжения. Линии, к которым эти напряжения направлены по касательной образуют два ортогональных семейства и называются линиями скольжения (линиями Чернова-Людерса) (рис.1.4) [3, 41].



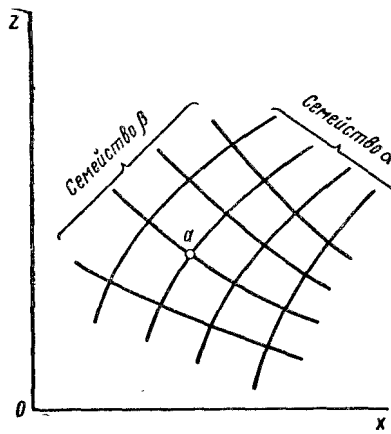


Рис.1.4. Сетка линий скольжения

Таким же образом можно построить ортогональную сетку траекторий главных напряжений, расположенных под углом  $45^\circ$  к касательным напряжениям. Касательные к траекториям главных напряжений называются главными осями и пересекают ось  $x$  под углом  $\varphi$  и  $\varphi+\pi/2$ . Тогда для линий скольжения можно записать следующие дифференциальные уравнения [1, 41]:

$$\frac{dz}{dx} = tg\omega; \quad \frac{dz}{dx} = ctg\omega, \quad (1.17)$$

где  $\omega = \varphi+\pi/4$ .

Выражения для напряжений при плоском деформированном состоянии записываются следующим образом:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x \\ \sigma_z \end{aligned} \right\} = \sigma_{cp} \pm k \sin 2\omega \quad (1.18)$$

$$\tau_{xz} = -k \cos 2\omega$$

где

$$k = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_s \quad (1.19)$$

- максимальная величина касательного напряжения.

Перейдя к криволинейной системе координат  $\alpha$  и  $\beta$ , функционально связанной с декартовыми, и выбрав в качестве координатной сетки сетку линий скольжений, можно определить положение любой точки координатами  $\alpha$  и  $\beta$  [3, 1].

Уравнения равновесия в производных по  $\alpha$  и  $\beta$  записывается в виде:

$$\frac{\partial}{\partial \alpha} (\sigma_{\text{ср}} + 2k\omega) = 0; \quad \frac{\partial}{\partial \beta} (\sigma_{\text{ср}} - 2k\omega) = 0 \quad (1.20)$$

Интегрируя первое уравнение по  $\alpha$ , а второе по  $\beta$  получим выражения для среднего напряжения:

$$\begin{aligned} \sigma_{\text{ср}} + 2k\omega &= C_1; \\ \sigma_{\text{ср}} - 2k\omega &= C_2. \end{aligned} \quad (1.21)$$

Если известна линия скольжения и среднее напряжение в одной из точек, то становится возможным определить напряжение в другой точке. Таким образом, имея сетку линий скольжения и значение среднего напряжения в узловой точке, можно определить распределение напряжений по всему полю.

Важными достоинствами метода линий скольжения являются достаточно точная оценка напряжений и скоростей перемещений в окрестности угловых точек инструмента; определение жесткопластических границ и возможность применения эффективных численных методов, не приводящих к большим системам нелинейных уравнений. Недостатком метода является его ограниченное применение, в основном для плоских и осесимметричных задач [1, 39].

Смирновым-Аляевым разработан метод, который получил название метода сопротивления материалов пластическим деформациям [1, 3]. Этот метод позволяет проводить анализ формоизменения, расчет деформирующего усилия и определение деформаций. Метод сопротивления материалов пластическим деформациям основан на свойстве монотонности процесса деформирования, которое заключается в постоянном приближении или отдалении двух материальных точек деформируемой частицы, а вид деформации при этом остается неизменным и определяется показателем

$$\nu_{\delta} = \frac{2\varepsilon_2 - \varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}, \quad (1.22)$$

где  $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$  – главные логарифмические деформации.

При выполнении условия монотонности деформации главные оси деформаций совпадают с направлениями главных осей напряжений. Следовательно, можно записать уравнения связи логарифмических деформаций и напряжений [1]:

$$\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{\sigma_1 - \sigma_2} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_2}{\sigma_3 - \sigma_2} = \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}{\sigma_1 - \sigma_3} = \frac{1}{2G'} = \rho, \quad (1.23)$$

где  $\rho = f_1(A_\phi)$  – коэффициент пропорциональности – функция удельной работы изменения формы.

Напряженное и деформированное состояния выделенных частиц, в пределах которых обеспечивается монотонность процесса, определяются при полном соответствии одного с другим, которое возможно лишь в случае равенства показателя напряжения  $v_\sigma$  и показателя деформации  $v_\delta$ . Исходя из выше сказанного, можно определить коэффициент Лоде [1]:

$$\beta = \frac{2}{\sqrt{3 + v_\sigma^2}} \quad (1.24)$$

Тогда выражения для напряжений записываются в виде [1]:

$$\begin{aligned} \sigma_1 - \sigma_3 &= \beta \sigma_s; \\ 2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3 &= v_\sigma (\sigma_1 - \sigma_3) \end{aligned} \quad (1.25)$$

В итоге, переходя от одной частицы к другой можно определить напряженное состояние всего деформируемого тела.

Метод сопротивления металлов пластическим деформациям позволяет решать задачи различного уровня, но он основан на определенных допущениях, что снижает его точность.

С развитием численных методов и вычислительной техники наибольшее распространение для решения задач ОМД получил метод конечных элементов (МКЭ) [39, 42, 43, 44, 45].

Основной идеей метода конечных элементов является аппроксимация искомой функции дискретной моделью [46]. Дискретизация начинается с разбиения исследуемой области на подобласти, называемые конечными

элементами. Совокупность всех конечных элементов образует конечно-элементную сетку, а вершины называются узлами конечно-элементной сетки.

В пределах каждого элемента функция аппроксимируется полиномом, который определяется с помощью узловых значений этой функции [43, 46]. Полином определяется отдельно для каждого элемента, но таким образом, чтобы сохранялось условие непрерывности функции вдоль границ элемента. Наиболее часто используемым случаем является линейная аппроксимация, когда узлы размещаются только в вершинах элемента [47].

Степень разбиения и тип конечных элементов влияют на точность решения и зависят от типа решаемой задачи. Конечные элементы классифицируются по следующим признакам:

1. мерности элементов – линейные, двумерные, объемные;
2. геометрической форме – треугольные, четырехугольные, тетраэдрические, призматические, кольцевые;
3. форме границ – прямолинейные, плоские, криволинейные изопараметрические;
4. порядку аппроксимирующей функции – симплекс, комплекс и мультиплекс элементы, элементы высокого порядка;
5. математическому виду аппроксимирующей функции – полиномы Лежандра, Эрмита, сплайны, сирендиповы множители.

Выбор типа, формы элемента и степени разбиения определяется характером решаемой задачи, требуемой точностью и ресурсами ЭВМ.

Подбор узловых значений функции осуществляется путем минимизации функционала, связанного с дифференциальным уравнением исследуемого процесса. Процесс минимизации сводится к решению системы линейных алгебраических уравнений относительно узловых значений функции. В результате минимизации определяют значение параметра в каждом узле, а, используя эти значения, имеется возможность определения его значений в любой точке исследуемой среды.

Вычислительный алгоритм МКЭ может быть реализован двумя способами: методом Ритца путем минимизации функционала, или методом Галеркина, основанном на дифференциальной постановке задачи [36, 46]. В результате, система дифференциальных уравнений заменяется системой алгебраических уравнений, которые можно решить относительно узловых значений функции:

$$[K](U) + [B] = 0 \quad (1.26)$$

где  $[K]$  - матрица жесткости;  $U$  - вектор неизвестных узловых значений искомой функции;  $[B]$  - вектор свободных членов.

Математическая постановка задачи теории пластического течения основана на уравнении равенства виртуальных скоростей [46]:

$$\int_V \sigma_{ij} \delta U_i dv - \int_V f_i(V_R) \delta U_i ds = 0, \quad (1.27)$$

где  $\sigma_{ij}$  – тензор напряжений;

$$f_i(V_R) = \mu_k \sigma_{sm} \left[ \frac{2}{\pi} \arctg \left( \frac{|V_R|}{A} \right) \right] \frac{V_{Ri}}{|V_R|} \quad (1.28)$$

- функция, определяющая условие контактного трения [Галкин],

где:  $\mu_k$  - коэффициент трения;  $\sigma_{sm}$  - сопротивление деформации материала матрицы;  $A$  - коэффициент;  $V_R$  - скорость перемещения материала матрицы относительно контактной поверхности в  $i$ -том направлении (где  $i = X, Y, Z$ );

Это уравнение означает равенство мощностей внутренних и внешних сил в объеме  $V$  на произвольном поле скоростей  $\delta U$ .

Тензор напряжений можно представить как сумму девиаторной и шаровой частей, тогда уравнение примет вид:

$$\int_V \sigma'_{ij} \delta \dot{\epsilon}_{ij} dv + \int_V \sigma_m \delta \dot{\epsilon}_v dv - \int_V f_i(V_R) \delta U_i ds = 0,$$

где  $\sigma'_{ij}$  – девиатор напряжений;

$\sigma_m$  – среднее напряжение;

$\delta \dot{\epsilon}_v = \delta \dot{\epsilon}_{ij}$  – вариация средней скорости деформации.

Интенсивность напряжений и интенсивность скорости деформаций выражается через девиатор напряжений и скорость деформации соответственно [46]:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{2}{3}(\sigma'_{ij}\sigma'_{ij})} \quad (1.29)$$

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3}(\dot{\epsilon}'_{ij}\dot{\epsilon}'_{ij})} \quad (1.30)$$

Величина среднего напряжения определяется с использованием метода пентальти-константы:

$$\sigma_m = \alpha_p \dot{\epsilon}_v, \quad (1.31)$$

где  $\alpha_p = 10^4 \div 10^6$  - пентальти-константа.

Подставим (1.29-1.31) в (1.28). С ориентацией на численное решение задачи методом КЭ заменим интеграл суммой интегралов по конечным элементам:

$$\sum_{m=1}^M \left\{ \int_{V^m} \bar{\sigma} \delta \dot{\epsilon} dv + \alpha_p \int_{V^m} \dot{\epsilon}_v \delta \dot{\epsilon}_v dv - \int_{S_R^m} f_i(V_R) \delta U_i ds \right\} = 0$$

Численное интегрирование функционала (1.33) приводит к системе алгебраических уравнений (1.26).

Метод конечных элементов универсален, позволяет решать задачи различной сложности, определять влияние параметров деформирования на НДС. Основными преимуществами метода конечных элементов являются [39, 43]:

1. возможность линейной аппроксимации криволинейной области;
2. простота задания граничных условий и разбиения области на конечные элементы, размер и форма которых может быть различной;
3. свойства материалов смежных элементов не должны быть обязательно одинаковыми, что дает возможность применять метод к телам, составленным из нескольких материалов.

Особенностью задач ОМД является нестационарность процесса и отсутствие линейной зависимости между напряжениями и деформациями, что вносит определенные сложности при анализе пластического течения. При реализации МКЭ имеет место разрывность полей напряжений и деформаций, поскольку компоненты вектора скоростей определяются в узловых точках конечных элементов, а компоненты тензора деформаций и тензора напряжений - в объеме конечного элемента. Выходом является применение мелкой сетки конечных элементов, что способствует повышению точности решения.

На базе МКЭ созданы специализированные программные продукты для моделирования процессов ОМД – САЕ-системы, которые позволяют в динамике отследить изменение НДС заготовки и инструмента, изменение температуры, скорости и усилия деформирования и других параметров процесса, необходимых для наиболее полного понимания процесса пластического течения материала.

### 1.2.3. САЕ-системы, применяемые для анализа процессов ОМД.

Современные САЕ-системы являются мощным инструментом моделирования и проектирования технологических процессов. На сегодняшний день существуют следующие специализированные программы, предназначенные для моделирования процессов деформирования металлов:

- 1) DEFORM;
- 2) FORGE;
- 3) QForm;
- 4) SuperForge/SuperForm.

В России наибольшее распространение получили программные продукты DEFORM и QForm. В настоящее время большое количество работ связано с исследованием возможности оценки влияния параметров

деформационного процесса на структуру и свойства готового изделия с использованием конечно-элементного анализа [7, 48, 49, 50, 51, 52, 53].

DEFORM позволяет проводить анализ практически всех процессов ОМД (ковка, штамповка, прессование, прокатка и др.), разделительных операций (вырубка, пробивка), а также процессов термической и механической обработки. Результатом анализа являются картины распределения напряжений, деформаций и температур по сечению заготовки, прилагаемое усилие деформирования, которые могут быть представлены в виде графиков, таблиц или анимации.

Модуль DEFORM HT позволяет анализировать изменение микроструктуры, дефекты в виде коробления, закалочных трещин и остаточных напряжений во время термической обработки. Кроме того, система позволяет определить фазовые превращения и соотношение объемов получаемых фаз, размер зерна и степень рекристаллизации для углеродистой стали, алюминиевых, титановых и никелевых сплавов (рис.1.5) [54, 55].

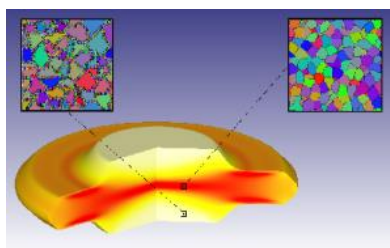


Рис.1.5. Результаты расчета величины зерна диска в DeForm-HT

QForm – программный продукт, разработанный специально для анализа процессов пластического деформирования материалов. Программа позволяет проводить анализ всей технологической цепочки, начиная с нагрева, деформирования, обрезки и заканчивая охлаждением.

QForm-MicroStructure дает возможность прогнозировать формирование микроструктуры при термомеханической обработке металлов и сплавов, Результатом расчета являются показатели среднего размера зерна и доли рекристаллизованных зерен при статической и динамической рекристаллизации, рассчитанные в зависимости от исходного размера зерна,



режимов деформации, длительности и температуры выдержки в паузах между переходами и после деформации (рис.1.6).

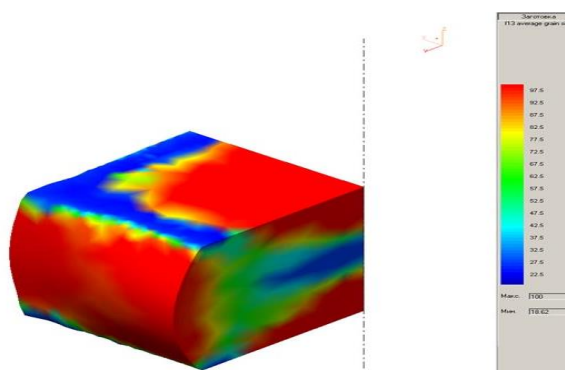


Рис.1.6. Изменение размера зерна при свободной осадке заготовки за счет динамической рекристаллизации

Математическое моделирование процессов и явлений применяется для снижения затрат на исследования. Однако математическое моделирование основано на некоторых допущениях и упрощениях, устанавливаемых самим исследователем. Поэтому точность и адекватность получаемых результатов зависит от правильности сформулированных условий. Математическое моделирование не позволяет полностью описать изучаемый физический объект, поэтому неотъемлемой частью исследования является эксперимент. Изучение сложных объектов, как правило, связано с большими затратами и большим количеством опытов. Повышение эффективности экспериментальных исследований достигается использованием математических методов планирования экспериментов. Применение методов планирования эксперимента позволяет снизить затраты, время и количество опытов, повысить качество получаемых результатов.

Планирование и математическое моделирование эксперимента состоит из следующих этапов:

- 1) выбор основных факторов и их уравнений;
- 2) планирование и проведение эксперимента;
- 3) определение коэффициентов уравнения регрессии;
- 4) статистический анализ результатов эксперимента.

Основными методами математического планирования эксперимента являются дисперсионный и регрессионный анализы.

Дисперсионный анализ позволяет ранжировать входные параметры по степени влияния их на величину изучаемой функции. При проведении эксперимента важно выделить наиболее значимые факторы и исключить наименее значимые.

В основе дисперсионного анализа лежит разделение общей дисперсии изучаемого признака на отдельные компоненты, обусловленные влиянием конкретных факторов и их взаимодействий [56]. Сравнивая компоненты дисперсии друг с другом посредством критерия Фишера  $F$ , можно определить, какая доля общей вариативности результативного признака обусловлена действием регулируемых факторов [57].

В общем виде разложение дисперсии выглядит следующим образом:

$$SS_{\text{общ}} = SS_{\text{факт}} + SS_{\text{ост}} \quad (1.32)$$

где  $SS_{\text{общ}}$  - общая дисперсия. Измеряет вариацию признака во всей совокупности под влиянием всех факторов, обусловивших эту вариацию;

$SS_{\text{факт}}$  - факторная дисперсия, характеризуется различием средних каждого фактора.

$SS_{\text{ост}}$  - остаточная дисперсия, которая характеризует рассеяние вариант внутри фактора. Отражает случайную вариацию, т.е. вариацию, происходящую под влиянием неуточненных факторов.

Статистическую обработку результатов эксперимента проводят методами регрессионного анализа. Регрессионный анализ позволяет построить математическую модель, отражающую функциональную зависимость между экспериментальными количественными переменными. По полученным результатам можно оценить природу и степень зависимости переменных и предсказать новые значения зависимой переменной.

Зависимость между выходными параметрами (откликом) и входными параметрами (факторами) записывается в виде функции отклика:

$$y_i = a_0 + a_1x_{i1} + \dots + a_jx_{ij} + \dots + a_kx_{ik} + \varepsilon_i \quad (1.33)$$

где  $a_0, a_1, a_2, \dots, a_k$  – неизвестные коэффициенты уравнения.

$\varepsilon_i$  — случайные ошибки наблюдения, не зависимые друг от друга.

Полиномы первого порядка не всегда могут адекватно описать поверхность отклика, поэтому для планирования эксперимента обычно применяются центральные композиционные планы 2-го порядка, которые являются симметричными относительно центра плана и komponуются путём добавления определённого количества опытов к плану 1-го порядка:

1) к точкам плана 1-го порядка (точки 1, 2, 3, 4 на рис.1.7.) добавляют  $2k$  звёздных точек, расположенных на координатных осях факторного пространства на расстоянии звездного плеча  $\alpha$  – точки 5, 6, 7, 8.

2) к точкам плана 1-го порядка добавляют один или несколько параллельных опытов в центре плана – точка 9 на рис.1.7.

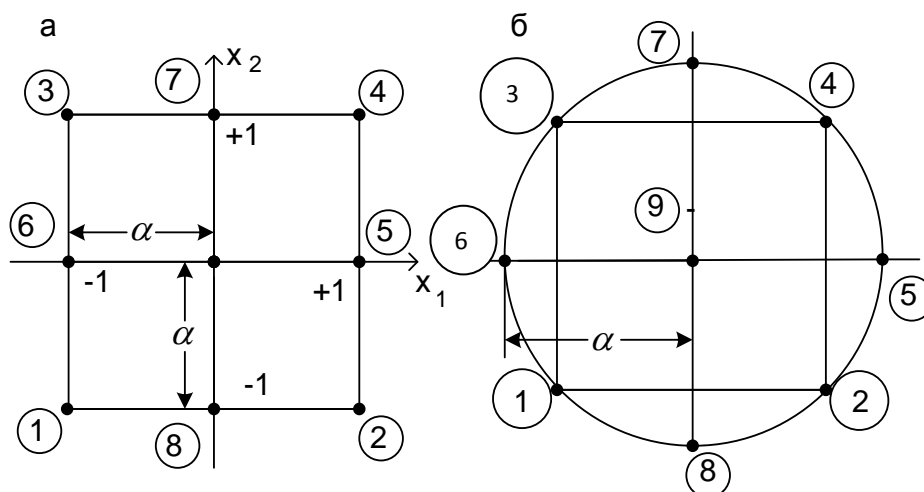


Рис.1.7. Планы второго порядка при  $k=2$ .

а) ортогональный; б) рототабельный

Каждый фактор может принимать в опыте одно из нескольких значений. Конкретная реализация фактора называется уровнем фактора. Фиксированный набор уровней нескольких факторов будет определять какие-то конкретные условия проведения эксперимента. При изменении хотя бы одного из факторов в таком наборе приведет к изменению и условий и, как следствие, к изменению значения параметра оптимизации.

Как говорилось выше, программы DEFORM и QForm построены на базе МКЭ, что вносит свои особенности в изучение механики процесса пластической деформации. Для расчета компонентов тензора напряжений требуются данные по среднему напряжению и реологическим свойствам деформируемого материала. В САЕ-системах они задаются в виде функции-полинома сопротивления деформации в зависимости от степени деформации и температурно-скоростных условий процесса. Усреднение характеристик фазового состава структуры материала значительно упрощает постановку расчетной задачи и уменьшает требуемое количество конечных элементов, необходимое для достижения корректного решения. Однако дискретизация заготовки на конечные элементы происходит не зависимо от металлографической структуры материала, что затрудняет прогнозирование фазового состава изделия после его пластической обработки.

Программные комплексы QForm и DeForm не дают возможности прогнозирования прочностных характеристик в готовом полуфабрикате с учетом времени и полноты прохождения рекристаллизационных процессов в результате охлаждения после пластической деформации. Этот недостаток также относится и к картине получаемой микроструктуры. Полученная в ходе горячего пластического деформирования зеренная структура в металле не является полностью устоявшейся до порога остывания ниже температуры рекристаллизации. Скоростной фактор остывания может внести весомый вклад в итоговую зеренную структуру, а значит и в прочностные свойства получаемого полуфабриката. Особенно это характерно для массивных заготовок, внутренние и внешние слои которых остывают с различной скоростью.

Для управления эксплуатационными свойствами материала изделия необходимо установить характер влияния НДС на структуру и свойства материала при последующем охлаждении либо термообработке полуфабриката. Таким образом, необходимо учитывать взаимосвязь параметров НДС, возникающих в материале в процессе его обработки, с

физическими явлениями, сопровождающими пластическую деформацию, и последующими структурными и фазовыми превращениями в материале. Для этого необходимо знать количественные закономерности преобразования металлографической структуры материала и механических свойств в зависимости от НДС и температурно-скоростных условий процесса.

Для ответа на вопрос о том, каким образом будут распределены в изделии механические свойства после деформирования, как оно поведет себя в процессе эксплуатации необходимо разработать методику, позволяющую оценивать влияние напряженно-деформированного состояния (НДС) и температурно-скоростных параметров процесса на распределение механических свойств в объеме готового изделия.

Для этого требуется построение математической модели, объединяющей количественные закономерности изменения механических характеристик материала при охлаждении изделия после горячей пластической деформации в зависимости от НДС, что является весьма актуальной задачей.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1

1. Механические свойства полуфабрикатов, изготавливаемых методами ОМД, находятся в функциональной зависимости от химического состава, условий деформирования, НДС, вида и режима последующей термообработки. Зависимости, описывающие влияние параметров деформирования на механические свойства, имеют качественный, а не количественный характер.

2. Имеющиеся в литературе сведения о пластическом течении металлов свидетельствуют о том, что в процессе горячей пластической деформации одновременно идут конкурирующие между собой структурные изменения, определяющиеся процессами упрочнения и разупрочнения, которые, в свою очередь, влияют на формирование механических свойств полуфабриката. При деформировании зерна принимают преимущественные ориентировки, которые в дальнейшем практически не изменяются и формируют текстуру деформации. В силу неоднородности деформации текстура в каждой зоне будет также различной. При пластической деформации происходит упрочнение материала за счет увеличения плотности дислокаций. При достижении определенного уровня накопленной энергии запускаются процессы разупрочнения – динамический возврат, полигонизация и рекристаллизация, в ходе которых происходит перестройка дислокационных структур, формирование новых зерен и, как следствие, падение уровня прочностных характеристик. Рекристаллизация происходит не только при горячей деформации, но и в процессе охлаждения заготовки. Для массивных заготовок разница скорости охлаждения внутренних и внешних слоев может быть существенной, в результате чего продолжительность релаксационных процессов будет различной. Это приводит к неравномерному распределению механических характеристик по объему полуфабриката.

3. Проведенный анализ современных технологий и подходов к разработке технологических процессов обработки металлов давлением показал, что применение современных САЕ-систем позволяет с высокой точностью моделировать реальные процессы пластического течения материалов. Однако получение полуфабриката заданной формы не единственная задача ОМД. Немаловажным является обеспечение требуемого уровня механических свойств, равномерно распределенных по объему или локализованных в установленных областях. Современные САЕ-системы не могут однозначно ответить, каким образом будут распределены в изделии механические свойства после деформирования и охлаждения.

4. Для управления механическими характеристиками материала полуфабриката требуется информация не только о характере распределения напряженно-деформированного состояния, но и о его влиянии на структуру и свойства материала при последующем охлаждении либо термообработке. Для решения этой задачи требуются надежные методы прогнозирования. Разработка научно-обоснованного подхода прогнозирования механических свойств полуфабрикатов после горячего деформирования связана с проведением комплексных исследований взаимосвязи параметров НДС, возникающих в материале в процессе его обработки, с физическими явлениями, сопровождающими пластическую деформацию, и последующими структурными и фазовыми превращениями в материале. Таким образом, необходимо создать интегрированную модель на базе расчетных значений НДС, получаемых с помощью САЕ-системы, и экспериментальных данных по распределению механических характеристик.

## ГЛАВА 2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1. Общая характеристика сплавов АМг6 и Д1

Выбор исходных материалов для разработки методики прогнозирования механических свойств определялся набором требуемых характеристик материалов, применяемых в различных отраслях промышленности. К основным характеристикам относятся: пластичность и коррозионная стойкость, плотность, свариваемость, прочность, стойкость к воздействию статических и вибрационных нагрузок.

Разрабатываемая методика универсальна и может применяться для различных металлов и сплавов. Однако ввиду широкого применения алюминиевых сплавов в различных отраслях промышленности, в том числе в авиа- и ракетостроении [58, 59, 60], в данном исследовании принято решение об использовании именно сплавов на основе алюминия. Они отличаются от других материалов высокой пластичностью, тепло- и электропроводностью, высокими коррозионными свойствами и малой плотностью. Среди деформируемых алюминиевых сплавов выделяют две большие группы: термически неупрочняемые и термически упрочняемые. Для получения наиболее полной картины зависимости механических свойств от параметров деформирования выбраны сплавы АМг6 и Д1 как представители каждой из групп.

Сплав АМг6 является представителем большой группы сплавов алюминия с магнием (магналии): АМг1, АМг2, АМг3, АМг4, АМг5, АМг6, АМг61. Химический состав сплава АМг6 приведен в таблице 2.1.

Плотность АМг6 составляет 2640 кг/м<sup>3</sup>. Детали из этого сплава работают кратковременно в интервале температур от -196 до + 300°С и длительно от -196 до +70°С [61]. Сплав хорошо обрабатывается резанием в нагартованном состоянии и удовлетворительно в отожженном.



Таблица 2.1

## Химический состав сплава АМг6 [62]

Al	Основные компоненты, %			Примеси, % (не более)				
	Mg	Mn	Ti	Be	Si	Fe	Cu	Zn
Основа	5,8-6,8	0,5-0,8	0,02-0,1	0,0002-0,005	0,4	0,4	0,1	0,2

Из сплава АМг6 производятся все виды деформируемых полуфабрикатов: листы, плиты, ленты, профили, прутки, трубы, поковки и штамповки, сварочная и заклепочная проволока [63]. Полуфабрикаты имеют достаточно высокие прочностные характеристики, характеризуются высокой коррозионной стойкостью, хорошо свариваются. В таблице 2.2 приведены гарантируемые механические свойства катанных полуфабрикатов из сплава АМг6 [61].

Таблица 2.2

Гарантируемые (не менее) механические свойства катанных полуфабрикатов из сплава АМг6 при комнатной температуре

Полуфабрикат	Лист			Плита плакированная			Профиль	Пруток прессован- ный	
	Плакированный (Б)	Неплаки- рованный							
ГОСТ, ОСТ, ТУ	ГОСТ 21631-76 ОСТ1 90155-74	ГОСТ 21631-76		ГОСТ 17232-71			ОСТ 1 90113-74	ГОСТ 18482-73	
Толщина, мм	0,5- 0,6	0,6- 10,5	2-5,5	12- 25	25- 50	50- 80	До 125	5,0- 300	300- 400
Состояние	М			Без ТО			М		Без ТО
Направление вырезки образца	П						Д	П	
$\sigma_b$ , Мпа	310	320	280	310	300	280	320	320	320
$\sigma_{0,2}$ , Мпа	150	160	130	150	140	130	160	150	150
$\delta$ , %	15	15	15	11	6	4	15	15	-

АМг6 относится к сплавам системы Al-Mg (рис.2.1), основным легирующим элементом является магний и марганец. Именно их процентное содержание определяет уровень механических свойств. Так, каждый 1% магния повышает временное сопротивление на 30-35 МПа, а каждые 0,1% Mn – на 5-7 МПа [13]. Поэтому для получения полуфабрикатов с максимальной прочностью необходимо придерживаться верхней границы содержания Mg и Mn в сплаве.

В системе Al-Mg образуется несколько соединений. В равновесии с алюминиевым твердым раствором находится  $\beta$ -фаза ( $Al_3Mg_2$ ), образуя эвтектическую систему [64, 65]. Температура эвтектики составляет 450°C. Растворимость магния в алюминии достаточно высокая – 17,4% при 450°C и 1,4% при комнатной температуре, однако, из-за неравновесных условий кристаллизации могут появиться эвтектические включения  $\beta$ -фазы [66].

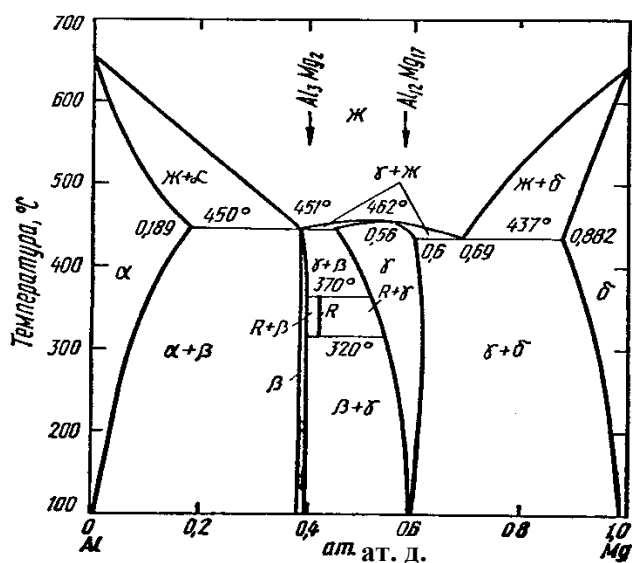


Рис.2.1. Диаграмма структурного состояния системы Al-Mg

Марганец образует дисперсные частицы  $AlMg_2Mn$ , которые упрочняют сплав и способствуют получению мелкозернистой структуры.

Титан добавляют для модифицирования структуры и улучшения свариваемости. Добавки титана измельчают зерно и повышают температуру рекристаллизации, позволяя получать нерекристаллизованную структуру.

Добавки ванадия, титана и хрома способствуют более равномерному выделению  $\beta$ -фазы по зерну. Нежелательными примесями являются Si и Fe, которые снижают технологические характеристики и сопротивление коррозии. Кремний образует нерастворимую фазу  $Mg_2Si$ , а Fe в присутствии марганца образует железомарганцовистую фазу  $(FeMn)Al_6$  (рис.2.2)[67].

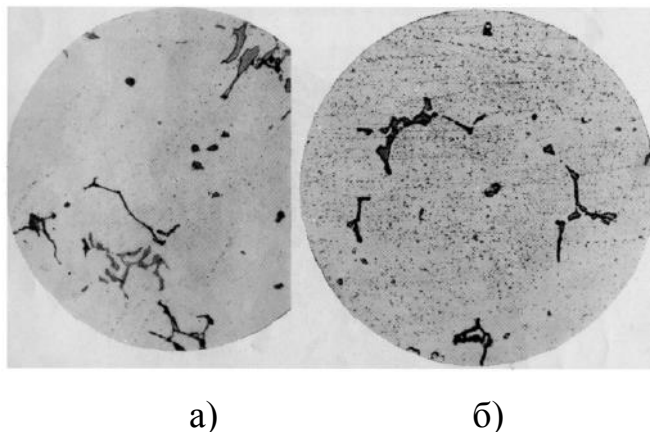


Рис.2.2. Микроструктура литого сплава АМг6

а) на фоне  $\alpha$ -твердого раствора видны включения  $\beta$ -фазы, железомарганцовистая фаза и  $Mg_2Si$ ; б) после гомогенизации.  $\beta$ -фаза переходит в твердый раствор, остаются железомарганцовистая фаза и  $Mg_2Si$

Сплав АМг6 подвергается только одному виду термической обработки – отжигу. Отжиг производится при температуре 310-335 °С в течение 1-2 часов. Для повышения сопротивления коррозии под напряжением и расслаивающей коррозии при охлаждении с температуры отжига необходимо делать выдержку при температуре 250-260°С в течение 1 часа, а затем охлаждать с нерегламентированной скоростью. При отсутствии возможности проведения ступенчатого отжига, скорость охлаждения не должна превышать 30°С/ч [66].

Несмотря на уменьшение растворимости магния в твердом растворе при уменьшении температуры с температуры эвтектики, эффект старения не проявляется. Однако протекающие в результате старения структурные

изменения, оказывают значительное влияние на коррозионную стойкость [63].

Так, в закаленном и состаренном при низких температурах сплаве (70-200°C)  $\beta$ -фаза ( $Al_3Mg_2$ ) выделяется по границам зерен (рис.2.3а), что приводит к значительному снижению механических свойств и сопротивления коррозии под напряжением, поскольку в присутствии электролита  $\beta$ -фаза растравливается и возможно отделение зерен друг от друга [63]. При 310-335°C происходит более равномерное выделение  $\beta$ -фазы по зерну с образованием равномерной гетерогенной структуры (рис.2.3б). При температуре 350°C идет преимущественное растворение  $\beta$ -фазы и при быстром охлаждении происходит образование пересыщенного твердого раствора и повышение сопротивления коррозии [63].

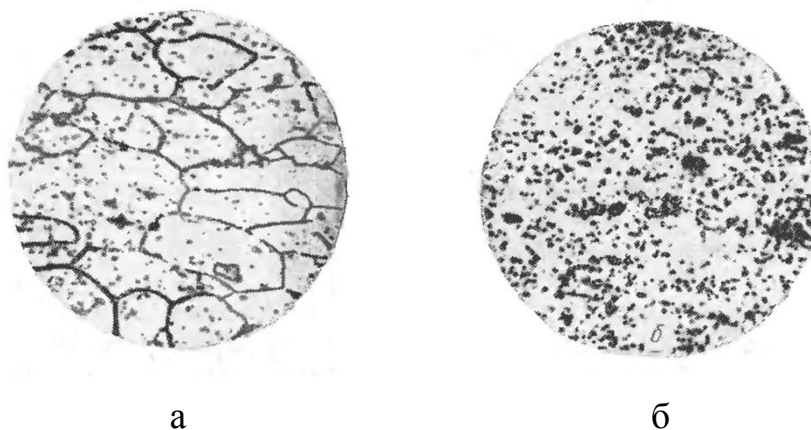


Рис.2.3. Выделение  $\beta$ -фазы в сплаве АМг6 в зависимости от температуры отжига

- а) нитевидное расположение  $\beta$ -фазы после закалки и старения при 70-200°C;
- б) равномерный распад  $\beta$ -фазы по зерну по зерну после отжига при 310-335°C

На рис.2.4 показаны зависимости механических характеристик листов из сплава АМг6 толщиной 2 мм от степени деформации и температуры окончательного отжига [13]. Так из рисунка видно, что при степени деформации 40% полное разупрочнение происходит при температуре отжига, равной 300°C. В то время как при степени деформации 20% высокие

прочностные свойства сохраняются даже при температуре отжига 325°C. Это означает, что рекристаллизация не успевает пройти полностью и снятия деформационного упрочнения не происходит.

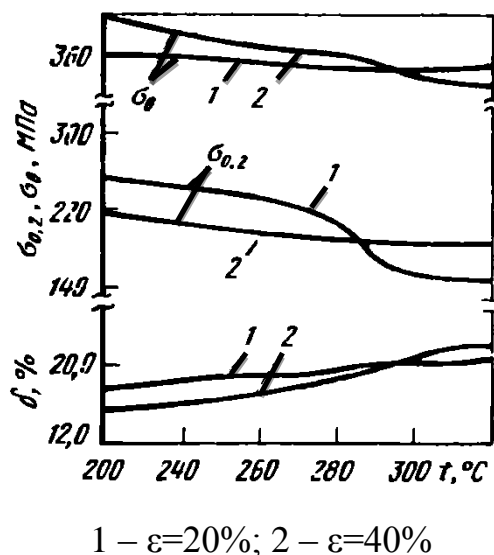


Рис.2.4. Влияние степени деформации и температуры окончательного отжига на механические свойства листов из сплава АМг6.

Сплав АМг6 деформируется в холодном и горячем состояниях. Температурный интервал деформации 430-350°C. Листы в отожженном состоянии обладают удовлетворительной штампуемостью. Коэффициент вытяжки составляет 1,8-1,9; коэффициент отбортовки – 1,4-1,5; минимальный радиус при гибке на 90° равен (1,2-1,5)S (где S – толщина листа). Детали сложной формы, полученные штамповкой, выколоткой и т.п. рекомендуется отжигать перед окончательной калибровкой [61].

Сплав АМг6 применяется в нагруженных сварных и несварных конструкциях в авиакосмической технике, требующих повышенной коррозионной стойкости.

Сплав Д1 относится к группе дуралюминов – термически упрочняемых сплавов системы Al-Cu-Mg. Химический состав сплава приведен в таблице 2.3 [62].

Таблица 2.3

## Химический состав сплава Д1

Al	Основные компоненты, %			Примеси, % (не более)				
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Ni
Основа	3,8-4,8	0,4-0,8	0,4-0,8	0,07	0,7	0,3	0,1	0,1

Сплав применяется в основном в естественно состаренном состоянии, обладает хорошими показателями вязкости разрушения, выносливости, скорости роста усталостной трещины. Вследствие чего сплав применяется для деталей, от которых требуется повышенная выносливость в условиях растягивающих напряжений.

Механические свойства полуфабрикатов из сплава Д1 представлены в таблице 2.4.

Таблица 2.4

Гарантируемые (не менее) механические свойства катанных полуфабрикатов из сплава Д1 при комнатной температуре [61]

Полуфабрикат	Лист плакированный					Плита плакированная			
	ГОСТ, ОСТ, ТУ	ОСТ1 90166-75	ОСТ 90070-72; ГОСТ 21631-76			ГОСТ 17232-71			
Толщина, мм	0,3-0,4	0,4- 1,9	1,9- 10,5	0,5- 1,9	1,9- 10,5	12- 25	25- 40	40- 70	70- 80
Состояние	М			Т		Т			
Направление вырезки образца	П								
$\sigma_B$ , МПа	$\leq 250$	150- 230	150- 240	370	380	380	370	350	320
$\sigma_{0,2}$ , МПа	-	-	-	190	200	220	220	200	200
$\delta$ , %	12	12	12	15	15	11	8	6	5

В естественно состаренном состоянии температура эксплуатации сплава Д1 ограничена 80°C из-за снижения коррозионной стойкости при

повышенных температурах [68]. В искусственно состаренном состоянии Д1 имеет более высокие показатели коррозионной стойкости, прочностных свойств, особенно предела текучести, но более низкие значения относительного удлинения, вязкости разрушения и выносливости.

Механические свойства из сплава Д1 во многом зависят от степени рекристаллизации (рис.2.5) [13].

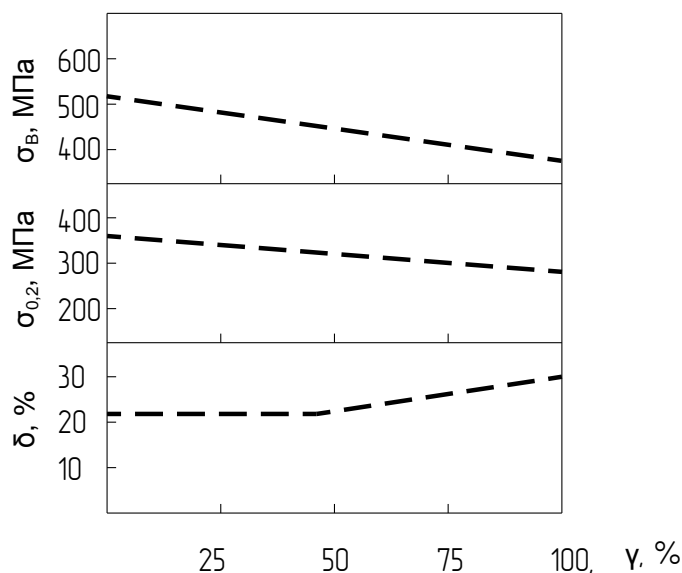


Рис.2.5. Влияние степени рекристаллизации ( $\gamma$ ) на механические характеристики сплава Д1 [13].

Нерекристаллизованная структура показывает более высокие показатели прочности, вязкости разрушения, сопротивления коррозии под напряжением и выносливости. Сохранение нерекристаллизованной структуры достигается повышением температуры и снижением степени деформации, снижением температуры и времени выдержки под закалку [68].

Сплав подвергается закалке в воде с температуры 495-510°C с последующим естественным старением в течение 4 суток [61]. Температура нагрева под закалку оказывает значительное влияние на уровень механических свойств. Она всего на 7-10°C ниже температуры плавления эвтектики, поэтому при нагреве возможно оплавление границ зерен, в результате чего снижается прочность (рис.2.6) [67].

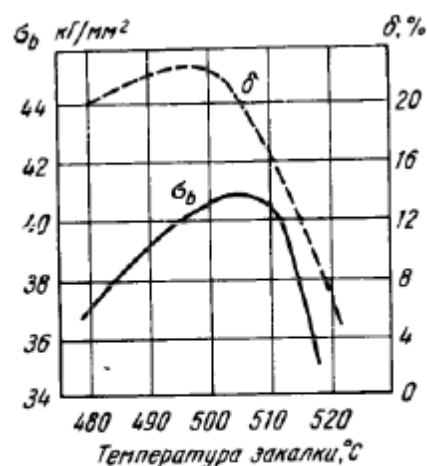


Рис.2.6. Влияние температуры закалки на механические свойства сплава Д1

Отжиг может производиться по двум режимам [61]:

1) Отжиг состаренного и закаленного материала - температура отжига 380-420°C, охлаждение на воздухе – обеспечивает наилучшую пластичность. Данный вид отжига приводит к распаду и коагуляции упрочняющих фаз;

2) Рекристаллизационный отжиг деформированного материала производится при температуре 350-370°C, охлаждение на воздухе или в воде.

Обработка плакированного материала на возврат производится при температуре 240-250°C в течение 20-45 сек [61].

Структура сплава Д1 состоит из  $\alpha$ -твердого раствора и упрочняющих фаз:  $\text{CuAl}_2$  ( $\theta$ -фаза),  $\text{CuMgAl}_2$  (S-фаза),  $\text{CuMg}_4\text{Al}_6$  (рис.2.7) [69]. Примеси железа и кремния образуют с алюминием, медью и магнием интерметаллидные фазы, нерастворимые в алюминии, не участвующие в термическом упрочнении и отрицательно влияющие на технологическую пластичность и коррозионную стойкость. Марганец добавляют для повышения температуры рекристаллизации, прочностных свойств и увеличения эффекта старения [70,71, 72].



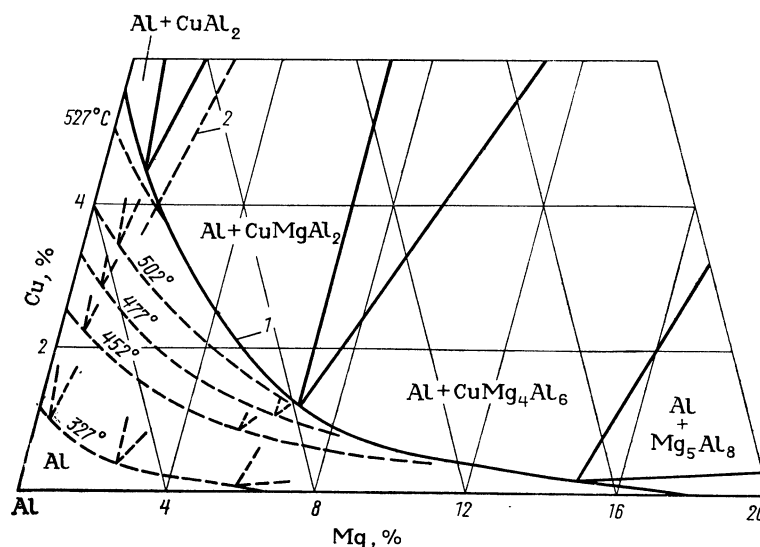


Рис.2.7. Левый угол диаграммы состояния Al-Cu-Mg. Распределение фазовых областей в твердом состоянии.

Сплав Д1 является многокомпонентным и характеризуется сложным фазовым составом. Несмотря на положение на диаграмме состояния сплава Д1 в однофазной области  $\alpha$ -твердого раствора, из-за неравновесных условий кристаллизации при быстром охлаждении при литье возможно появление продуктов эвтектической кристаллизации. При пластической деформации происходит распад твердого раствора с выпадением упрочняющих фаз  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) и S ( $\text{Al}_2\text{MgCu}$ ) и сплав принимает гетерогенную структуру. Помимо основных упрочняющих фаз в сплаве также присутствуют примеси железа, марганца и кремния в виде соединений  $\text{AlMg}_2\text{Mn}$ ,  $\text{AlFeSiMn}$ ,  $\text{AlFeCuSi}$  [67, 73]. S-фаза обладает повышенной твердостью среди прочих упрочняющих фаз в алюминиевых сплавах как при комнатной, так и при повышенной (до  $350^\circ\text{C}$ ) температурах, обусловленной ее сложным составом и строением [74, 75].

При закалке, которая заключается в нагреве сплава выше линии переменной растворимости, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении, фиксируется структура пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора и нерастворимых железомарганцовистых фаз [67]. Пересыщенный твердый

раствор неустойчив. После закалки в сплаве протекает распад твердого раствора, сопровождающийся выделением избыточной фазы  $\text{CuAl}_2$  высокой степени дисперсности.

При естественном старении в закаленном сплаве происходит образование зон (дисков) с повышенным содержанием меди - зон Гинье-Престона [68, 75]. Зоны упорядоченной структуры, когерентные с матрицей, растут в виде цилиндров в направлении  $\{100\}$  [69]. При нагреве до  $150-180^\circ\text{C}$  эти зоны превращаются в метастабильную  $\theta'$ -фазу, являющуюся неустойчивой аллотропической модификацией химического соединения  $\text{CuAl}_2$ . При температуре выше  $250-300^\circ\text{C}$   $\theta'$ -фаза превращается в некогерентную стабильную  $\theta$ -фазу ( $\text{CuAl}_2$ ), затем происходит ее укрупнение [67].

Наибольшую твердость и прочность сплав имеет в первой стадии старения при образовании зон Гинье-Престона и метастабильной  $\theta'$ -фазы (рис.2.8) [67].

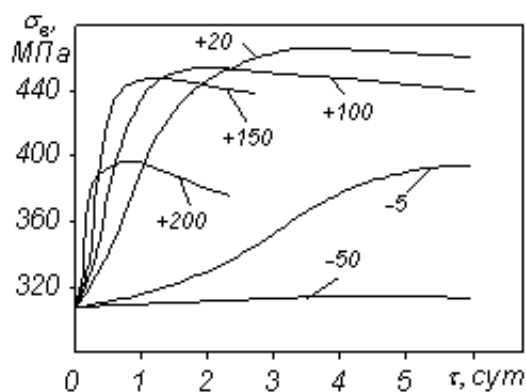


Рис.2.8. Зависимость прочности дуралюмина от температуры (числа на кривых) и времени старения  $\tau$

Сопротивление коррозионному растрескиванию, межкристаллитной и расслаивающей коррозии зависит от скорости охлаждения при закалке, вида и толщины полуфабриката [61, 68, 70]. Неплакированные полуфабрикаты обладают пониженной коррозионной стойкостью. Эксплуатационные и

технологические нагревы (выше 100°C) естественно состаренных полуфабрикатов также отрицательно влияют на сопротивление коррозионному растрескиванию.

В искусственно состаренном состоянии сплав не склонен к расслаивающей коррозии и имеет сопротивление коррозионному растрескиванию равное 195 МПа [63].

Защита от коррозии осуществляется анодно-окиными, лакокрасочными и химическими покрытиями [61].

Сплав Д1 обладает хорошими показателями штампуемости в горячем и холодном состояниях. Коэффициент вытяжки равен 1,8-1,9; коэффициент отбортовки – 1,35-1,55 [61]. Температурный интервал деформирования при ковке и штамповке 470-370°C, допустимая степень деформации 60-70%. Прессование и прокатку проводят при температуре >400°C. Горячая деформация при 300-350°C с последующей закалкой позволяет получать практически полностью рекристаллизованную структуру, которая имеет повышенные показатели пластичности [63].

Сплав Д1 хорошо сваривается точечной сваркой и практически не сваривается плавлением, имеет повышенную склонность к образованию рекристаллизационных трещин [68].

Д1 хорошо обрабатывается резанием в термообработанном состоянии и удовлетворительно в отожженном [63].

Сплав применяется в естественно состаренном состоянии для деталей длительного ресурса, когда требуется повышенная вязкость разрушения. Из него изготавливают лопасти воздушных винтов, узлы креплений, строительные конструкции, круглые тянутые и катаные трубы для трубопроводов валов трансмиссий и тяг управления самолетов; прессованные крупногабаритные трубы; специальные профили методом холодного выдавливания и прессованием с последующим волочением.

## 2.2. Методы экспериментальных исследований, механических испытаний, применяемое оборудование и приборы.

Изготовление образцов для прогнозирования механических свойств включало в себя нагрев, прокатку и охлаждение исходных заготовок, резку образцов, проведение испытаний на механические свойства, изготовление шлифов для металлографических исследований.

Нагрев металла под прокатку производился в электрической муфельной печи с нагревательными тэнами. Мощность электротэнов составляла 7 кВт. Максимальная температура в камере 1400°C.

Прокатка осуществлялась на двухколонном прецизионном стане типа 300/290 Joliot с диаметром валков 290 мм и скоростью вращения валков – 1,88 рад/с.

Для определения скорости охлаждения образцов после горячей деформации производили замер изменения температуры каждого образца с шагом по времени, равным 10 с. Измерение температуры осуществлялось с помощью термопары, термоэлектроды которой изготовлены из сплавов на никелевой основе: хромель (Cr (8,7-10%); Ni (89-91%); примеси Si, Cu, Mn, Co) и алюмель (Ni (93-96%); Al (1,8-2,5%); Mn (1,8-2,2%); Si (0,8-1,2%)). Измеряемый температурный диапазон термопары составлял от -200°C до 1200°C, точность измерения  $\pm 2,5^\circ\text{C}$ .

Для оценки влияния температурно-скоростных параметров процесса деформирования и различных режимов охлаждения на характеристики изделий из алюминиевых сплавов проводились испытания механических свойств. Для этого полученные образцы подвергались испытаниям на растяжение на двухколонной универсальной испытательной машине Instron модели 5982 (рис.2.10).

Максимальное развиваемое усилие разрывной машины - 100 кН, в качестве силоизмерителя использовался динамометрический датчик, точность измерения нагрузки которого составляла  $\pm 0,5\%$ . Управление

испытательной машиной производилось посредством программного обеспечения Instron Bluehill. При испытании на растяжение, согласно ГОСТ 1497-84, определяли такие характеристики материала как предел текучести и предел прочности.



Рис.2.10. Универсальная машина Instron 5982

Измерение твердости производилось на твердомере марки ТН600, предназначенном для определения твердости с цифровым дисплеем и автоматическим способом измерения с точностью  $\pm 0,5\%$ . Нагрузка для сплавов Д1 и АМг6 составляла 100 кг.

Для оценки влияния НДС и параметров деформирования на формирование структуры металла проводились металлографические исследования. Для этого из образцов, подвергнутых испытаниям на растяжение, в месте разрыва изготавливались темплеты, которые заливались в обоймы эпоксидной смолой. Поверхность темплетов подготавливалась на шлифовально-полировальной машине Polisher AP 32 combo (рис.2.11). Машина позволяет одновременно обрабатывать 5 образцов в автоматическом режиме. Регулируемая скорость вращения шлифовального диска составляет 50-600 об/мин, диаметр диска – 300 мм. Центральное усилие подается при помощи пневматического цилиндра, эта же система поднимает держатель с

образцами по окончании шага обработки для очистки и контроля.



Рис.2.11. Шлифовально-полировальная машина Polisher AP 32 combo

Травление микрошлифов производилось раствором Келлера [76] по следующей схеме:

1) для сплава АМгб: травление раствором в течение 70-90 секунд, затем промывка в холодной проточной воде в течение 2-3 минут, сушка на воздухе;

2) для сплава Д1: травление раствором в течение 10-15 секунд, затем промывка в холодной проточной воде в течение 2-3 минут, сушка на воздухе.

Контроль чистоты поверхности осуществлялся визуально. Анализ микроструктуры образцов проводился с использованием исследовательского микроскопа Carl Zeiss Axio Imager с увеличением x200 и x500 (рис.2.12).



Рис.2.12. Исследовательский микроскоп Carl Zeiss Axio Imager

### 2.3. Применяемое программное обеспечение.

Развитие численных методов и появление высокопроизводительных компьютеров дало возможность решать задачи пластического течения любой сложности с довольно высокой точностью. Среди численных методов наибольшее распространение получил метод конечных элементов (МКЭ), на базе которого созданы компьютерные программы, позволяющие проводить анализ процесса формоизменения. Одним из таких продуктов является специализированный программный комплекс конечно-элементного моделирования DEFORM, который использован в исследовании.

В основе DEFORM лежит математическая модель, основанная на уравнениях и соотношениях теории пластичности [39, 46]:

- 1) дифференциальные уравнения равновесия:

$$\sigma_{ij,j} = 0,$$

где  $\sigma_{ij}$  – тензор напряжений.

- 2) Условие несжимаемости:

$$v_{i,j} = 0,$$

где  $v_{i,j}$  – изменение объема каждого элемента.

- 3) Кинематическое соотношение:

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{1}{2}(U_{i,j} + U_{j,i}),$$

где  $\dot{\epsilon}_{ij}$  – тензор скоростей деформации;

$U_i, U_j$  – скорости перемещения узловых точек конечных элементов.

- 4) Реологические уравнения:

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\epsilon}, \dot{\bar{\epsilon}}, T),$$

где  $\bar{\sigma}$  – интенсивность напряжений;

$\bar{\epsilon}$  – интенсивность деформаций;

$\dot{\bar{\epsilon}}$  – интенсивность скоростей деформации;

$T$  – температура.

Анализ процесса формоизменения состоял из нескольких этапов:

1. создание геометрической модели инструмента и заготовки с использованием программного продукта Siemens NX8.5;
2. импорт геометрии инструмента и заготовки в препроцессор DEFORM в формате \*.stl;
3. задание необходимых параметров деформирования (материал заготовки, сетка конечных элементов, условие контактного трения, температурно-скоростной режим) и генерация базы данных расчета (рис.2.13);

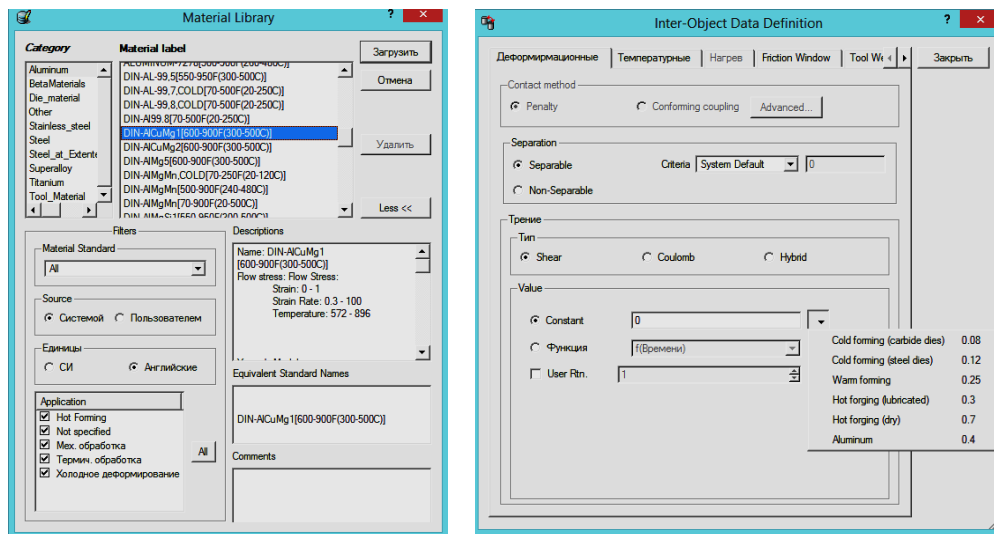


Рис.2.13. Задание материала заготовки, условий трения на границе «заготовка-инструмент» и параметров теплообмена

4. генерация базы данных, запуск расчета и анализ полученных данных (картины распределения полей скоростей, деформаций и температур) (рис.2.14).

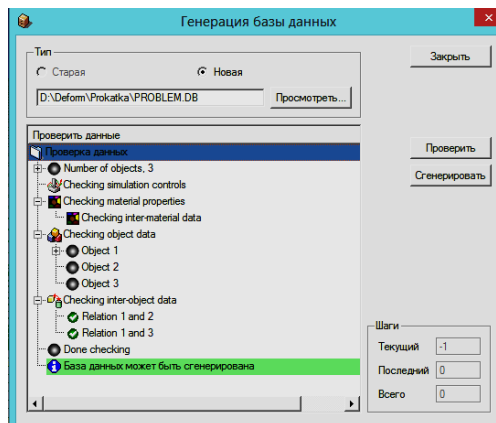


Рис.2.14. Генерация базы данных для расчета



Совокупность результатов конечно-элементного моделирования, испытаний на механические свойства и металлографических исследований, а также полученные в результате регрессионного анализа математические модели позволяют оценить влияние НДС, температуры и скорости охлаждения на формирование структуры и механических свойств полуфабрикатов, получаемых методами ОМД. Обработка результатов численного моделирования конечно-элементного анализа проводилась с использованием методов планирования и математического моделирования эксперимента.

#### 2.4. Методы математического моделирования и планирования эксперимента

В процессе обработки полученных данных существенно сократить сроки решения, снизить затраты на исследования и повысить качество полученных результатов позволяет применение методов планирования эксперимента. Для этой цели проводились регрессионный и дисперсионный анализы.

Дисперсионный анализ позволил выявить факторы, оказывающие наиболее существенное влияние на зависимую функцию. В основе дисперсионного анализа лежит анализ вклада каждого фактора в общую дисперсию.

Для установления функциональной зависимости между функцией отклика и независимыми переменными проводился регрессионный анализ, который состоял из трех этапов.

На первом этапе выдвигалась гипотеза о виде функциональной зависимости  $y=f(X_1, X_2, \dots, X_n)$ . Сложность заключалась в том, что из множества функций необходимо найти такую, которая лучше других выражает существующие связи между анализируемыми признаками и «сглаживает» шум. В качестве такой функции выбрана регрессионная модель второго порядка:

$$y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + a_4x_1x_2 + a_5x_1x_3 + a_6x_2x_3 + a_7x_1x_2x_3 + a_{11}x_1^2 + a_{22}x_2^2 + a_{33}x_3^2 \quad (2.1)$$

где  $a_0, a_1, a_2, \dots, a_{33}$  – неизвестные коэффициенты уравнения.

Поскольку уровень шума определяется дисперсией  $D[\varepsilon]$ , то задача состояла в подборе параметров  $a_0, a_1, \dots, a_{33}$ , которые минимизировали  $D[\varepsilon]$ .

Систему уравнений (2.12) на базе имеющихся данных точно решить не представлялось возможным, потому что количество неизвестных больше количества уравнений. Поэтому построение уравнения регрессии на втором этапе осуществлялось методом наименьших квадратов, суть которого состояла в минимизации суммы квадратов отклонений фактических значений результативного признака от его теоретических значений [77, 78, 80, 81, 82].

На третьем этапе анализировалось качество построения модели: проверка корректности и адекватности модели. Этот этап осуществлялся средствами проверки статистических гипотез.

Для установления эмпирических зависимостей применялся центральный композиционный план. При построении регрессионной модели вводилась фиктивная переменная  $x_0$ , которая всегда равна единице.

При трех факторах функция отклика второго порядка представляет собой поверхность, описываемую уравнением (2.12). Чтобы определить эту поверхность необходимо иметь координаты не менее трех ее точек, т.е. факторы  $x_1, x_2$  и  $x_3$  должны варьироваться не менее чем на трех уровнях. Поэтому к модели первого порядка необходимо добавить опыт в центральной точке эксперимента и звездные точки, расположенные на расстоянии звездного плеча  $\pm\alpha$  от центра эксперимента на каждой  $k$ -оси [78]. Таким образом, по любому направлению располагается три точки, описывающие кривизну поверхности в этом направлении. Для того чтобы композиционный план был рототабельным, величину звездного плеча  $\alpha$  выбирают из условия:

$$\alpha = 2^{\frac{k}{4}} \text{ при } k < 5 \text{ и } \alpha = 2^{\frac{k-1}{4}} \text{ при } k \geq 5.$$

Для рототабельного плана при  $k=3$  звездное плечо составляет  $\pm 1,68$ .

Композиционный план для  $k=3$  представлен в таблице 2.5.

Таблица 2.5

Композиционный план второго порядка

Номер опыта		Факторы											Результат
		$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1x_2x_3$	$x_1^2$	$x_2^2$	$x_3^2$	$Y_i$
Ядро плана	1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	Y1
	2	+1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	Y2
	3	+1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1	+1	+1	+1	Y3
	4	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	+1	+1	Y4
	5	+1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	+1	+1	Y5
	6	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	+1	+1	+1	Y6
	7	+1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	+1	+1	+1	Y7
	8	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	+1	+1	+1	Y8
Центр плана	9	+1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Y9
Звездные точки	10	+1	$+\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	0	0	Y10
	11	+1	$-\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	0	0	Y11
	12	+1	0	$+\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	0	Y12
	13	+1	0	$-\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	0	Y13
	14	+1	0	0	$+\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	Y14
	15	+1	0	0	$-\alpha$	0	0	0	0	0	0	$\alpha^2$	Y15

Для построения линейной регрессии использовался центральный ортогональный план первого порядка  $2k$ , в котором каждый из  $k$  факторов изменялся только на 2-х уровнях  $+1$  и  $-1$ . При построении ортогонального плана выполнялись определенные условия:

1. в каждой точке полного факторного эксперимента было проведено по одному опыту;
2. по каждому фактору  $X_1, X_2, \dots, X_k$  уровни изменения каждого фактора являлись равноотстоящими;
3. оси координат факторов перенесены в центр эксперимента путем замены переменных:

$$x_i(0) = \frac{x_i(+\alpha) + x_i(-\alpha)}{2} \quad (2.2)$$

4. Значения факторов пересчитывались для координат  $\pm 1$ :

$$x_i(\pm 1) = x_i(0) \pm dx_i = x_i(0) \pm \frac{x_i(+\alpha) - x_i(-\alpha)}{\alpha} \quad (2.3)$$

Значения факторов в звездных точках  $\pm\alpha$  равны максимальному и минимальному значению каждого фактора соответственно. В таблице 2.6 представлен план первой серии эксперимента.

Таблица 2.6

Первая серия эксперимента

Номер опыта	Факторы								Результат	
	$x_0$	$x_1$	$x_2$	$x_3$	$x_1x_2$	$x_1x_3$	$x_2x_3$	$x_1x_2x_3$	$y_i$	
Ядро плана	1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	+1	Y1
	2	+1	+1	+1	-1	+1	-1	-1	-1	Y2
	3	+1	+1	-1	+1	-1	+1	-1	-1	Y3
	4	+1	+1	-1	-1	-1	-1	+1	+1	Y4
	5	+1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	-1	Y5
	6	+1	-1	+1	-1	-1	+1	-1	+1	Y6
	7	+1	-1	-1	+1	+1	-1	-1	+1	Y7
	8	+1	-1	-1	-1	+1	+1	+1	-1	Y8

Поскольку план ортогонален, то коэффициенты линейных членов регрессии вычислялись по следующей формуле:

$$a_i = \frac{\sum_{u=1}^N x_{iu}y_u}{\sum_{u=1}^N x_{iu}x_{iu}} \quad (2.4)$$

где  $N = 2^k$  – число точек эксперимента.

Вторая серия эксперимента проводилась в центральной точке с координатами факторов, вычисленными по формуле (2.13).

Третья серия эксперимента проводилась по центральному композиционному плану в звездных точках. Первая и вторая серии также учитывались при расчете коэффициентов регрессии при квадратичных членах и при фиктивной переменной. Коэффициенты регрессии, полученные ранее при линейных членах и членах взаимодействия факторов, не пересчитывались. План для расчета третьей серии в квадрате приведен в таблице 2.7.

Для определения коэффициентов регрессии решалась система нормальных уравнений:

$$\sum_u^N x_{iu}x_{ju} = ij \quad (2.5)$$

$$\sum_u^N x_{iu}y_u = jy \quad (2.6)$$

Или в матричном виде, записав только индексы при факторах:

$$(ij) = \begin{pmatrix} 00 & 01 \dots & 0m \\ 10 & 11 \dots & 1m \\ m0 & m1 \dots & mm \end{pmatrix} \quad (2.7)$$

$$(jy) = \begin{pmatrix} 0y \\ 1y \\ \dots \\ my \end{pmatrix}$$

Система (2.18) решалась с помощью обратной матрицы:

$$(C_{ij}) = \begin{pmatrix} C_{00} & C_{01} \dots & C_{0m} \\ C_{10} & C_{11} \dots & C_{1m} \\ C_{m0} & C_{m1} \dots & C_{mm} \end{pmatrix} \quad (2.8)$$

Коэффициенты регрессии вычислялись по формуле:

$$a_i = \sum_{j=1}^m [C_{ij}(ij)] \quad (2.9)$$

Таблица 2.7

План третьей серии эксперимента в квадрате

Номер опыта, u	$x_0$	$x_1^2$	$x_2^2$	$x_3^2$	$y_i$
1	1	1	1	1	Y1
2	1	1	1	1	Y2
3	1	1	1	1	Y3
4	1	1	1	1	Y4
5	1	1	1	1	Y5
6	1	1	1	1	Y6
7	1	1	1	1	Y7
8	1	1	1	1	Y8
9	1	0	0	0	Y9
10	1	$\alpha^2$	0	0	Y10
11	1	$\alpha^2$	0	0	Y11
12	1	0	$\alpha^2$	0	Y12
13	1	0	$\alpha^2$	0	Y13
14	1	0	0	$\alpha^2$	Y14
15	1	0	0	$\alpha^2$	Y15

После получения уравнения регрессии (2.12), проводился его статистический анализ. Основными задачами анализа являлись оценка значимости коэффициентов регрессии и проверка адекватности математической модели.

Уравнение регрессии (2.12) содержит  $m$  членов, общее количество точек эксперимента  $N$ . Следовательно,  $(N-(m+1))$  члена являются отброшенными, каждый из которых имеет по одной степени свободы и некоторую сумму квадратов отклонений. Сумма квадратов отклонений отброшенных членов регрессии может быть значительной величиной. Кроме того среди оставленных в модели членов также могут встретиться такие, значимость которых невелика, и их можно исключить из модели.

Общее число степеней свободы:

$$f_{\text{общ}} = N - 1$$

Каждый член регрессии, кроме свободного, имеет одну степень свободы.

$$f_{\text{ост}} = m - 1$$

Тогда число степеней свободы отброшенных членов равно:

$$f_{\text{от}} = f_{\text{общ}} - f_{\text{ост}}$$

Общая сумма квадратов отклонений:

$$SS_{\text{общ}} = \sum_u^N y_u^2 \quad (2.10)$$

Сумма квадратов отклонений каждого члена регрессии:

$$SS_{a_i} = a_i \sum_u^N x_{iu} y_u \quad (2.11)$$

Сумма квадратов отклонений оставленных членов регрессии:

$$SS_{\text{ост}} = \sum_{i=0}^m a_i \sum_u^N x_{iu} y_u \quad (2.12)$$

Сумма квадратов отклонений отброшенных членов:

$$SS_{\text{от}} = SS_{\text{общ}} - SS_{\text{ост}} \quad (2.13)$$

Оценка значимости коэффициентов регрессии производится на основе критерия Фишера:

$$F_{a_i} = \frac{SS_{a_i}/1}{SS_0/f_0} \leq F(p; 1; f_0) \quad (2.14)$$

где  $SS_0$  и  $f_0$  – дисперсия и число степеней свободы ошибки воспроизводимости.

При выполнении неравенства для любого члена регрессии с вероятностью  $p$  соответствующий член регрессии признается незначимым, и его можно исключить из модели.

Так же проводилась оценка суммарной значимости отброшенных факторов:

$$F_{от} = \frac{SS_{от}/f_{от}}{SS_0/f_0} \leq F(p; f_{от}; f_0) \quad (2.15)$$

Регрессионный анализ позволил установить функциональную взаимосвязь между температурно-скоростными параметрами процесса, НДС и механическими свойствами. В результате этого получены математические модели, описывающие изменение предела текучести и предела прочности при изменении температуры обработки и напряженно-деформированного состояния с учетом временного фактора охлаждения, при котором возможно прохождение рекристаллизационных процессов.



### ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПОСТРОЕНИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.

Механические свойства и структура полуфабрикатов зависят от ряда параметров: химического состава материала, условий деформирования, вида последующей термической обработки, которые формируются не только непосредственно в процессе деформирования, но и после, во время охлаждения или последующей термообработки.

Следовательно, при построении математической модели, описывающей зависимость механических характеристик от параметров процесса деформирования, необходимо учитывать взаимосвязь параметров НДС, возникающих в материале в процессе его обработки, с физическими явлениями, сопровождающими пластическую деформацию.

#### 3.1. Факторы, определяющие процесс формирования структуры и свойств изделия.

Ряд параметров (предел прочности, характеристики структуры, твердость), используемых для оценки качества продукции, зависит от условий деформирования: степени деформации и температурно-скоростных параметров деформационного процесса. Так же на формирование структуры оказывает влияние полнота прохождения процесса рекристаллизации в ходе охлаждения после горячей деформации или последующей термообработки.

Таким образом, определяющими параметрами, влияющими на комплекс характеристик материала заготовки после полного цикла обработки, являются температура, степень деформации и скорость охлаждения после пластической деформации. В связи с этим, требуется определить диапазон изменений этих величин в математической модели.

### 3.1.1. Определение диапазона изменения температуры обработки исследуемых сплавов

Температурный режим деформации оказывает значительное влияние на структуру материала заготовки, показатели прочностных и пластических свойств.

Выбор температуры нагрева перед деформацией осуществляется с использованием диаграмм состояний. Температурный интервал деформации изделий из сплава АМг6 составляет 430-350°С [61].

Температурный диапазон деформирования при ковке и штамповке полуфабрикатов из сплава Д1 - 470-370°С. Прессование и прокатку проводят при температуре >400°С. Однако при формоизменении происходит деформационный разогрев металла, поэтому температура отдельных участков возрастает выше заданной. Следовательно, для учета данного фактора необходимо исследовать деформационный процесс при температуре, изначально заданной выше верхнего предела температурного интервала.

Горячая деформация алюминиевых сплавов имеет следующие особенности:

- узкий температурный интервал деформации, достигающий до 80-100°С;
- высокую чувствительность к перегреву.
- сплав Д1 подвергается закалке в воде с температуры 495-510°С с последующим естественным старением в течение 4 суток [61].

Чтобы учесть влияние температуры деформирования, деформационного разогрева и протекание процессов термического упрочнения на формирование металлографической структуры и прочностных свойств изделий, образцы, по три для каждого материала, нагревались до трех различных температур. Поскольку эксперимент проводился по центральному композиционному плану 3к, то выбор температур осуществлялся с выполнением следующего условия: уровни изменения

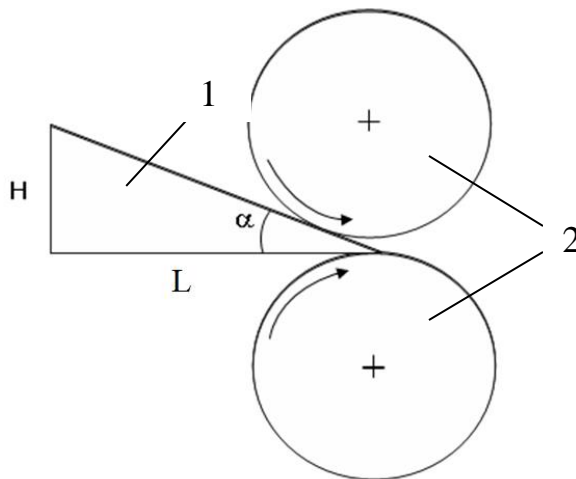
температуры являлись равноотстоящими: 380°C (начало температурного интервала деформирования), 450°C (середина) и 520°C (конец).

### 3.1.2. Определение диапазона изменения степени деформации

Особенностью процессов штамповки иковки является нестационарность пластического течения материала. При нестационарных процессах возникающие в очаге деформации векторные поля перемещения  $\vec{U}$  и скорости  $\vec{V}$ , компоненты тензоров напряжения  $\sigma_{ij}$ , деформации  $\varepsilon_{ij}$ , скорости деформации  $\dot{\varepsilon}_{ij}$  изменяются с течением времени для каждой точки пространства [4]. Это вносит определенные сложности при изучении пластического течения металла.

Вследствие этого, исследование деформационных процессов ОМД связано с определенными трудностями, поскольку картина НДС может значительно различаться по объему полуфабриката, особенно в случаях значительного перемещения металла из одной области в другую. Для наиболее полного изучения влияния неравномерности распределения НДС на структуру и свойства получаемого изделия, требуется проведение испытаний с различной степенью деформации, что влечет за собой большое количество экспериментов. В связи с этим, принято решение об исследовании напряженно-деформированного состояния при прокатке. Напряженное состояние при прокатке, штамповке, свободной ковке, и прессовании характеризуется объемной схемой всестороннего сжатия. Максимальным является напряжение сжатия, создаваемое давлением инструмента на металл. Деформированное состояние при прокатке является объемным и характеризуется одной деформацией сжатия (в высотном направлении) и двумя деформациями растяжения (в продольном и поперечном направлениях).

Для комплексного изучения формирования свойств при пластической деформации требовалось проведение большого количества испытаний при различной степени деформации. Для сокращения необходимого количества экспериментов использовались образцы клиновидной формы (рис. 3.1).



1 – клиновидная заготовка; 2 – валки прокатного стана

Рис.3.1. Схема прокатки клиновых образцов

Формоизменение клиновидных образцов продольной прокаткой позволяет получать дифференцированную картину распределения деформаций по длине заготовки.

Так, прокатка с зазором 6 мм между валками клинового образца длиной 100 мм, минимальной толщиной 6 мм и углом наклона  $10^\circ$  позволяет в одном образце исследовать степени деформации от 0 до 75% (рис. 3.2). Такой диапазон деформаций является наиболее характерным для большинства процессов ОМД. Таким образом, осуществляется как экономия материала, так и снижение потребного количества проводимых экспериментов.

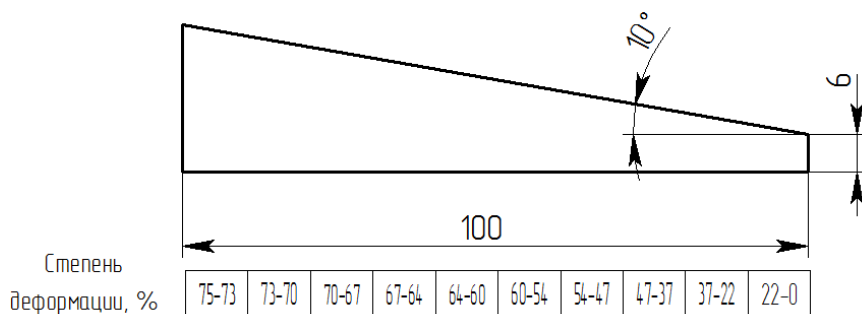


Рис.3.2. Распределение степени деформации при прокатке клинового образца

Таким образом, для проведения исследований изготовлены клиновые образцы с указанными выше размерами из алюминиевых сплавов АМг6 и Д1.

На боковой поверхности каждого образца через равные промежутки (10 мм) нанесены вертикальные риски для оценки распределения степени деформации после прокатки (рис.3.3). С их помощью можно достаточно точно определить величину степени деформации в точках деформированного образца, отстоящих друг от друга не более, чем на половину шага насечки - 5 мм. После нагрева до заданной температуры, каждый клиновой образец деформировался в прокатном стане с величиной зазора между валками 6 мм.

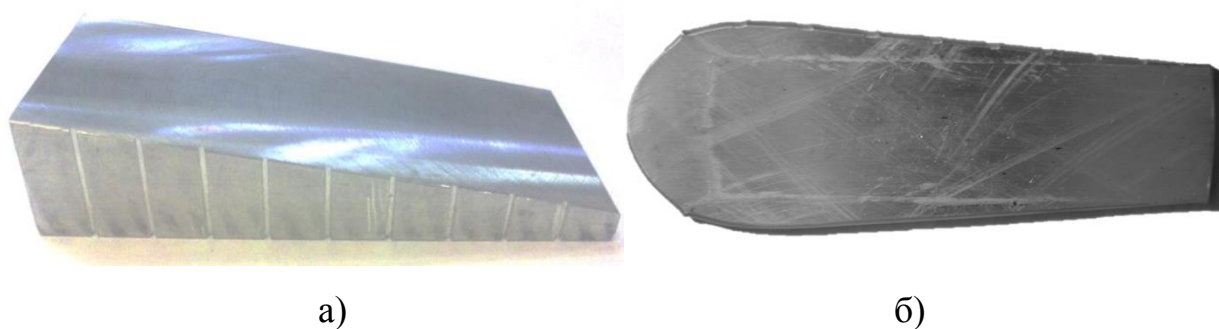


Рис.3.3. Клиновой образец с вертикальными насечками

а) до деформации; б) после деформации.

### 3.1.3. Определение скорости охлаждения

При охлаждении образца после его деформации при температуре выше температуры начала рекристаллизации в материале идет процесс рекристаллизации, который оказывает значительное влияние на формирование металлографической структуры и свойств конечного изделия. Данный процесс проходит во времени и до определенной температуры. Скорость охлаждения после горячей обработки металлов давлением может зависеть как от режима охлаждения, так и от геометрических параметров полуфабриката. В массивных заготовках внутренние и внешние слои будут остывать с различной скоростью, в результате чего создаются условия для

получения значительного градиента структуры и свойств по сечению. Следовательно, необходимо учитывать временной фактор охлаждения при проведении эксперимента. Одинаковые форма и размеры клиновых образцов требуют моделирования специальных условий охлаждения, при которых каждый образец будет остывать с определенной скоростью. Один из способов реализации различных режимов остывания – использование дополнительных тепловых изоляторов разной мощности. Для этой цели предложено использовать стальные плиты размерами 200x300x10мм, которые нагреваются совместно с клиновыми образцами до тех же температур. Использование тепловых изоляторов позволяет организовать три режима процесса охлаждения деформированных клиновых образцов – на воздухе; между 2-мя слоями стальных плит - изолятор средней мощности; между 4-мя слоями стальных плит - изолятор высокой мощности. Таким образом, после прокатки каждый образец, кроме тех, что охлаждались на воздухе, помещался в тепловые изоляторы в соответствии с заданными параметрами охлаждения (рис.3.4).

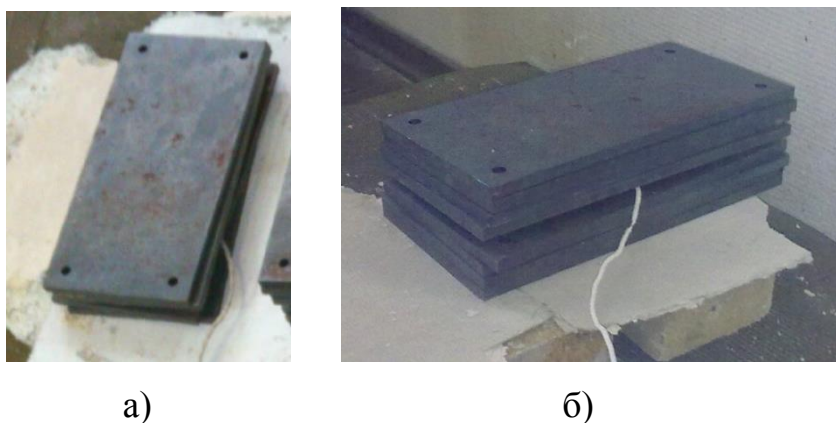


Рис. 3.4. Процесс остывания образцов в изоляторах разной мощности  
а) между 2-мя слоями плит, б) между 4-мя слоями плит

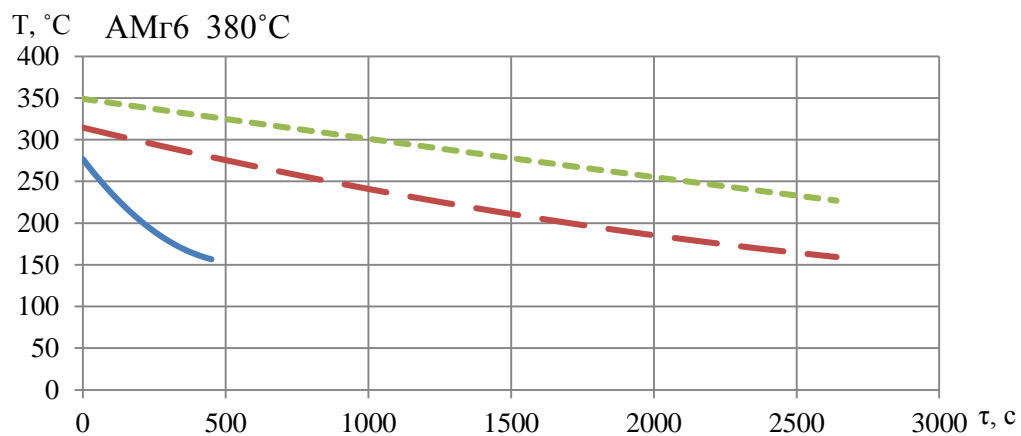
Образец, охлаждаемый на воздухе, моделирует процесс охлаждения внешних слоев заготовки, а применение тепловых изоляторов позволяет моделировать охлаждение центральных и промежуточных слоев массивной заготовки. Температура нагрева образцов перед прокаткой и режимы охлаждения приведены в таблице 3.1.

Режимы исследования клиновых образцов

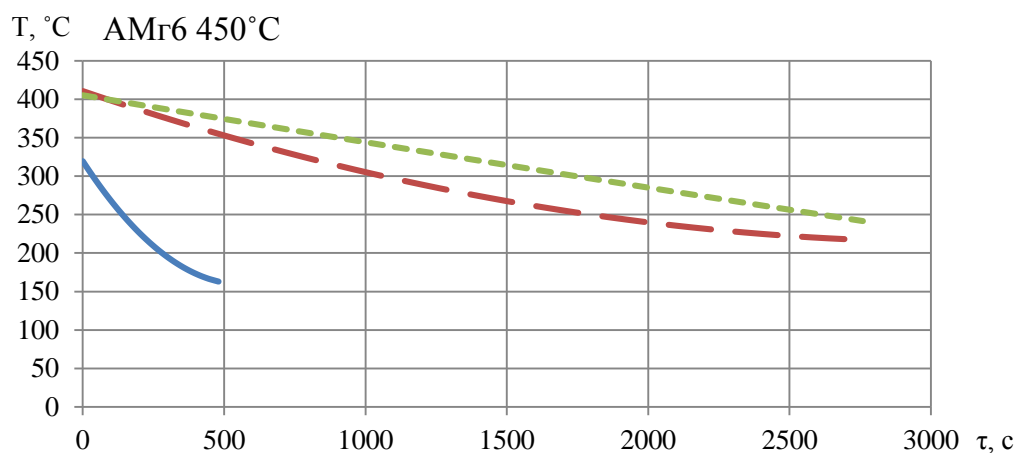
Материал	Температура нагрева, °С	Режим охлаждения
Д1	380	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)
	450	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)
	520	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)
АМг6	380	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)
	450	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)
	520	Воздух
		В изоляторе тепла (2+2 плиты)
		В изоляторе тепла (4+4 плиты)

Эксперимент проводился следующим образом: по три клиновых образца из сплавов Д1 и АМг6 нагревались до температуры 520°С, деформировались продольной прокаткой и охлаждались по трем различным режимам (на воздухе, между двумя слоями плит и между четырьмя слоями плит) для каждого материала. Аналогично проводились эксперименты при температурах 450 и 380°С.

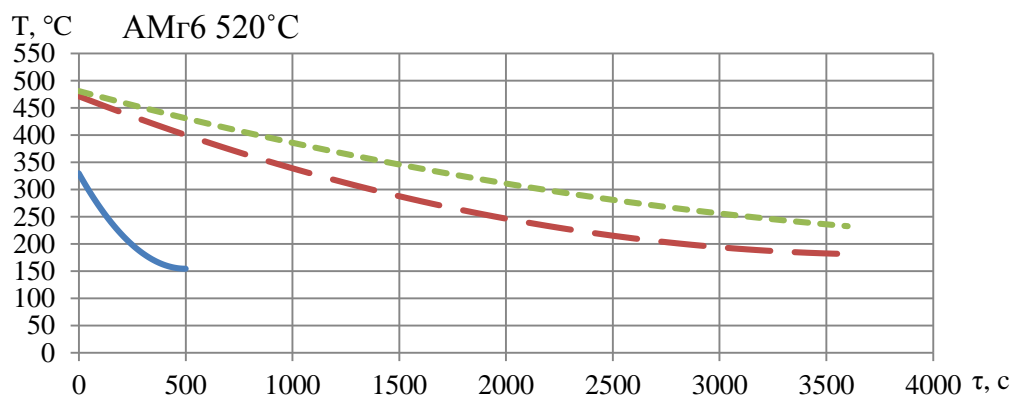
Для определения скорости охлаждения при испытании каждого образца снимались данные об изменении его температуры во времени с помощью термопары. Замеры прекращались при достижении температуры конца рекристаллизации. На основании полученных данных построены диаграммы «время охлаждения – температура» (рис.3.5-3.6).



a)



б)

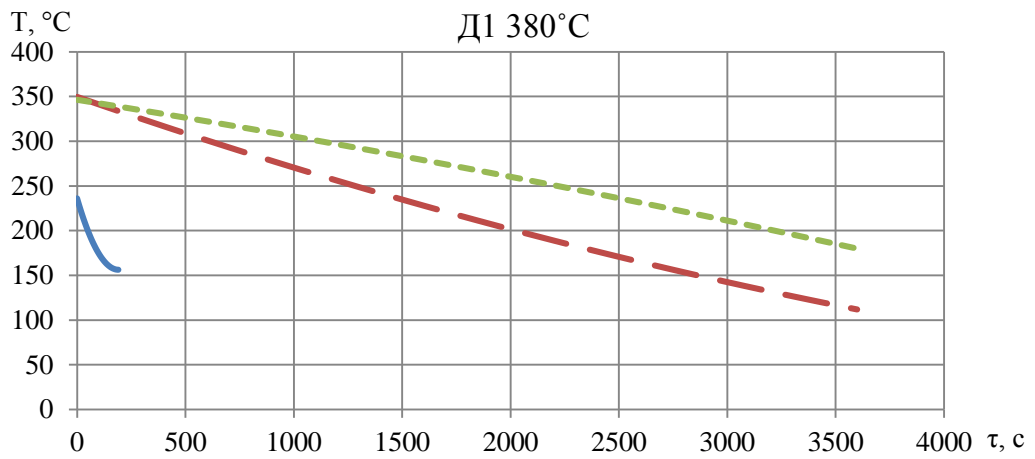


в)

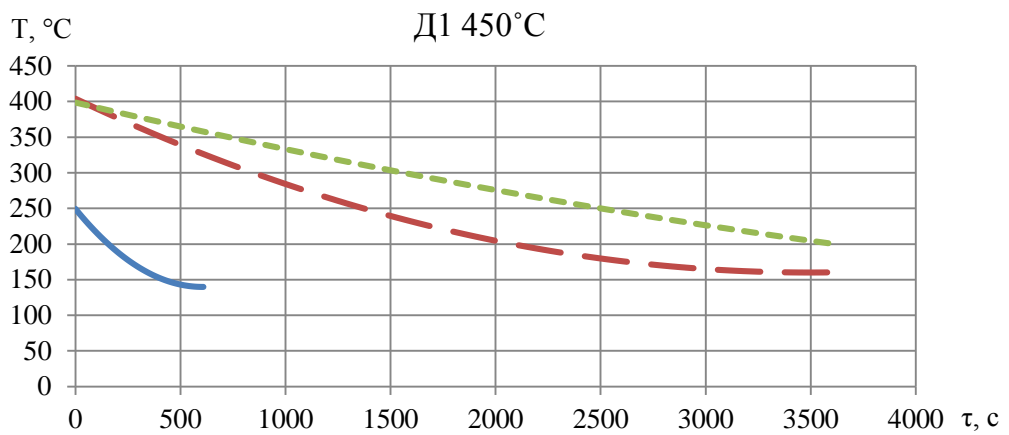
— Охлаждение на воздухе — 2 слоя плит — 4 слоя плит

Рис. 3.5. Время охлаждения образцов из сплава АМг6 после прокатки при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C в зависимости от условий охлаждения.

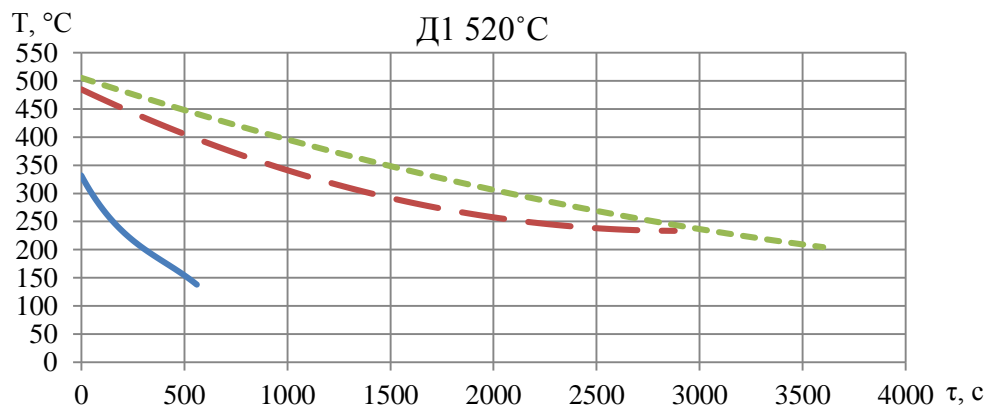




а)



б)



в)

— Охлаждение на воздухе    - - 2 слоя плит    - - - 4 слоя плит

Рис. 3.6. Время охлаждения образцов из сплава Д1 после прокатки при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от условий охлаждения.

Рекристаллизация в алюминиевых сплавах возможна до температуры 230-200°C. Из графиков видно, что в образцах, охлаждаемых на воздухе, процесс рекристаллизации заканчивается практически в первые минуты остывания, тогда как использование тепловых изоляторов увеличивает длительность протекания процесса рекристаллизации до 30-40 минут.

Образцы, полученные в результате реализации различных режимов деформирования и охлаждения, необходимо исследовать с целью определения влияния параметров формоизменения на механические характеристики и структуру.

### 3.2. Экспериментальное определение механических характеристик и структуры материала в процессе горячей обработки клиновых образцов.

Для оценки влияния параметров деформирования и различных режимов охлаждения на конечные механические свойства образцов проведены испытания на растяжение и замеры твердости по Бринеллю. Для этого из прокатанных заготовок вырезали 15 образцов. Схема вырезки и полученные образцы представлены на рис.3.7.

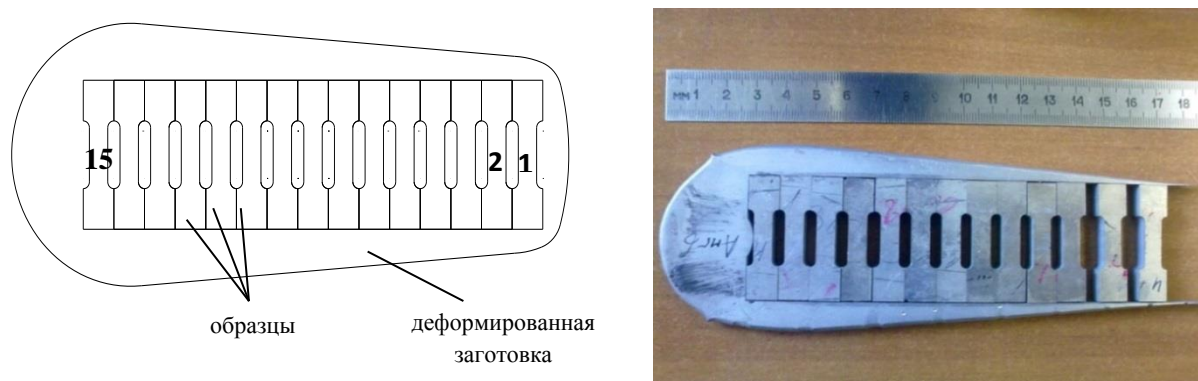
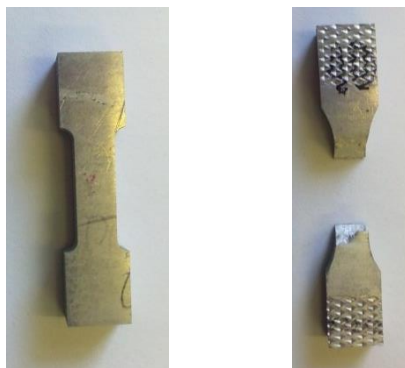


Рис.3.7. Схема вырезки образцов на растяжение из деформированной клиновой заготовки

Вырезанные образцы подвергались испытаниям на растяжение (рис. 3.8), в результате которых получены диаграммы «нагрузка-перемещение» и величины предела текучести и предела прочности.

Для определения влияния параметров процесса деформирования на формирование структуры, из образцов, подвергнутых испытаниям на растяжение, в месте разрыва изготавливались микрошлифы для металлографических исследований. Затем на поверхности шлифа измерялась твердость.



а)

б)

Рис.3.8. Образцы для механических испытаний

а) исходный образец, б) образец после испытания на растяжение

В ходе исследования изучено влияние НДС и температурно-скоростных параметров процесса деформирования на формирование металлографической структуры и механических характеристик полуфабрикатов из алюминиевых сплавов.

### 3.2.1. Влияние напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий процесса деформирования на механические свойства сплавов.

Полуфабрикаты, полученные методами горячей обработки давлением, в зависимости от условий деформирования могут иметь рекристаллизованную, нерекристаллизованную или смешанную структуру. Различия в структуре имеют большое практическое значение, поскольку напрямую влияют на уровень механических свойств получаемого изделия. Проведенные эксперименты позволили установить влияние температурно-

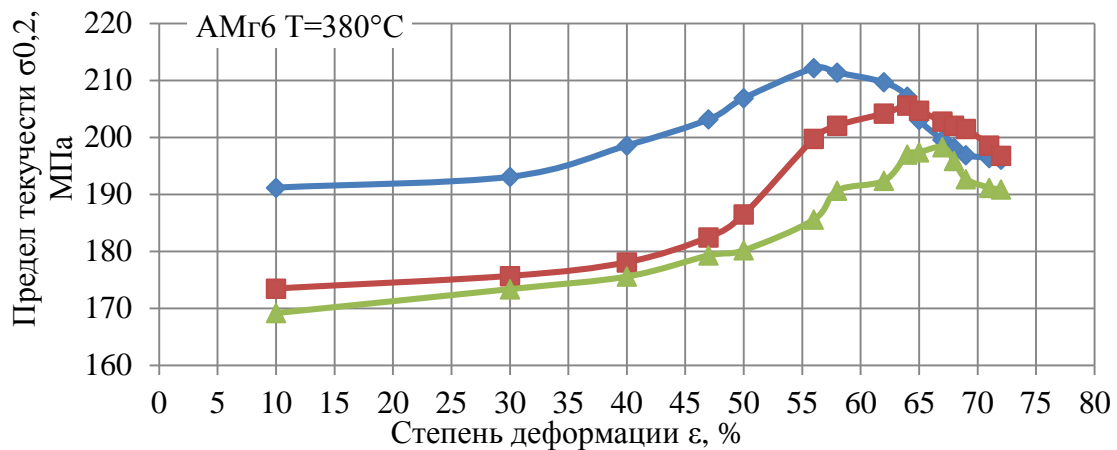
скоростных параметров технологического процесса, достигнутой степени деформации и скорости охлаждения на формирование структуры и механических свойств полуфабриката.

На основании данных, полученных в ходе испытаний на растяжение и замеров твердости, построены диаграммы зависимости показателей механических свойств (предела текучести, предела прочности, твердости) от параметров процесса деформирования (температуры, степени деформации и режима охлаждения) (рис.3.9-3.14). Механические свойства получены для поперечных образцов, вырезанных из прокатанной заготовки по схеме, указанной на рис.3.7.

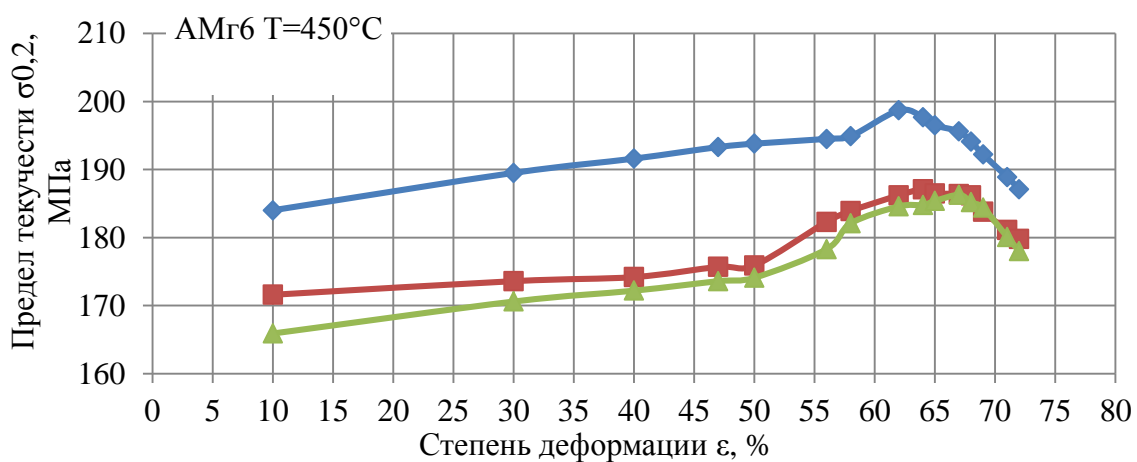
Анализ диаграмм показывает наличие нескольких процессов, сопровождающих пластическую деформацию. Каждый перегиб на диаграмме свидетельствует о включение, прекращении или смене одного процесса другим. На графиках изменения механических свойств наблюдается два перегиба:

1. В области малых деформаций при увеличении степени деформации предел текучести, предел прочности и твердость монотонно возрастают, поскольку в процессе пластического деформирования металл упрочняется, а структура измельчается и становится более однородной. Основной причиной упрочнения является увеличение плотности дислокаций.

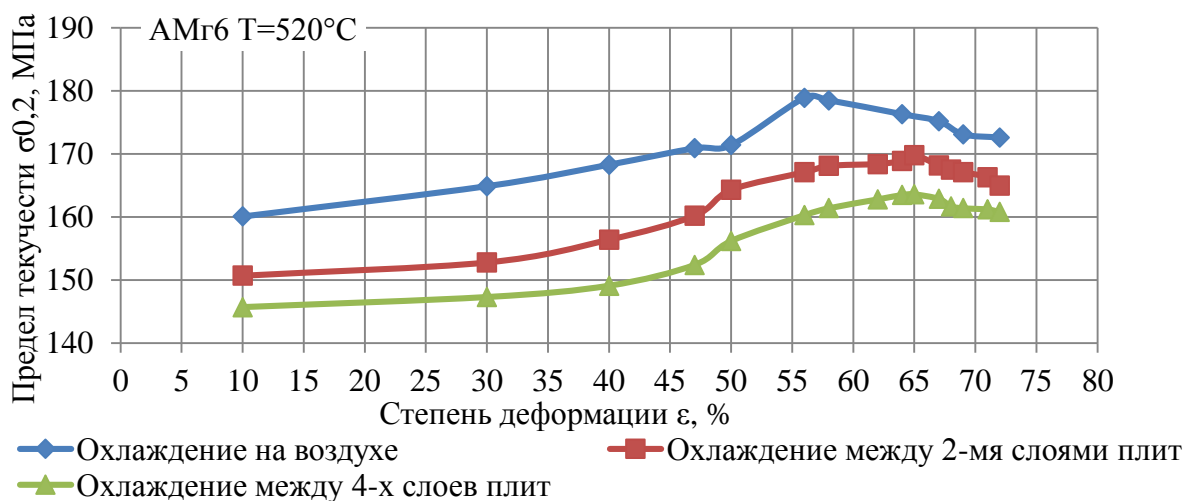
2. При достижении степени деформации 45-50% увеличивается угол наклона кривой к горизонтальной оси, что свидетельствует об увеличении скорости упрочнения. Отклонение кривой от прямолинейного закона связано с поперечным скольжением винтовых компонент дислокаций. Деформационное упрочнение обусловлено накоплением краевых компонент дислокаций, препятствующих поперечному скольжению. Восходящую часть диаграмм механических характеристик можно охарактеризовать условным коэффициентом упрочнения  $K_u$ , поскольку даже при малых степенях деформации вследствие прохождения процессов поперечного скольжения и переползания наблюдается разупрочнение [30].



а)

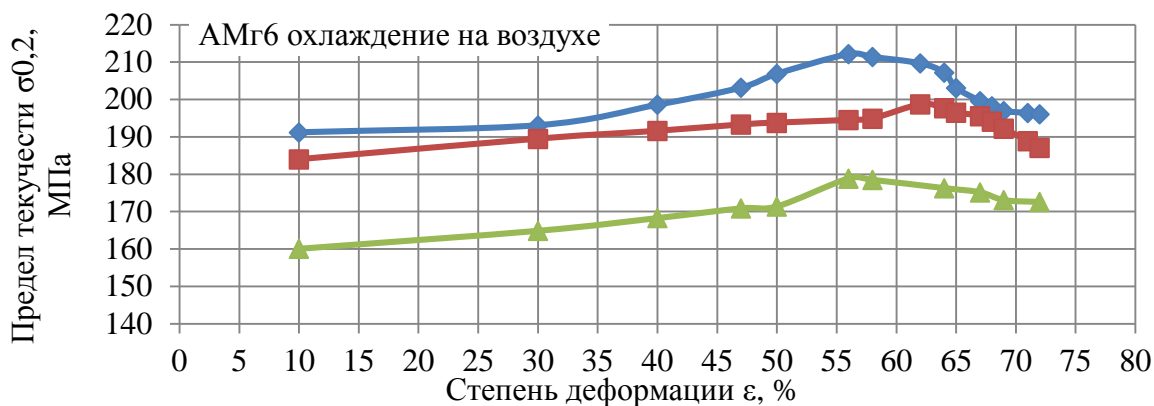


б)

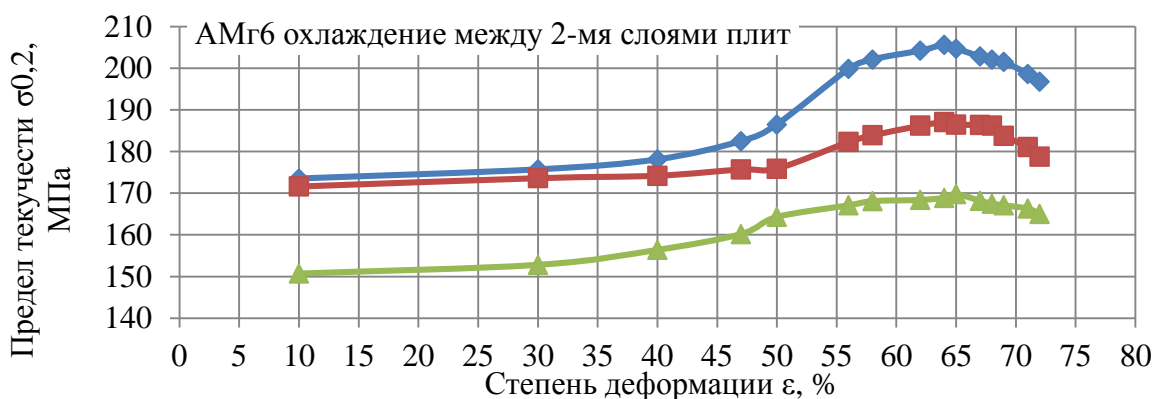


в)

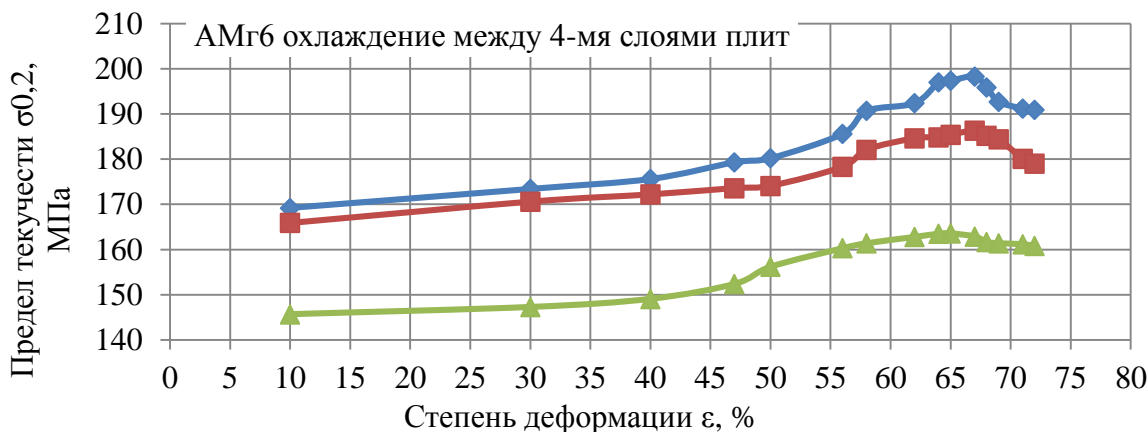
Рис.3.9. Величина предела текучести  $\sigma_{0,2}$  образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.



а)



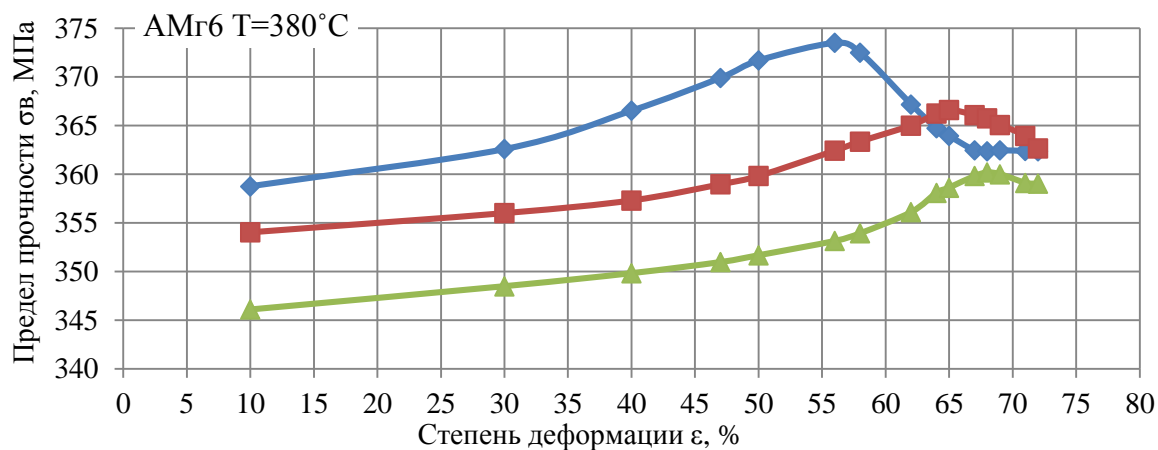
б)



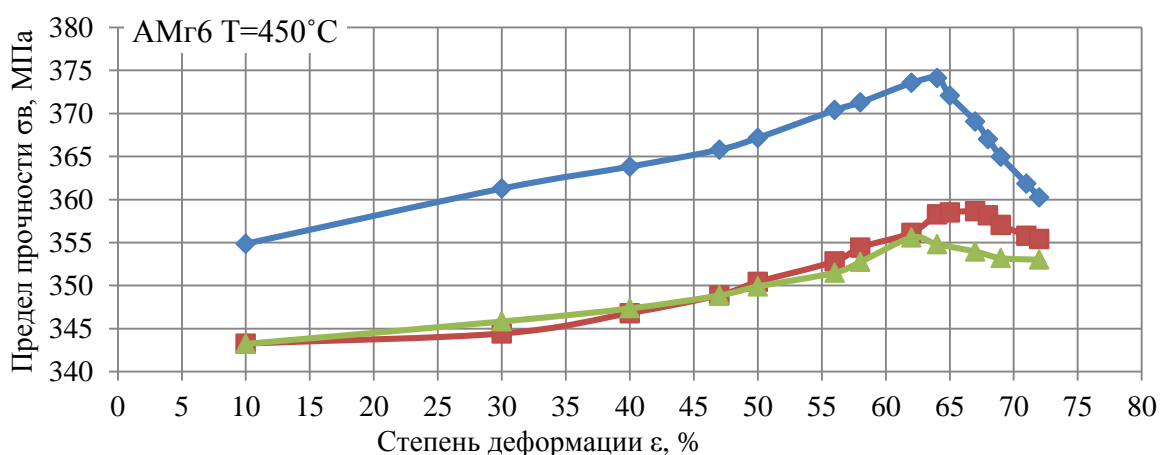
в)

—◆— 380°C    —■— 450°C    —▲— 520°C

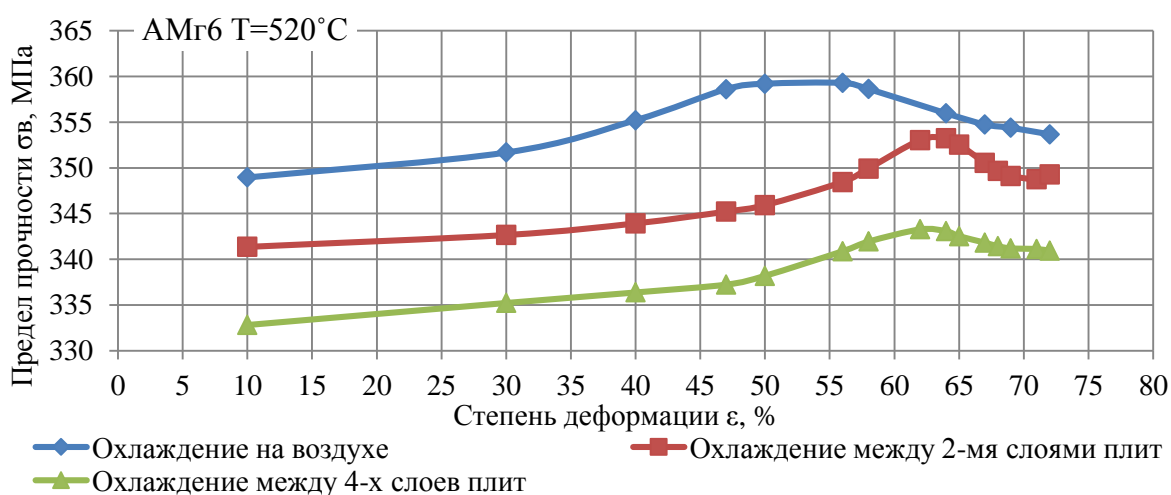
Рис.3.10. Величина предела текучести  $\sigma_{0,2}$  образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.



а)

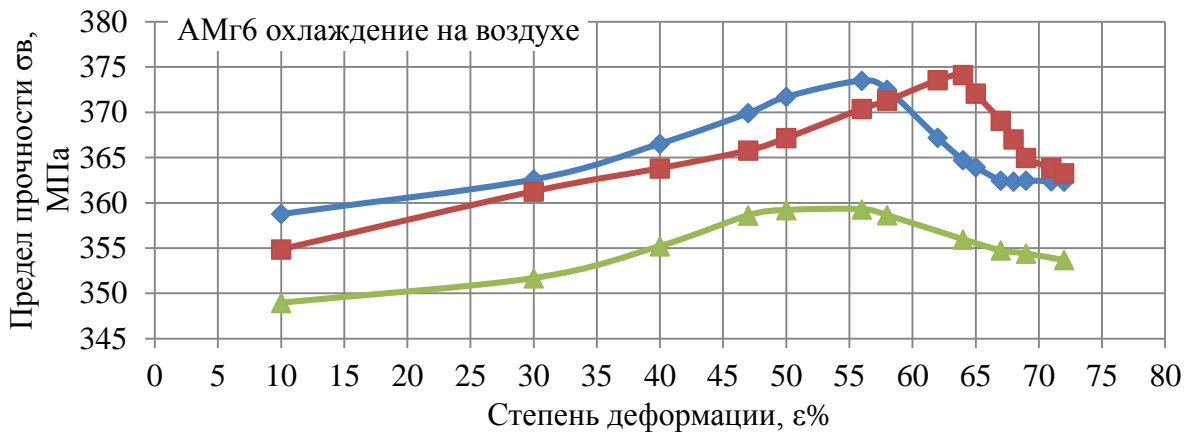


б)

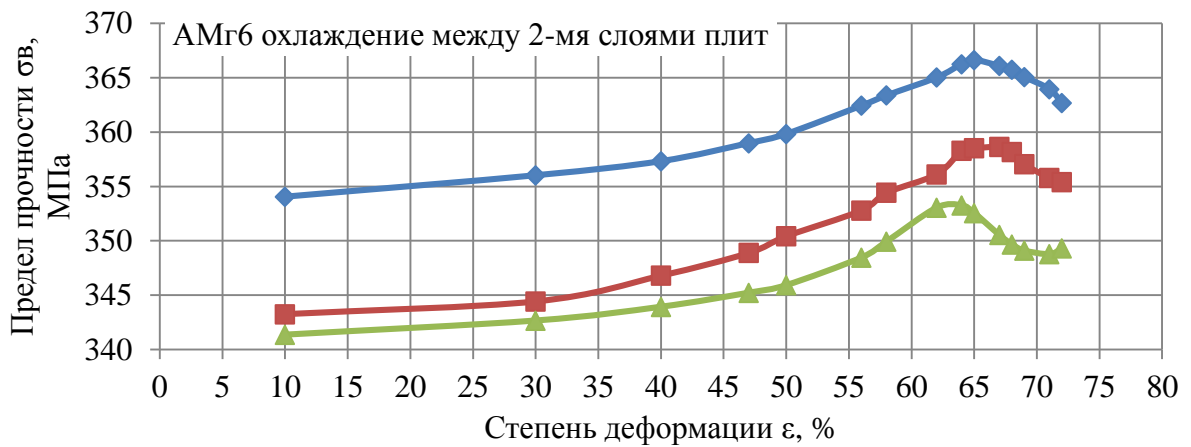


в)

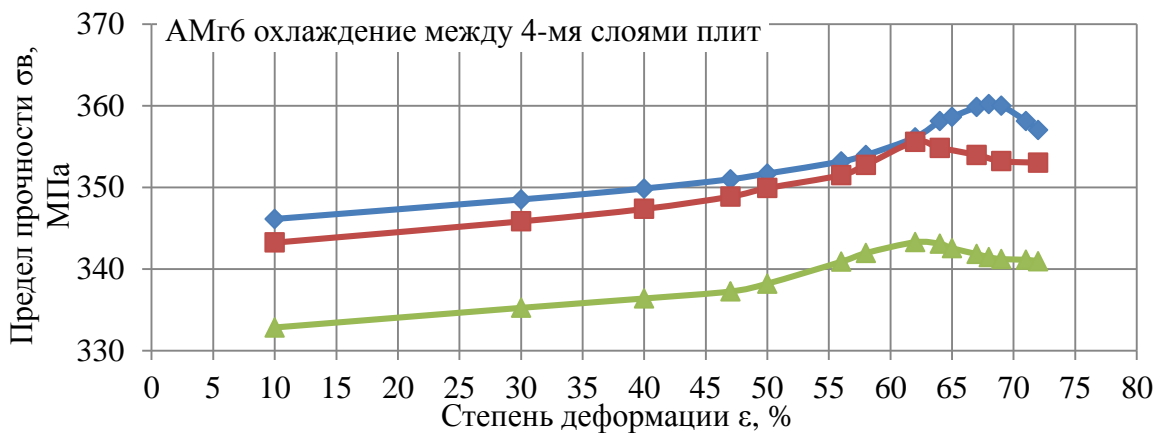
Рис.3.11. Величина предела прочности  $\sigma_v$  образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.



а)



б)



в)

—◆— 380°C —■— 450°C —▲— 520°C

Рис.3.12. Величина предела прочности  $\sigma_{\text{в}}$  образцов из сплава АМгб, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.



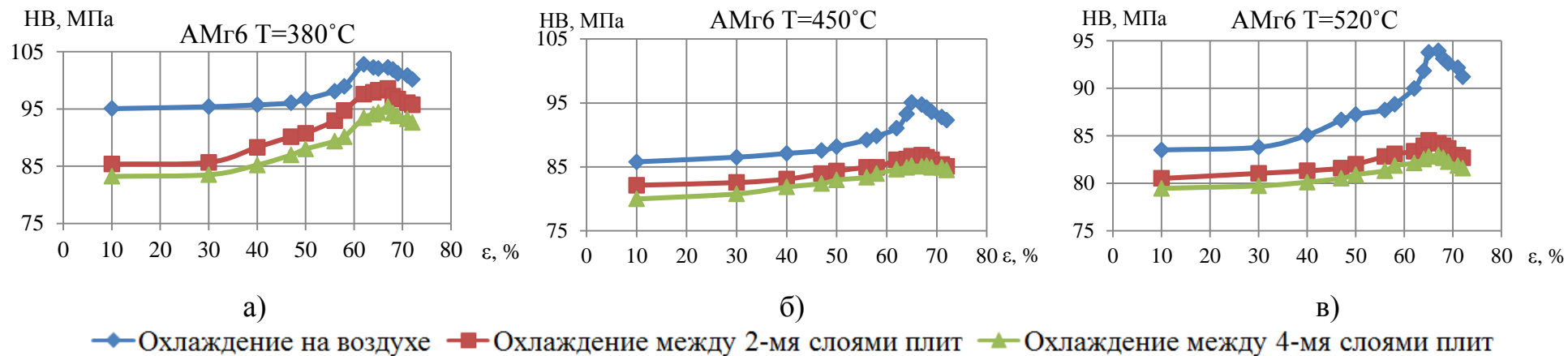


Рис.3.13. Величина твердости по Бринеллю образцов из сплава АМгб, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°С (а), 450°С (б), 520°С (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.

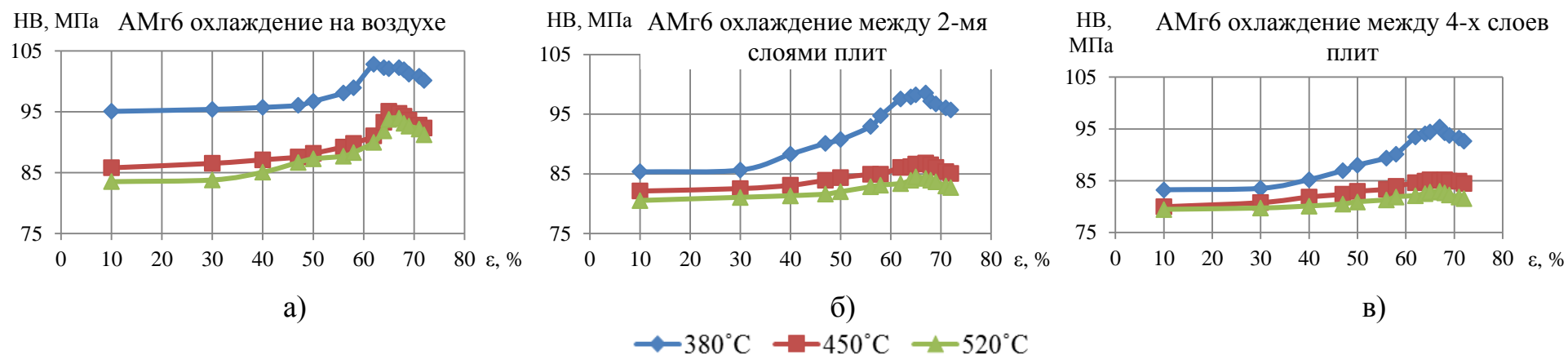


Рис.3.14. Величина твердости по Бринеллю образцов из сплава АМгб, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.

3. При достижении степени деформации  $\epsilon_{кр}=60-65\%$ , которая соответствует максимуму механических свойств, активно развиваются процессы разупрочнения (динамический возврат и рекристаллизация), показатели механических характеристик снижаются и кривая убывает.

Значение  $\epsilon_{кр}$  зависит от температуры деформирования и скорости охлаждения, чем меньше  $\epsilon_{кр}$ , тем больше скорость разупрочнения. Например, при деформировании образцов из сплава АМг6 при  $380^\circ\text{C}$   $\epsilon_{кр}$  составляет 56; 64 и 67% для образцов, охлажденных на воздухе, между 2-мя слоями плит и между 4-мя слоями плит соответственно.

Максимальные значения предела текучести, предела прочности и твердости в зависимости от температуры деформирования и режима охлаждения для сплава АМг6 приведены в таблице 3.2 и на рис.3.15.

Таблица 3.2

Механические свойства образцов из сплава АМг6

Т, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа			$\sigma_{в}$ , МПа			НВ, МПа		
	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит
380	212,2	205,6	198,3	373,5	366,6	359,8	102,8	98,6	95,4
450	198,7	187,1	186,3	364,1	358,6	353,6	95,1	86,8	85,2
520	178,9	169,8	163,5	354,8	353,3	343,3	93,9	84,5	85,9

Анализ таблицы и графиков показывает, что максимальные прочностные характеристики в рассматриваемом диапазоне температур достигаются в результате деформирования при температуре  $380^\circ\text{C}$  и быстром охлаждении (на воздухе), инициирующих горячий наклеп. Медленное охлаждение и повышение температуры деформирования способствуют протеканию процесса разупрочнения. Предел текучести образцов, обработанных при температуре  $380^\circ\text{C}$  и охлажденных на воздухе,

повышается на 48,7 МПа (22,9%), предел прочности – на 30,2 МПа (8,1%), а твердость – на 17,1 МПа (20%) по сравнению с соответствующими характеристиками образцов, деформированных при температуре 520°С и охлажденных между 4-мя слоями плит.

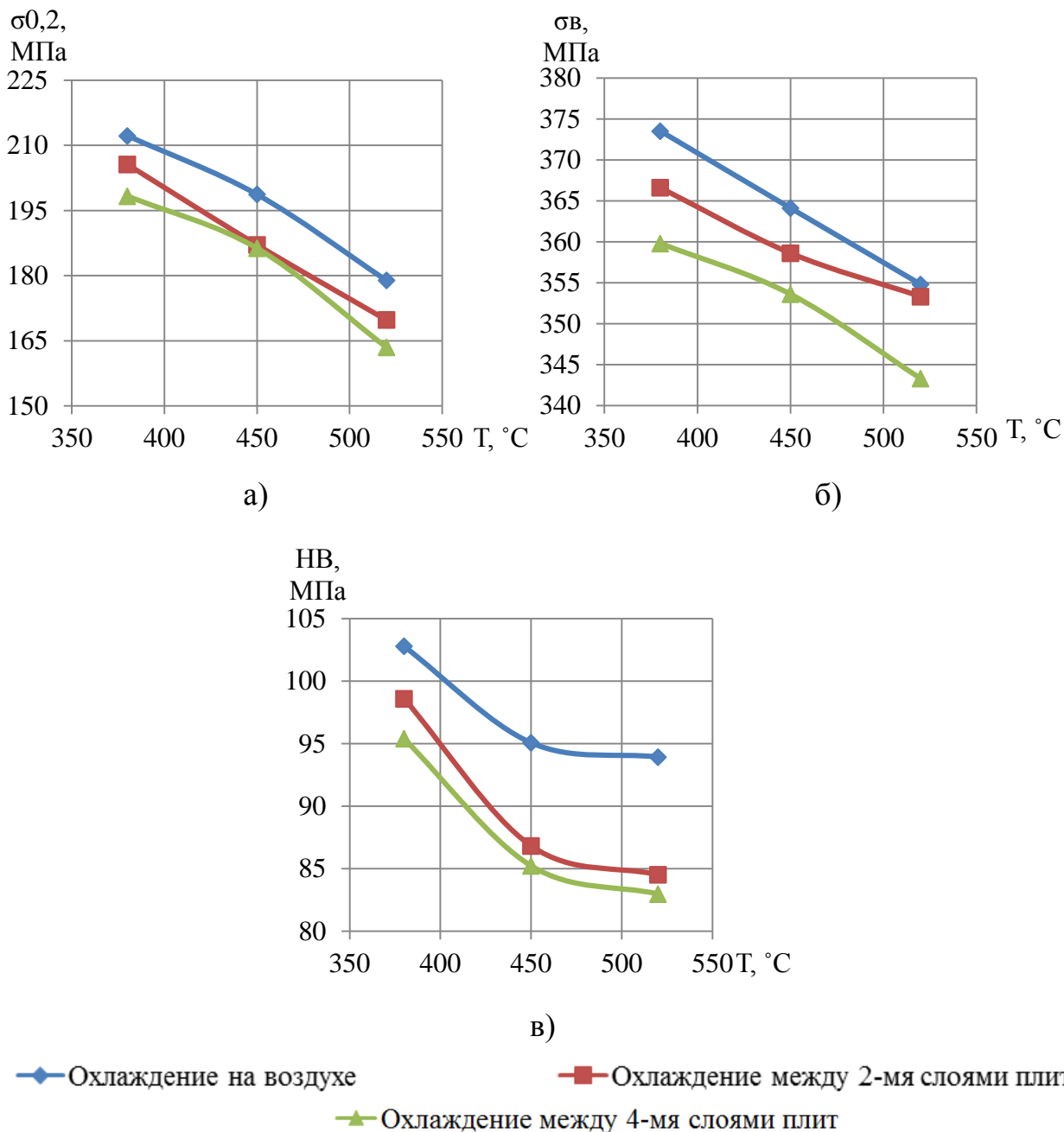


Рис.3.15. Максимальные значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (а), предела прочности  $\sigma_{в}$  (б) и твердости (в) образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой, в зависимости от температуры и условий охлаждения.

Первый режим обработки позволяет получать образцы в частично нагартованном состоянии, а второй – в частично отожженном. Следовательно, субструктурное упрочнение в нагартованном состоянии проявляется сильнее, чем в отожженном. Высокие показатели деформационного упрочнения сплава АМгб достигаются при 380°С. Повышение температуры деформирования и медленное последеформационное охлаждение снижают показатели упрочнения.

Величина разупрочнения тем выше, чем выше  $\sigma_{\max}$ , т.е. величина разупрочнения  $\Delta\sigma$  растет с понижением температуры (табл.3.3).

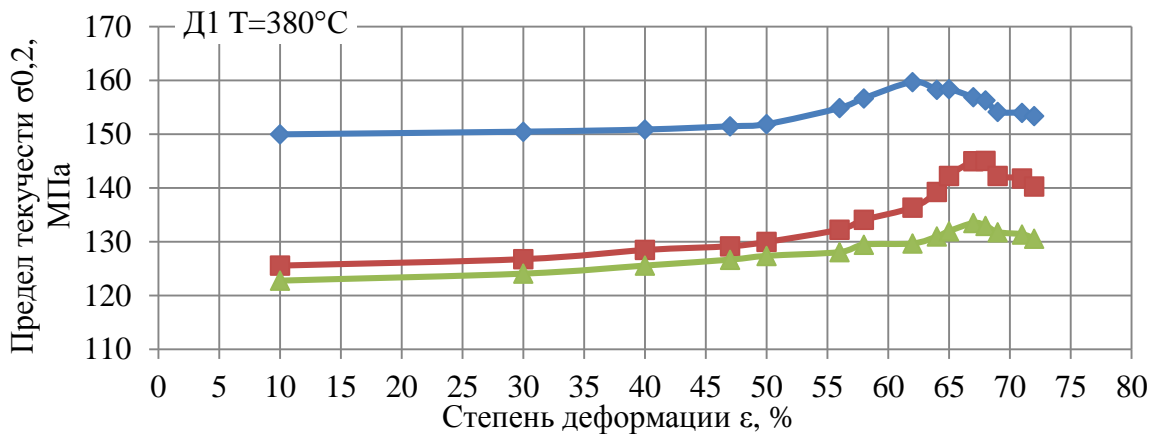
Таблица 3.3

Величина разупрочнения образцов из сплава АМгб

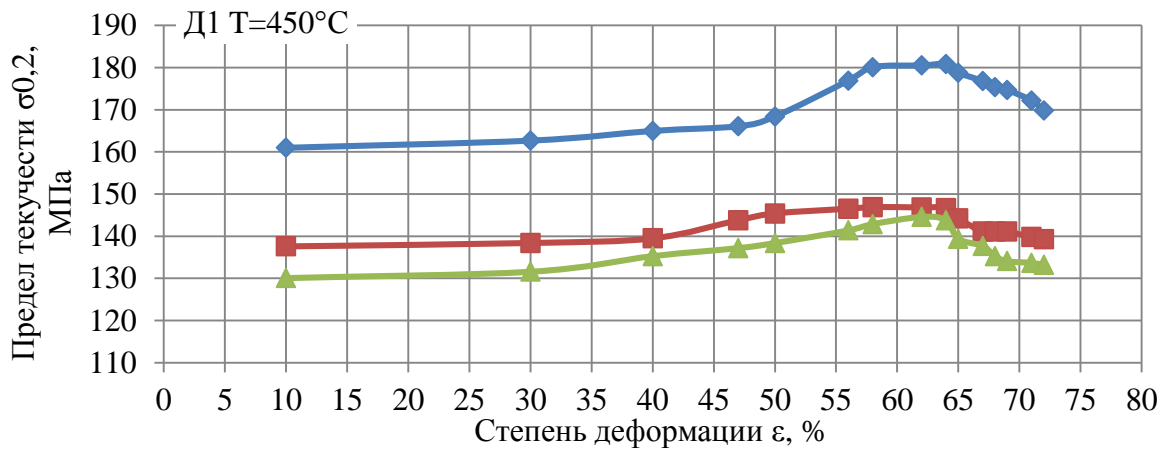
Т, °С	$\Delta\sigma_{0,2}$ , МПа			$\Delta\sigma_{\text{в}}$ , МПа		
	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит
380	16,1	8,8	7,4	11,4	4	3,2
450	11,6	8,3	7,3	10,9	3,2	2,7
520	6,3	4,8	2,8	5,6	3,9	2,3

Величина  $\Delta\sigma$  рассчитывалась для каждого случая как разность максимального значения предела текучести (прочности), полученного при данном режиме деформирования, и значения предела текучести (прочности) исследовательского образца, продеформированного при максимальной степени деформации (образец №15 на рис.3.7).

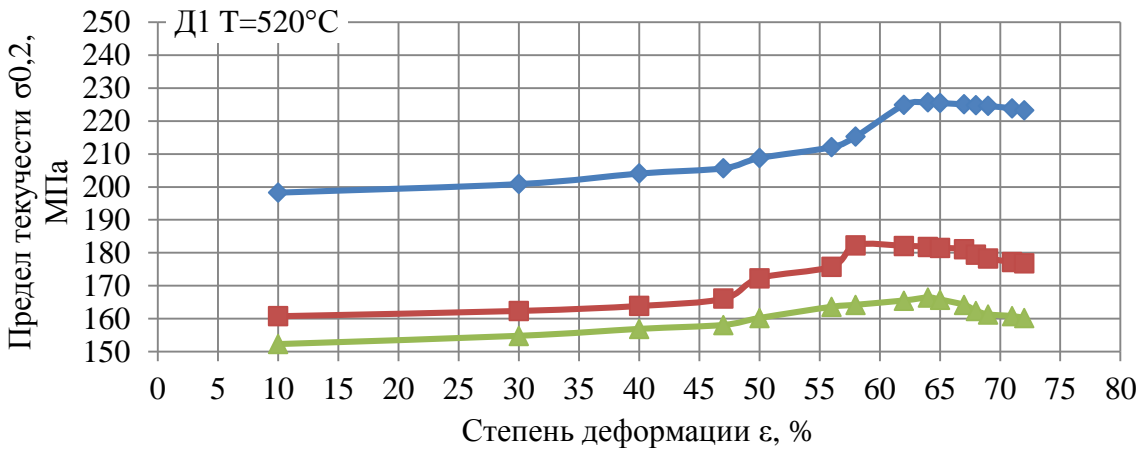
При деформировании образцов из сплава Д1 степень деформации оказывает меньшее влияние на уровень механических свойств (рис.3.16-3.21). Для предела прочности характер кривых близок к линейному и определяющими параметрами являются температура нагрева металла и скорость охлаждения.



а)



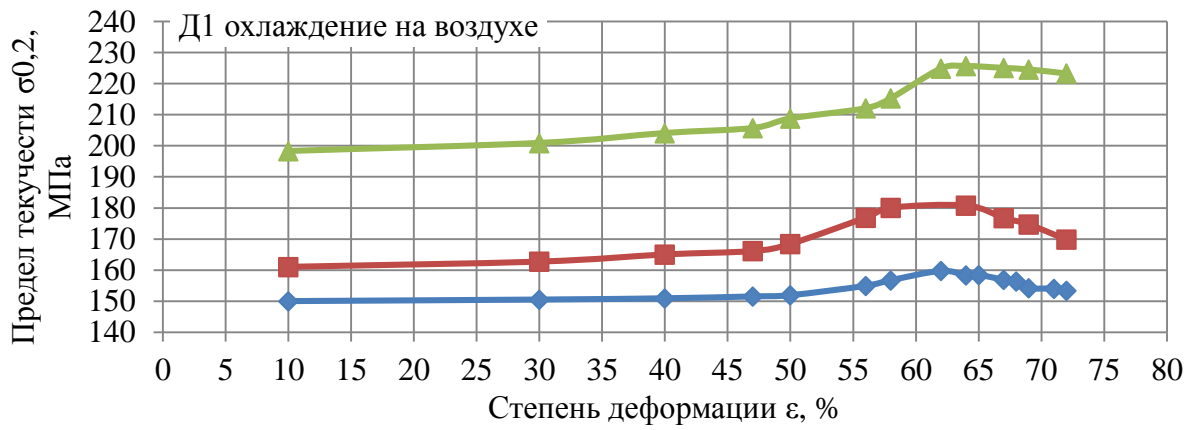
б)



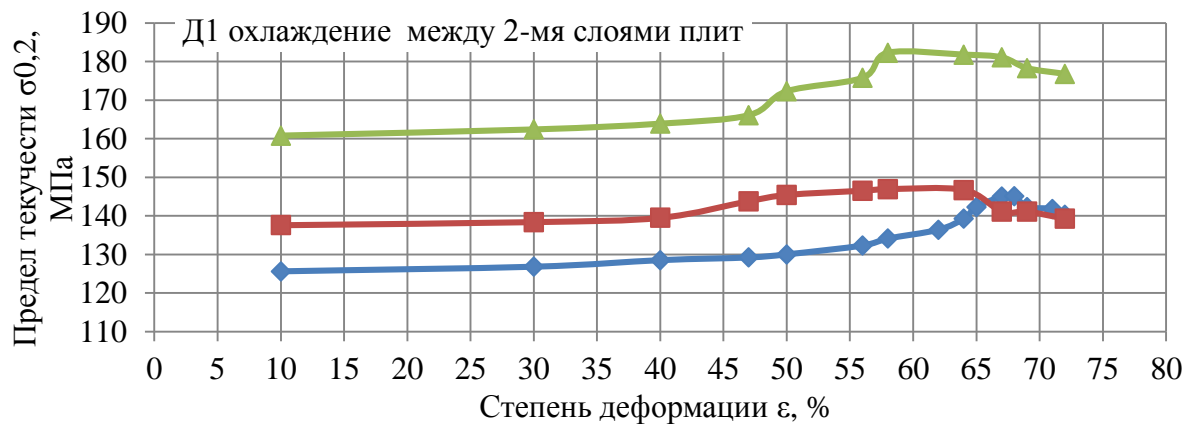
в)

- ◆ Охлаждение на воздухе
- Охлаждение между 2-мя слоями плит
- ▲ Охлаждение между 4-мя слоями плит

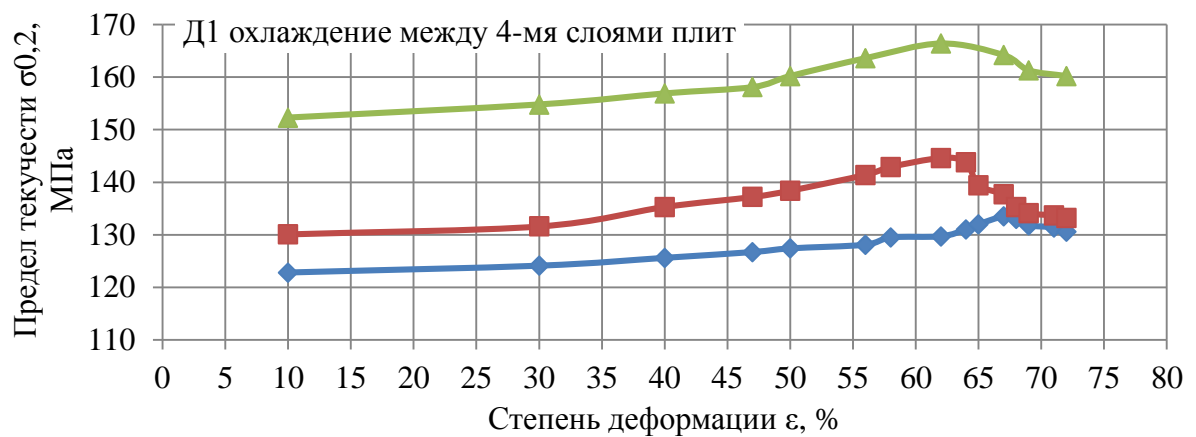
Рис.3.16. Величина предела текучести  $\sigma_{0,2}$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.



а)



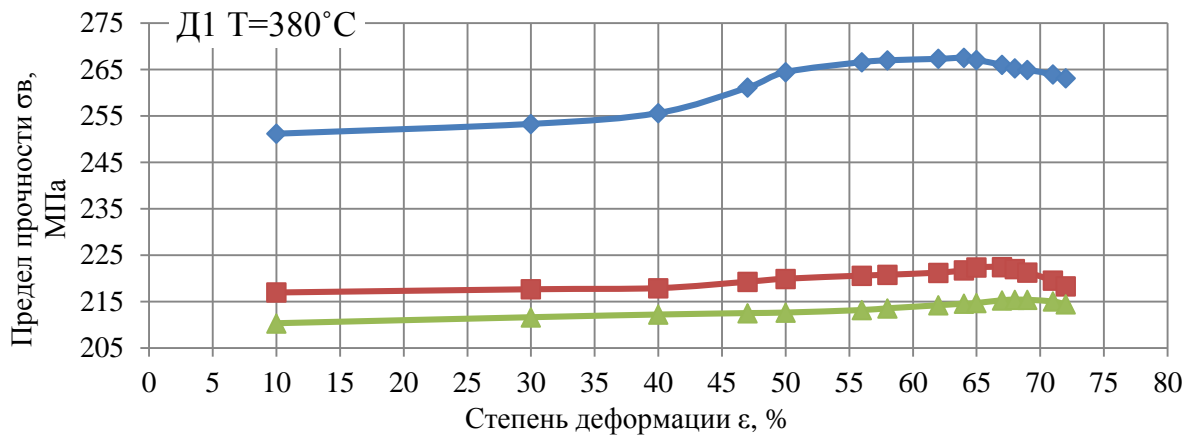
б)



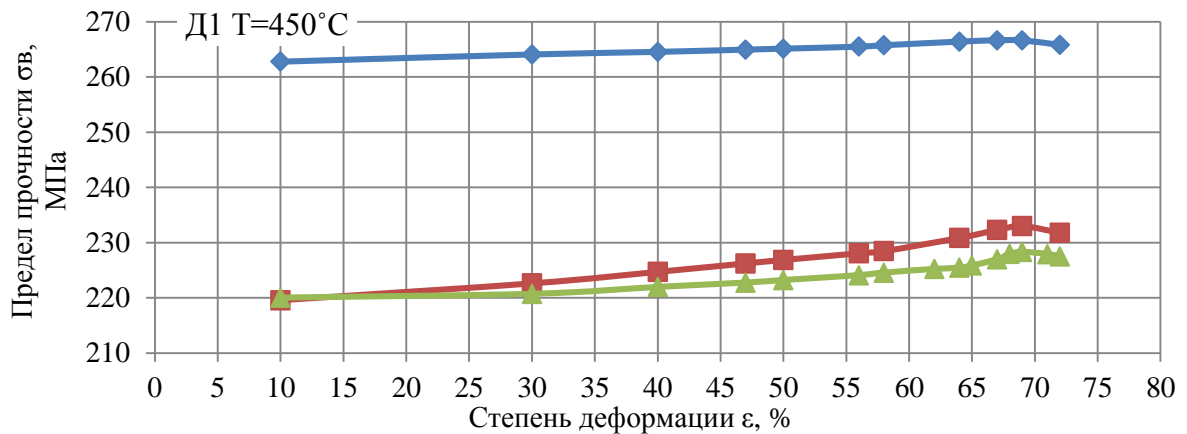
в)

—◆— 380°C —■— 450°C —▲— 520°C

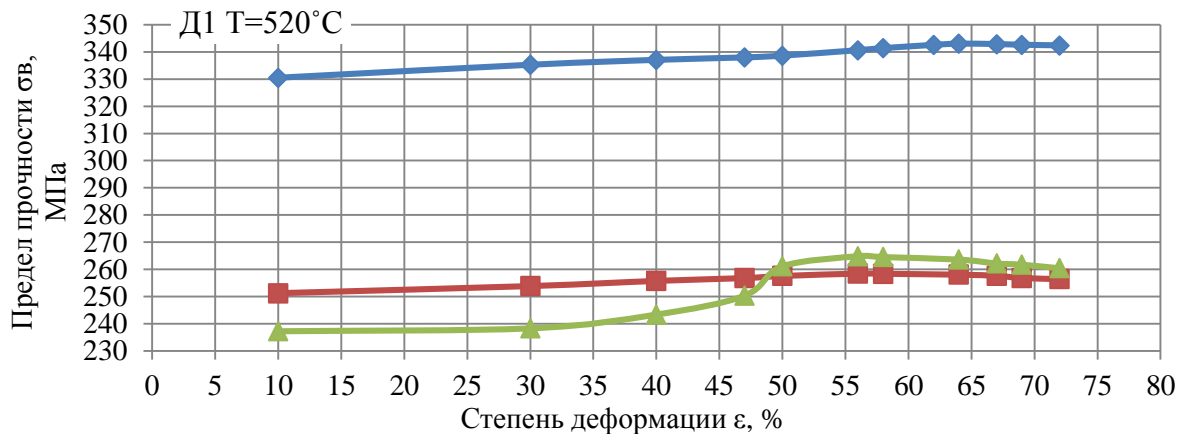
Рис.3.17. Величина предела текучести  $\sigma_{0,2}$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.



а)



б)



в)

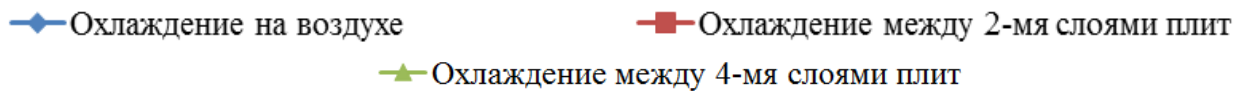
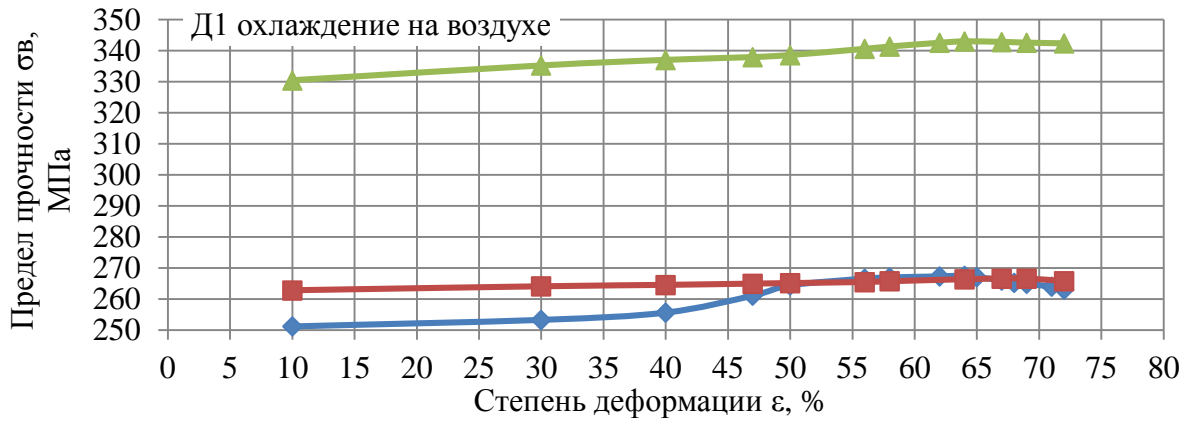
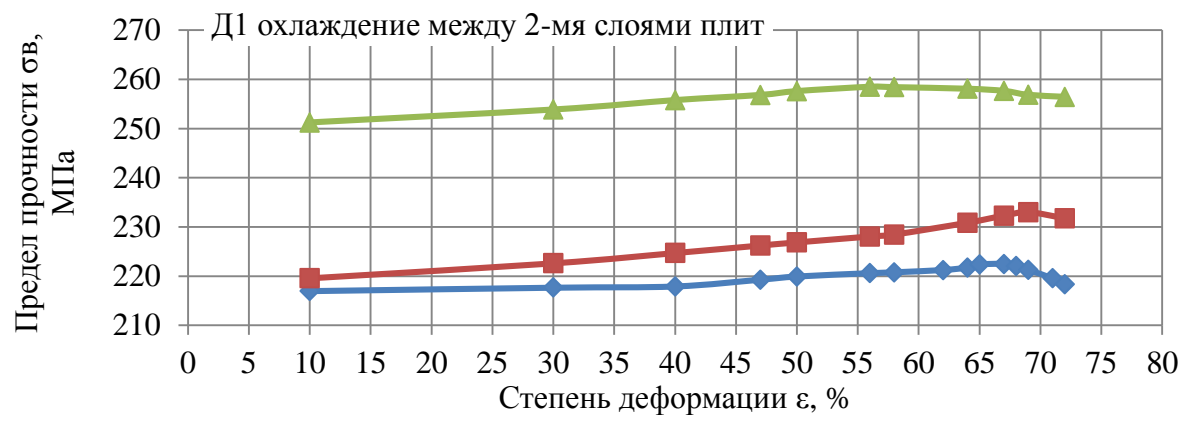


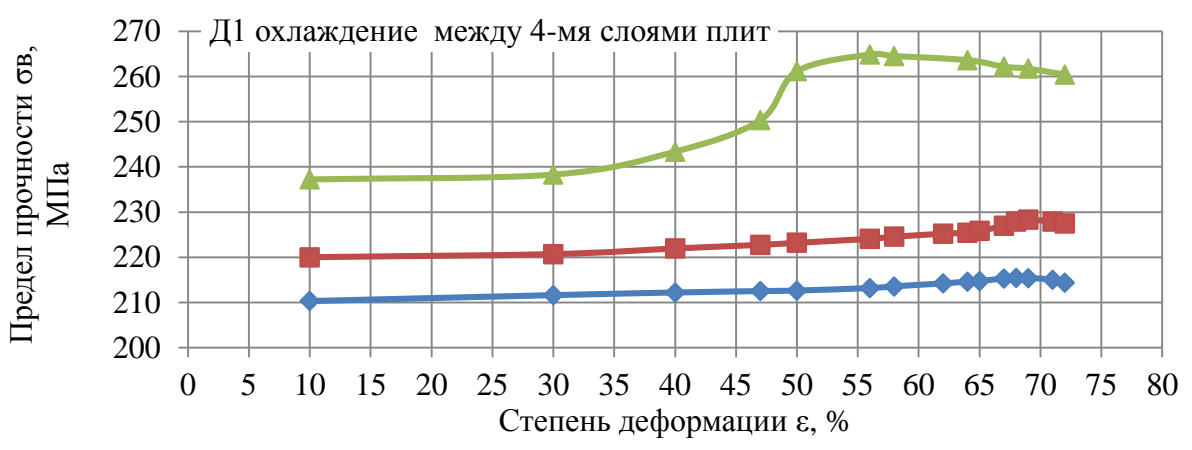
Рис.3.18. Величина предела прочности  $\sigma_B$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.



а)



б)



в)

◆ 380°C    ■ 450°C    ▲ 520°C

Рис.3.19. Величина предела прочности  $\sigma_v$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.



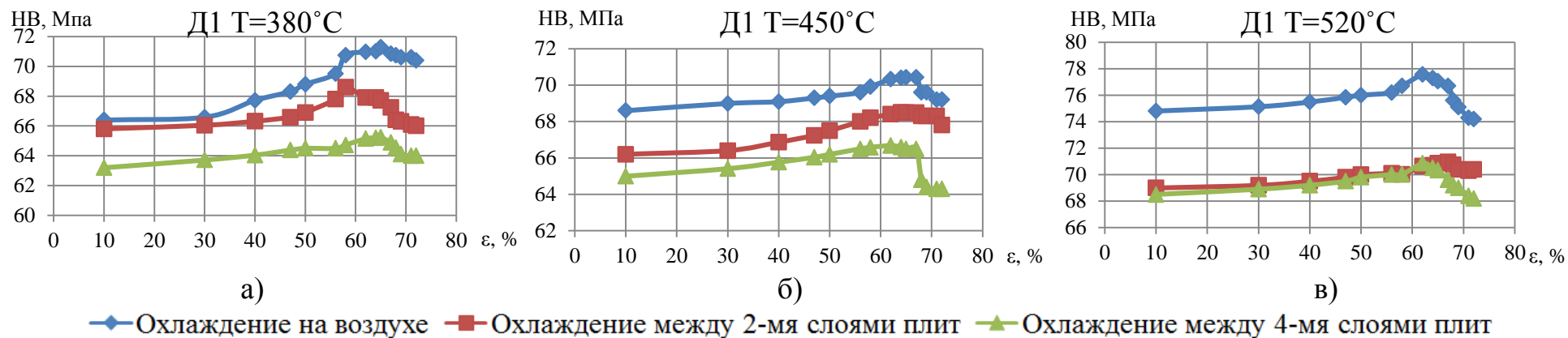


Рис.3.20. Величина твердости по Бринеллю образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.

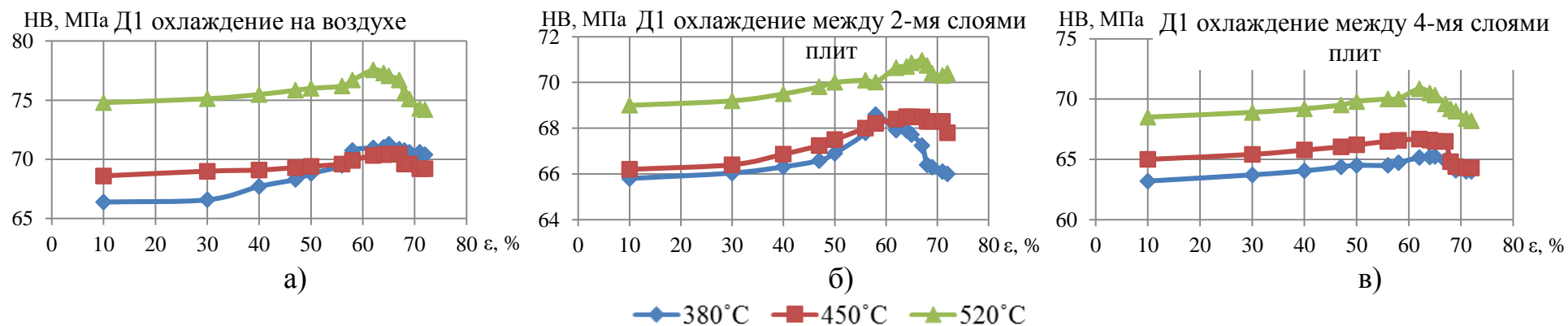


Рис.3.21. Величина твердости по Бринеллю образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры деформирования.

Изменения механических свойств от температурно-скоростных условий процесса деформирования для сплава Д1 имеют отличный характер от сплава АМгб. Так, максимальные значения достигаются при обработке при температуре 520°С и последующем охлаждении на воздухе.

Увеличение механических характеристик с ростом температуры объясняется тем, что сплав Д1 относится к термически упрочняемым алюминиевым сплавам. Максимальная прочность достигается после термической обработки – закалки и старения. Сплав Д1 подвергается закалке в воде с температуры 495-510°С с последующим естественным старением в течение 4 суток [61]. При закалке дуралюмина важно обеспечить высокую скорость охлаждения, поэтому температуру воды при закалке следует поддерживать в интервале 25-40°С. Применение такого режима термической обработки позволяет получать полуфабрикаты с временным сопротивлением порядка 420 МПа [13]. После закалки значительная часть фаз-упрочнителей растворяется, повышая легированность твердого раствора. Даже незначительный распад твердого раствора в процессе охлаждения с выделением интерметаллидных фаз по границам зерен снижает прочностные свойства.

В данном исследовании для учета изменения механических свойств в процессе старения испытания на разрыв проводились после вылеживания образцов в течении 10 суток, однако, максимальная прочность не была достигнута, поскольку не соблюдены строго регламентированные условия закалки полуфабрикатов из сплава Д1.

Повышение механических свойств в процессе естественного старения связано с образованием в решетке твердого раствора зон, обогащенных атомами меди - зон Гинье-Престона и выделением мелкодисперсной  $\theta$ -фазы [67]. С увеличением времени выдержки при повышенной температуре идет укрупнение, коагуляция уже выделившихся частиц и, как следствие, падение механических характеристик.

Таким образом, упрочнение сплава Д1 складывается из двух составляющих: субструктурное упрочнение и упрочнение, вызванное эффектом закалки и старения.

Максимальные значения предела текучести, предела прочности и твердости в зависимости от температуры деформирования и режима охлаждения для сплава Д1 приведены в таблице 3.4 и на рис.3.22.

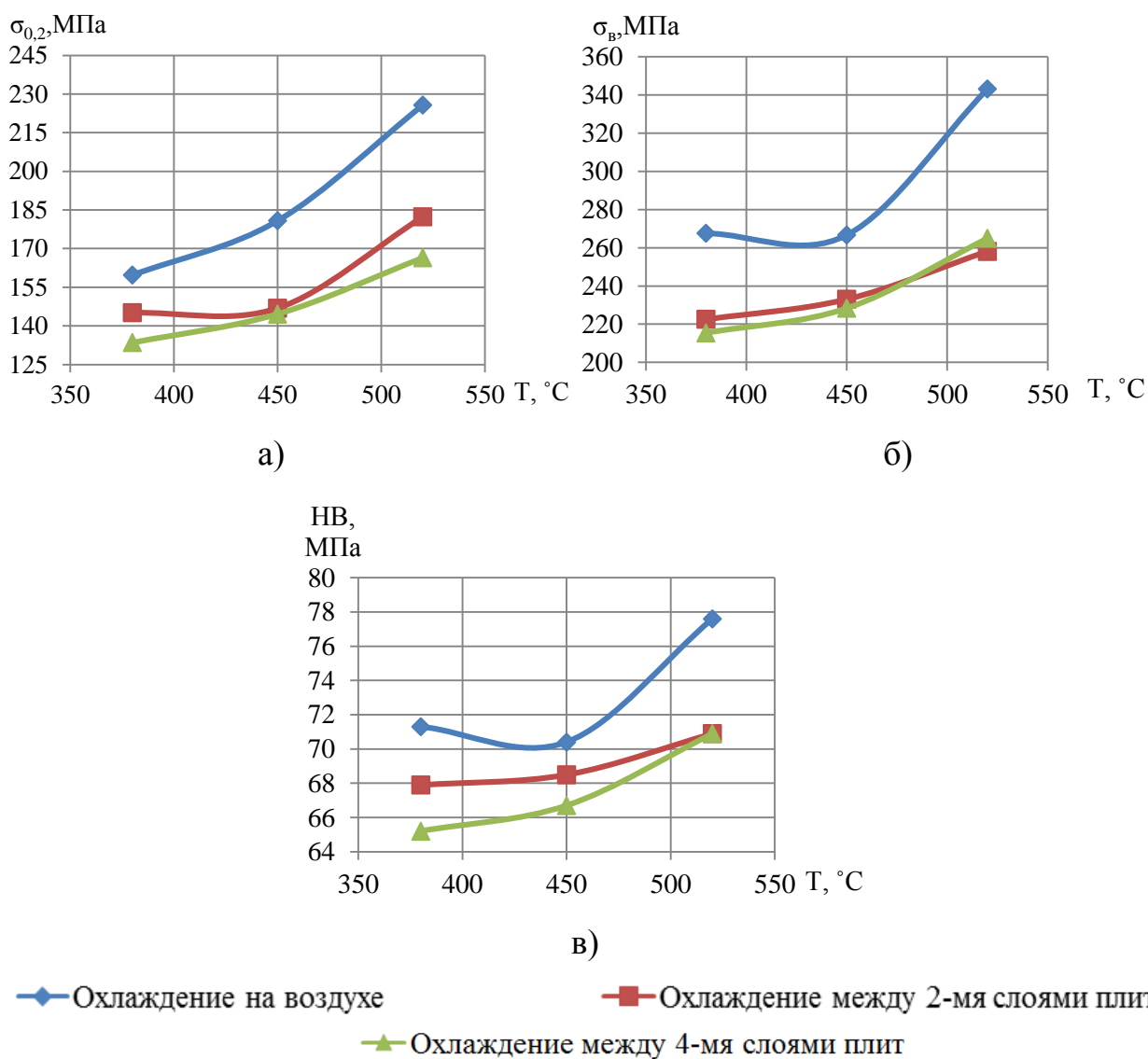


Рис.3.22. Максимальные значения предела текучести  $\sigma_{0.2}$  (а), предела прочности  $\sigma_{в}$  (б) и твердости (в) образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой, в зависимости от температуры и условий охлаждения.

Таблица 3.4

## Механические свойства образцов из сплава Д1

Т, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа			$\sigma_B$ , МПа			НВ, МПа		
	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит
380	159,7	145,1	133,5	267,6	222,5	215,4	71,3	67,9	65,2
450	180,8	146,9	144,6	266,7	233	228,3	70,4	68,5	66,7
520	225,7	182,3	166,4	343	258,1	264,9	77,6	70,9	70,9

Предел текучести естественно состаренных образцов ( $T = 520^\circ\text{C}$ , охлаждение на воздухе) повышается на 92,2 МПа (40,9%), предел прочности – на 127,6 МПа (37,2%), а твердость – на 12,4 МПа (19%) по сравнению с соответствующими характеристиками частично отожженных образцов ( $T = 380^\circ\text{C}$ , охлаждение между 4-мя слоями плит).

Величина разупрочнения образцов из сплава Д1, рассчитанная как и для сплава АМг6, определяется совместным влиянием температуры деформирования и условий нагрева. Так при  $380^\circ\text{C}$  величина разупрочнения уменьшается с уменьшением скорости охлаждения. При  $520^\circ\text{C}$  наблюдается противоположная зависимость (табл.3.5).

Таблица 3.5

## Величина разупрочнения образцов из сплава Д1

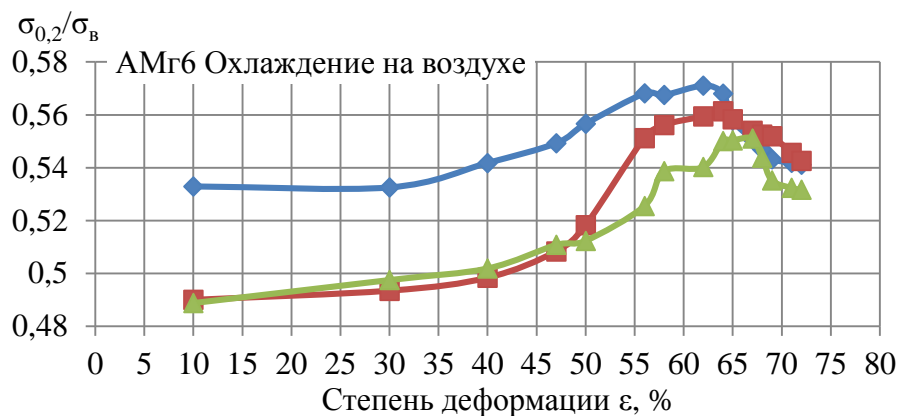
Т, °С	$\Delta\sigma_{0,2}$ , МПа			$\Delta\sigma_B$ , МПа		
	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит	воздух	2 слоя плит	4 слоя плит
380	6,3	4,8	2,9	4,5	4,2	1
450	11	7,6	11,4	0,8	1,2	0,8
520	2,4	5,5	6,2	0,6	2	4,4

Важной характеристикой конструкционных материалов является отсутствие охрупчивания в процессе эксплуатации. В результате действия повторяющихся нагрузок и наличия пластических деформаций в металле накапливаются остаточные напряжения из-за наклепа, исчерпывается запас пластичности и, как следствие, резко снижается надежность конструкции. Поэтому отношение предела текучести к пределу прочности, которое определяет величину запаса пластичности или, в общем случае, величину коэффициента безопасности, является важным показателем. Чем меньше это отношение, тем большую деформацию может выдержать материал без разрушения. Данное соотношение необходимо учитывать, особенно для деталей, работающих при повышенных температурах.

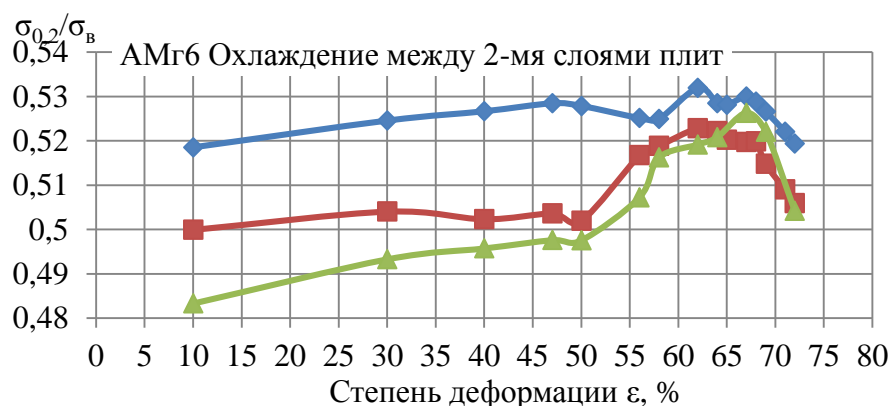
Для алюминиевых сплавов в отожженном состоянии отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  составляет порядка 0,5; а в естественно состаренном – (0,6-0,7) [63]. Характер изменения данного показателя в зависимости от степени деформации, температуры и условий охлаждения для образцов из сплавов АМгб и Д1 представлен на рис. 3.23-3.24 и 3.25-3.26 соответственно.

Увеличение степени деформации приводит к росту величины отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ , что обусловлено упрочнением сплавов при деформировании и снижением пластичности. Значения отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  достаточно хорошо коррелируются с данными по изменению предела текучести и предела прочности в зависимости от параметров процесса деформирования. Так, максимальное значение достигается при степени деформации 58-67%.

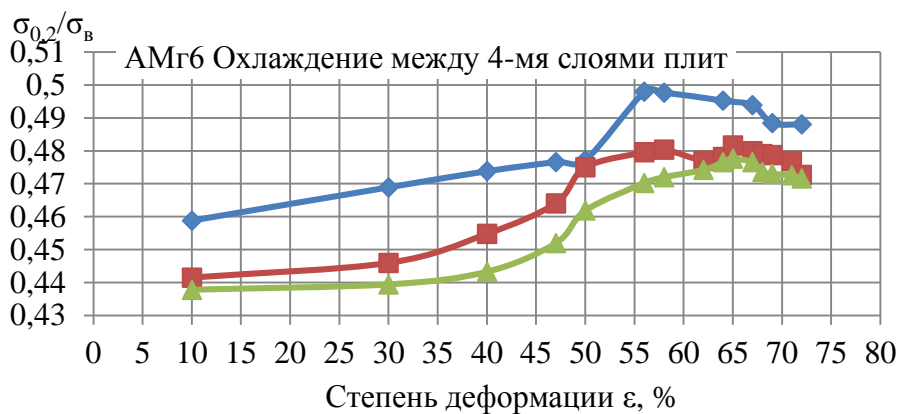
С ростом температуры отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  для сплава АМгб снижается. Наилучшие показатели пластичности в рассматриваемом диапазоне температур достигаются при 520°С и медленном охлаждении. Для данного режима деформирования отношение предела текучести к пределу прочности составляет 0,43-0,48.



а)



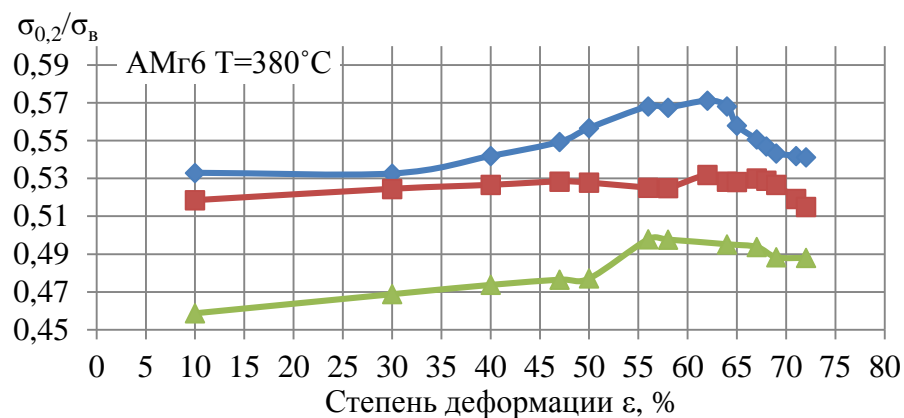
б)



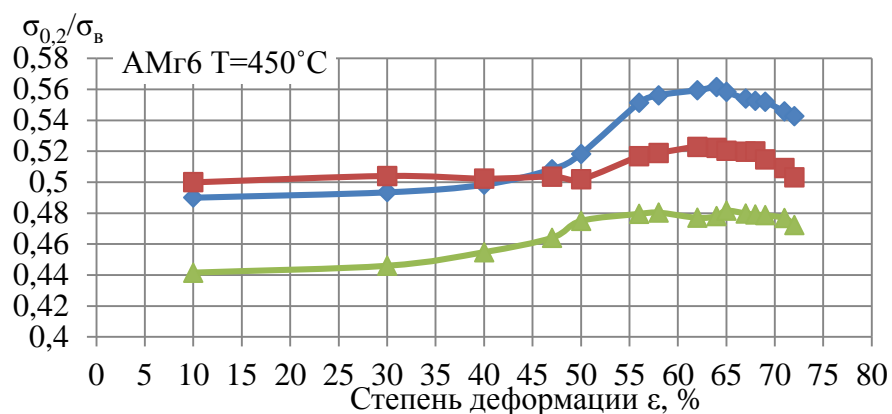
в)

◆ 380°C    ■ 450°C    ▲ 520°C

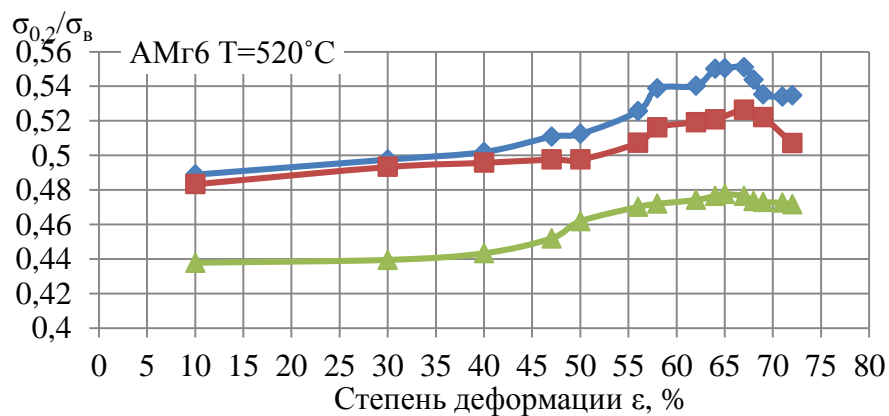
Рис.3.23. Величина отношения предела текучести к пределу прочности  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры.



а)



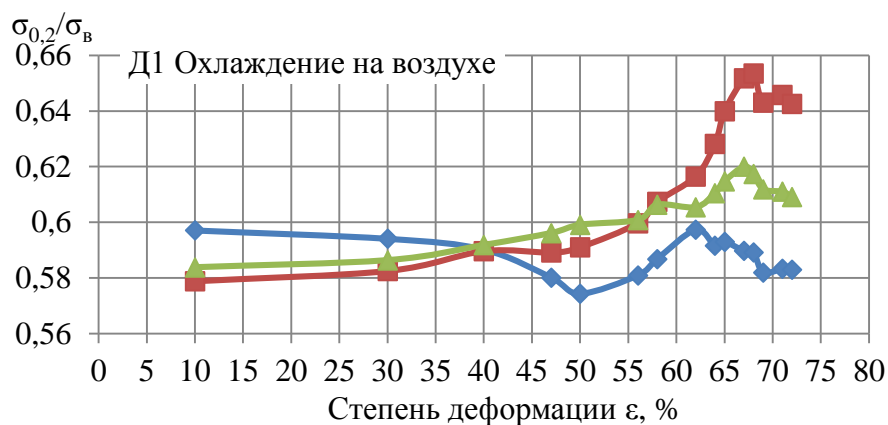
б)



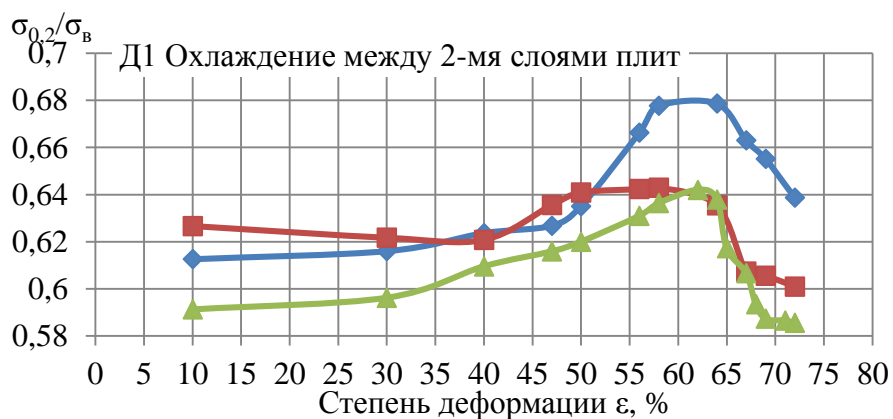
в)

- ◆ Охлаждение на воздухе
- Охлаждение между 2-мя слоями плит
- ▲ Охлаждение между 4-мя слоями плит

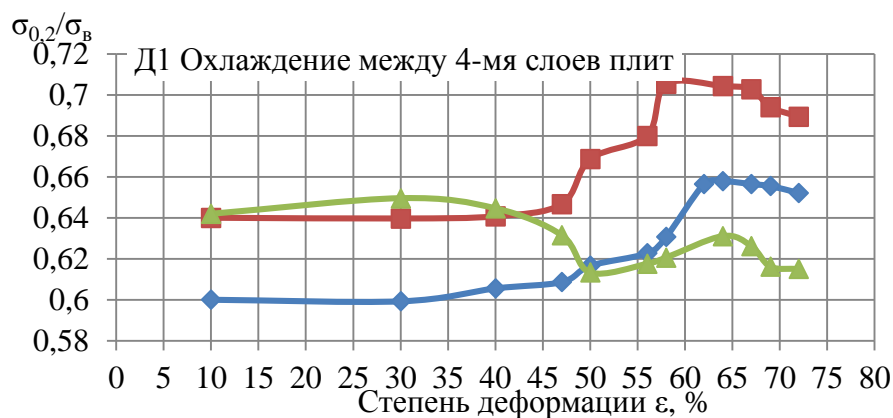
Рис.3.24. Величина отношения предела текучести к пределу прочности  $\sigma_{0,2} / \sigma_{\text{в}}$  образцов из сплава АМг6, деформированных продольной прокаткой при температуре 380°C (а), 450°C (б), 520°C (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.



а)



б)

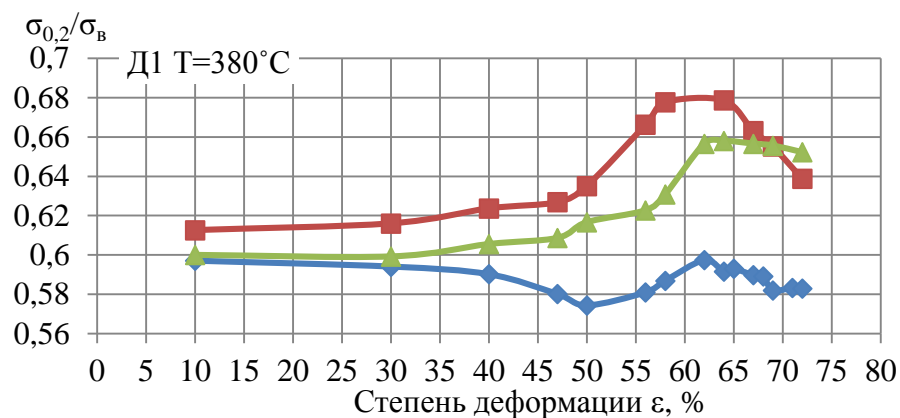


в)

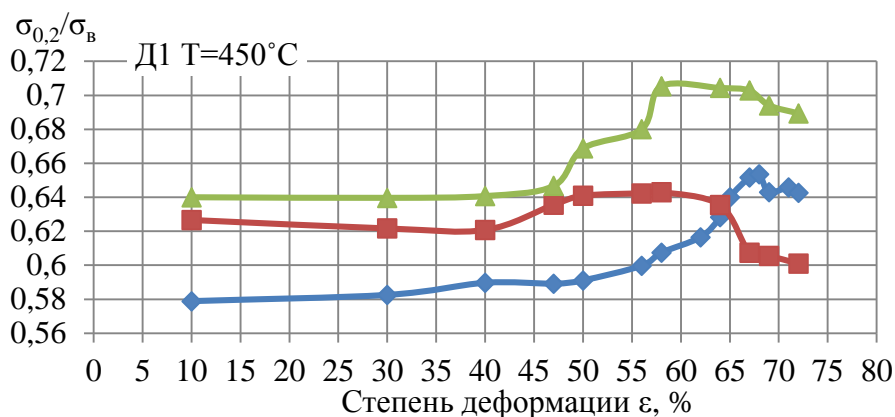
◆ 380°C    ■ 450°C    ▲ 520°C

Рис.3.25. Величина отношения предела текучести к пределу прочности  $\sigma_{0,2} / \sigma_{\text{в}}$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой и охлажденных на воздухе (а), между 2-мя слоями плит (б), между 4-мя слоями плит (в) в зависимости от степени деформации и температуры.

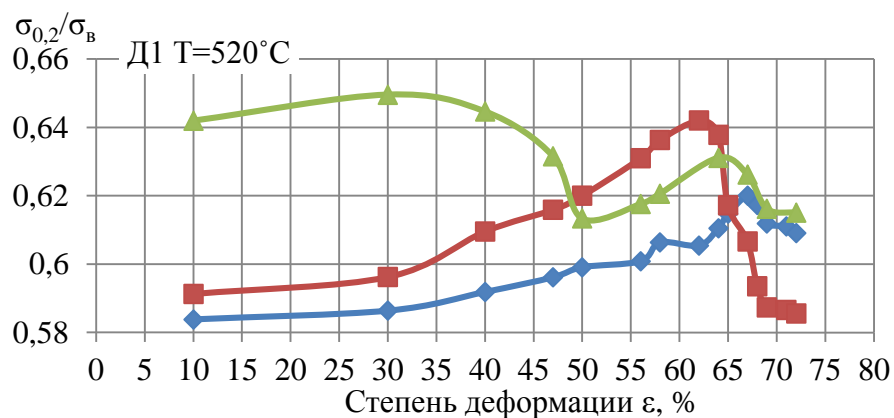




а)



б)



в)

- ◆ Охлаждение на воздухе
- Охлаждение между 2-мя слоями плит
- ▲ Охлаждение между 4-мя слоями плит

Рис.3.26. Величина отношения предела текучести к пределу прочности  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  образцов из сплава Д1, деформированных продольной прокаткой при температуре  $380^\circ\text{C}$  (а),  $450^\circ\text{C}$  (б),  $520^\circ\text{C}$  (в) в зависимости от степени деформации и условий охлаждения.

Для сплава Д1 наилучшие показатели пластичности достигаются в результате деформирования при 380°С и быстром охлаждении. С повышением температуры отношение  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  возрастает и пластичность падает вследствие упрочнения образцов в процессе старения.

Рассмотрев влияние напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий деформирования на механические свойства алюминиевых сплавов, необходимо оценить характер влияния указанных факторов на формирование структуры в процессе пластического течения металла.

### 3.2.2. Влияние напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий процесса деформирования на формирование структуры сплавов.

Одной из наиболее важных и менее изученных сторон горячей деформации является взаимосвязь структурных изменений и НДС. При охлаждении после горячей деформации вследствие неустойчивости сформированной структуры возможно протекание статических процессов разупрочнения, которые оказывают значительное влияние на механические свойства и, следовательно, структуру полуфабриката.

Исследование структуры материала клиновых образцов из сплавов Д1 и АМгб показало зонный характер их деформационной проработки. Структура деформированных образцов из исследуемых сплавов, наблюдаемая в микроскопе при увеличении до 500, состояла из матрицы сплава и включений избыточных фаз. В зависимости от напряженно-деформированного состояния, температуры нагрева, величины деформационного разогрева, захлаживания в местах контакта заготовки и инструмента и скорости охлаждения количество и размер этих включений различается в каждом конкретном сечении. Помимо указанных факторов причиной неоднородности структуры может быть неоднородность материала

исходной заготовки и большое количество интерметаллидов в сплаве, что приводит к появлению в клиновом образце случайно расположенных областей с высокой плотностью частиц. Также изменение объемного количества избыточных фаз может быть обусловлено изменением содержания основных легирующих элементов в пределах марочного состава сплавов [83].

При деформировании происходит дробление зерен и вытягивание их в направлении наиболее интенсивного течения металла. Одновременно происходит вытягивание скоплений интерметаллидов и межкристаллитных прослоек, содержащих неметаллические включения, образуя, так называемую, полосчатость макроструктуры. При прокатке вытягивание в продольном направлении и сжатие в высотном направлении приводят к появлению строчечности на продольных и поперечных шлифах. Характер распределения строчечности оказывает влияние на уровень механических свойств [84, 85, 86], поскольку при больших пластических деформациях волокнистая структура наблюдается даже при условии, когда температура деформирования превышает температуру начала рекристаллизации.

Помимо зеренного строения на уровень механических свойств оказывает влияние состояние твердого раствора, который в зависимости от параметров обработки может находиться на разных стадиях распада и иметь различную дисперсность интерметаллидных фаз [83, 87, 88, 89]. В процессе деформирования и медленного охлаждения возможно выделение из твердого раствора частиц вторичных фаз, замедляющих процесс рекристаллизации. Распад пересыщенного твердого раствора в процессе деформирования и медленного охлаждения приводит к закреплению границ зерен дисперсными фазами, в результате чего рекристаллизация осуществляется лишь за счет роста в материнское зерно, рост в соседнее зерно зародыша становится невозможным [30]. На формирование зародышей рекристаллизации оказывает влияние коалесценция субзерен, предполагающая наличие неустойчивых границ.

Из поперечных образцов, вырезанных по схеме, указанной на рис. 3.7, после механических испытаний в месте разрыва изготовлены шлифы для металлографических исследований.

Микроструктура алюминиевого сплава АМг6 характеризуется значительным количеством дисперсных продуктов распада (рис.3.27-3.29). Несмотря на высокую растворимость магния в алюминии (17,4% при 450°C и 1,4% при 20°C), из-за неравновесных условий кристаллизации неизбежным является выделение  $\beta$ -фазы ( $Mg_2Al_3$ ), образующей с твердым раствором эвтектическую систему [66]. Стабильные частицы  $\beta$ -фазы даже при высоких степенях деформации остаются недеформированными [66, 17], так как они не когерентны с матрицей и обладают повышенной прочностью.

$\beta$ -фаза ( $Mg_2Al_3$ ) выделяется в виде непрерывных цепочек, ориентированных в направлении прокатки по плоскостям скольжения. В соответствии с законом наибольшей энтропии [17], материал зерна при получении внешней энергии стремится повысить свою упорядоченность, вытесняя разного рода дефекты и примеси, тем самым образуя границы. Коагуляция  $\beta$ -фазы по границам зерен приводит к значительному повышению осмотического давления (до сотен ат), что является причиной возникновения вокруг пограничной зоны повышенной плотности упрочняющих металл дислокаций [90, 91].

Микроструктура образцов из сплава АМг6 в поперечном сечении после деформации при температуре 380°C и последующем охлаждении на воздухе, между 2-мя слоями плит и между 4-мя слоями плит представлена на рис. 3.27, 3.28 и 3.29 соответственно.

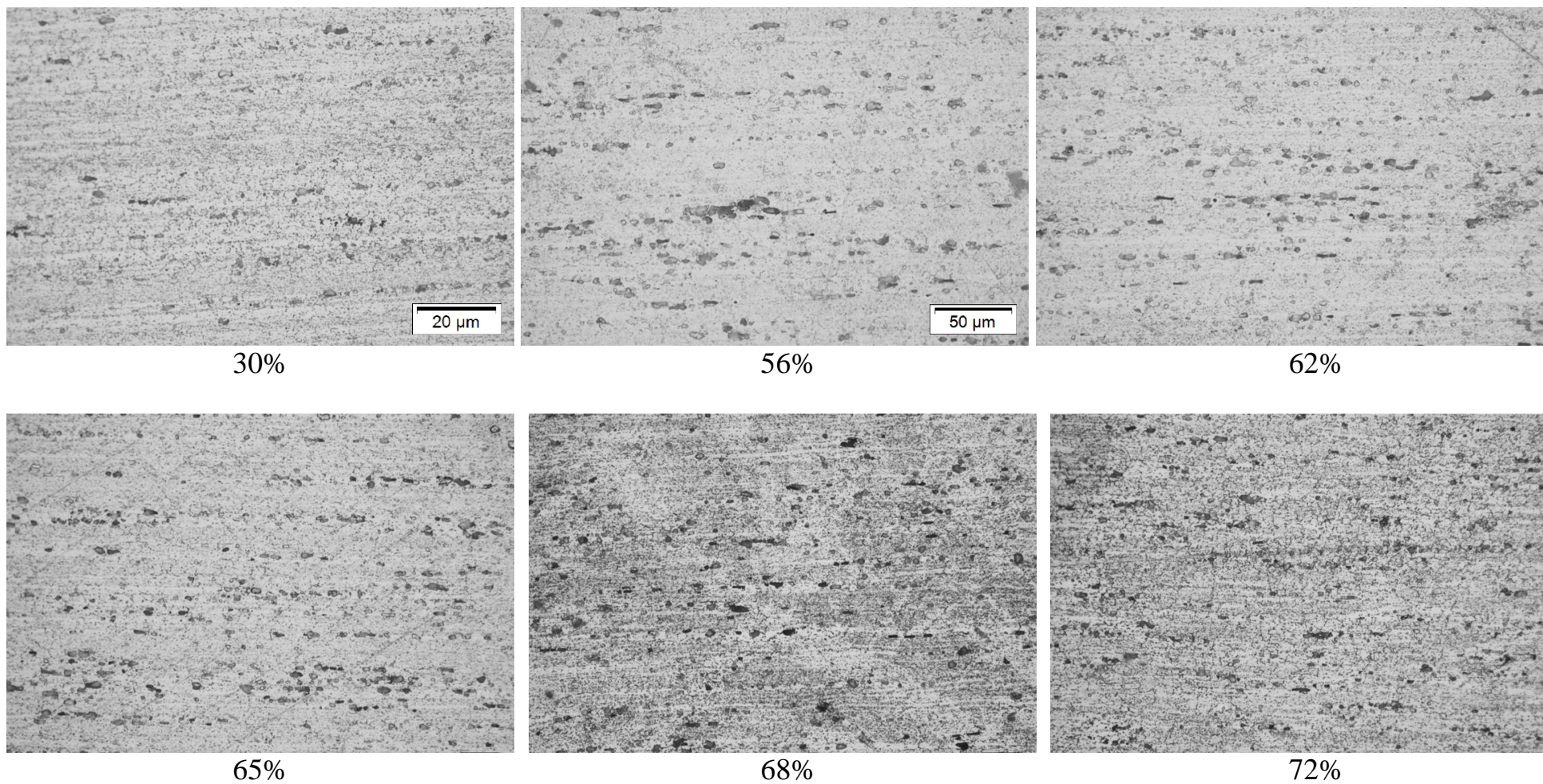


Рис.3.27. Микроструктура образцов из сплава АМг6 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения на воздухе (x200).

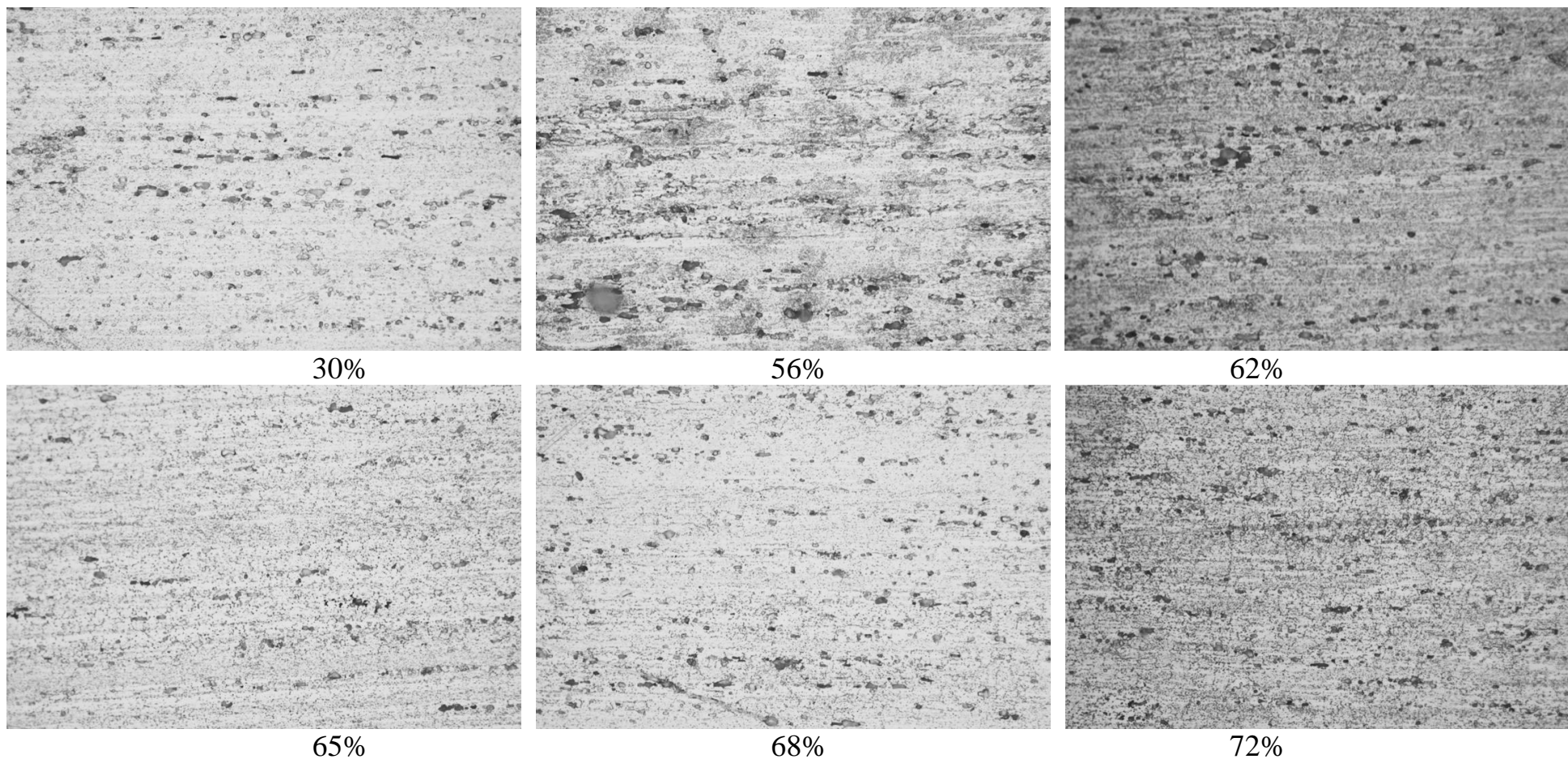
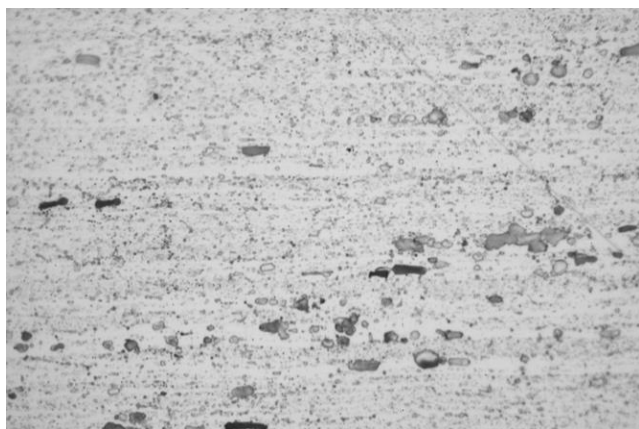
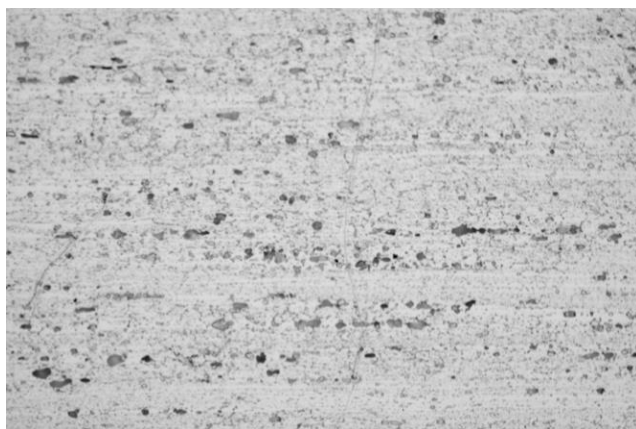


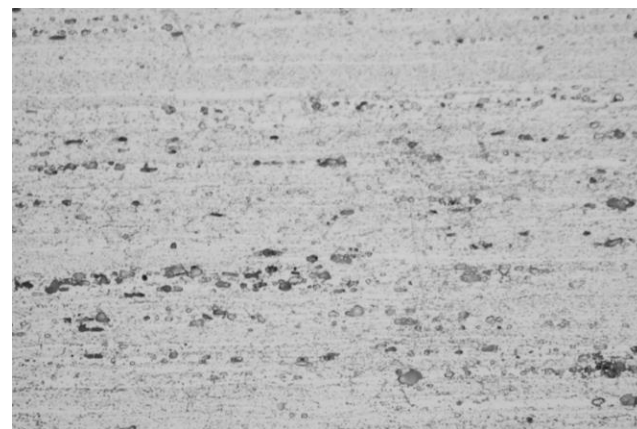
Рис.3.28. Микроструктура образцов из сплава АМг6 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения между 2-мя слоями плит (x200).



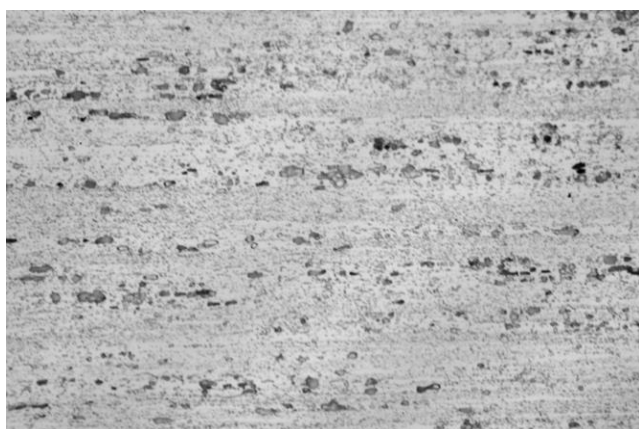
30%



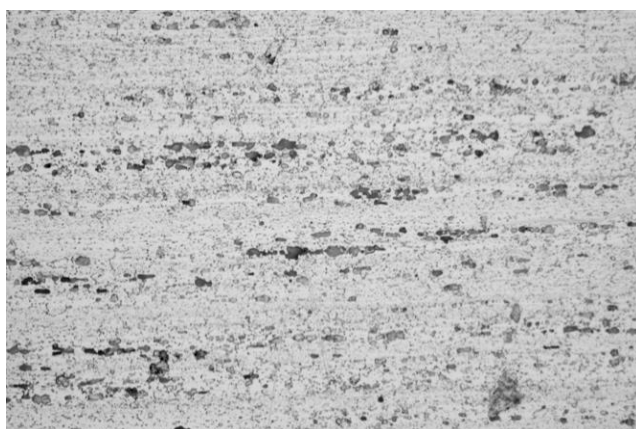
56%



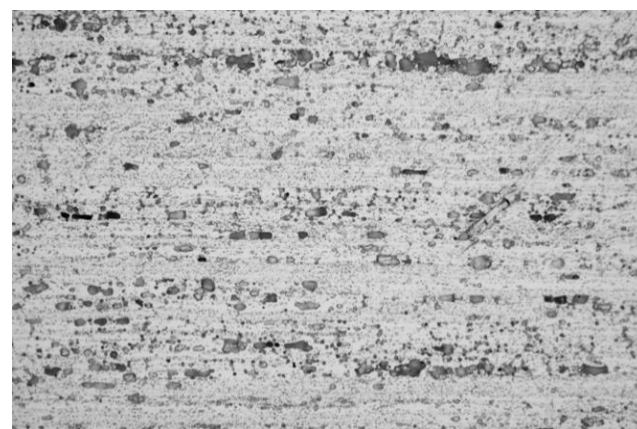
62%



65%



68%



72%

Рис.3.29. Микроструктура образцов из сплава АМг6 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения между 4-мя слоями плит (x200).

Морфология скоплений  $\beta$ -фазы зависит от режима деформирования. В области малых деформаций строчки интерметаллидов более узкие с меньшей плотностью частиц. С ростом степени деформации наблюдается интенсивное развитие строчечности с более высокой плотностью частиц. Различия в структуре определяются не только достигнутой степенью деформации, но и преобладанием межзеренного (рекристаллизационного) или внутризеренного (дефрагментационного) механизма деформации [91]. При малых степенях деформации реализуется внутризеренный механизм, поскольку приграничные участки зерен имеют значительную неоднородность по составу и искажение кристаллической решетки, пластический сдвиг на этих участках требует повышенной величины сдвигающего напряжения по сравнению с напряжением при сдвиге атомов в самом зерне. С ростом величины напряжения и деформационного разогрева может наблюдаться межзеренная деформация, при которой происходит интенсивное развитие строчечности вследствие ламинарного течения выделений  $\beta$ -фазы и коагуляция выделившейся фазы по границам зерен. Наибольший разброс коагулированной  $\beta$ -фазы наблюдается в областях с хорошей проработкой структуры при степени деформации 56-62%, что объясняется наибольшим деформационным разогревом в данной области.

Увеличение степени деформации приводит к преобладанию процесса разупрочнения, облегчается диффузия атомов как внутри кристаллитов, так и по границам зерен, что способствует уменьшению химической неоднородности и снятию повреждений, возникающих по границам зерен в результате межкристаллитной деформации. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению величины рекристаллизованного зерна [30], расстояние между строчками уменьшается.

С ростом температуры увеличивается подвижность атомов, облегчающая объединение соседних зерен в процессе рекристаллизации, что приводит к относительному увеличению размеров рекристаллизованных зерен при всех степенях деформации. Следовательно, при сохранении ярко



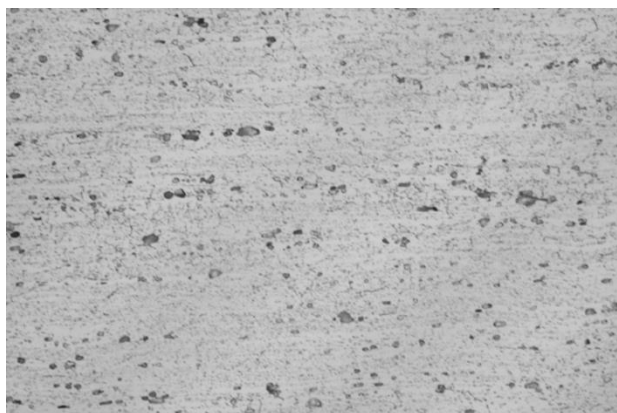
выраженной строчечности, расстояние между строчками увеличивается (рис.3.30-3.31).

Уменьшение скорости охлаждения приводит к получению более гетерогенной структуры, так как в процессе медленного охлаждения интерметаллиды выделяются из твердого раствора в форме крупных скоплений. Строчки интерметаллидов становятся шире, происходит коагуляция выделившихся фаз.

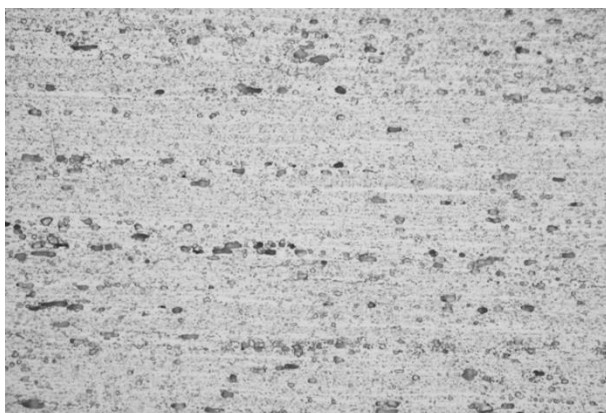
Наличие крупных хрупких включений  $\beta$ -фазы ( $Mg_2Al_3$ ) снижает механические свойства сплава и может привести к трещинообразованию при обработке давлением. В процессе деформирования дефекты и примеси вытесняются к микропустотам границ, где скорость диффузии значительно превосходит внутризеренную скорость диффузии. Поэтому даже при концентрациях примесей  $\approx 0,1...1,0\%$  масс в микрообъемах материала заготовки с повышенным уровнем энергии создаются условия, способствующие ускоренному его разрушению [92, 93, 94].

Морфология выделений фаз  $\theta$  ( $CuAl_2$ ) и  $S$  ( $Al_2MgCu$ ) в сплаве Д1 аналогична морфологии  $\beta$ -фазы в сплаве АМг6 (рис.3.32-3.34). Плотность строчек и частиц в строчках возрастает с увеличением степени деформации. При степени деформации до 55-58% наблюдается ярко выраженная строчечность расположения интерметаллидных включений в направлении прокатки. При деформации 62-67% в условиях значительного деформационного разогрева деформация происходит по межзеренному механизму.

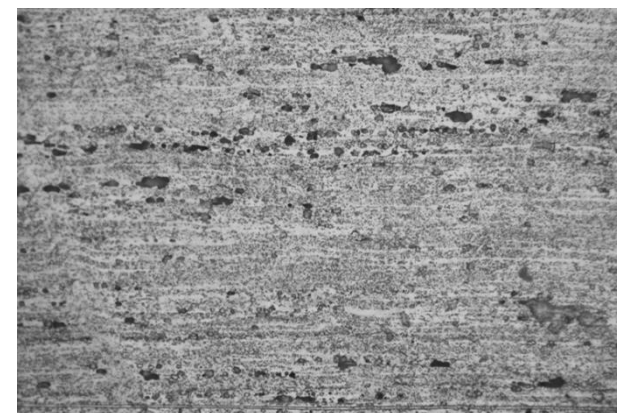
Помимо параметров деформирования на структуру полуфабрикатов из сплава Д1 оказывает влияние степень распада твердого раствора, которая зависит от субзеренной структуры. Так, с одной стороны, диффузионные процессы замедляются вследствие уменьшения концентрации закалочных вакансий. С другой стороны, субграницы являются местом облегченной диффузии и зарождения новой фазы [95, 96]. В общем случае, процессы старения ускоряются под воздействием субзеренной структуры.



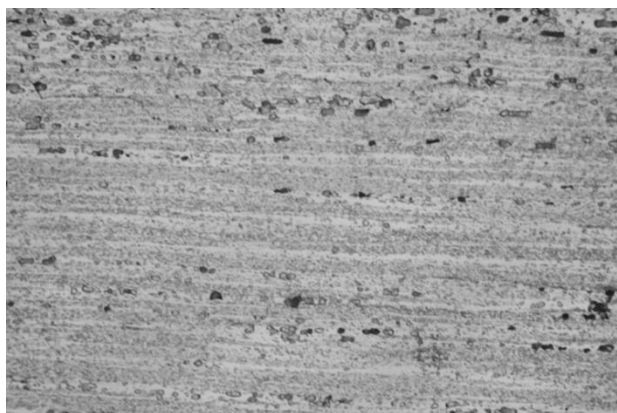
30%



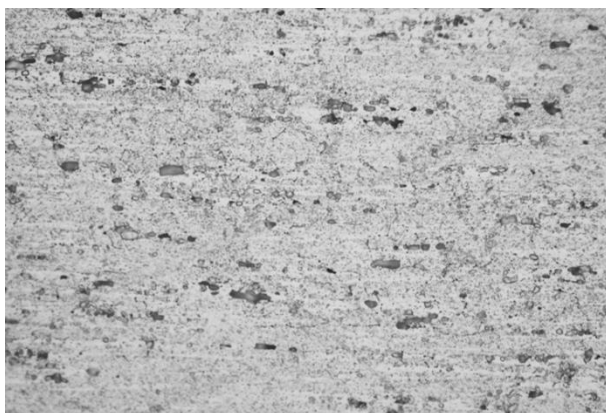
56%



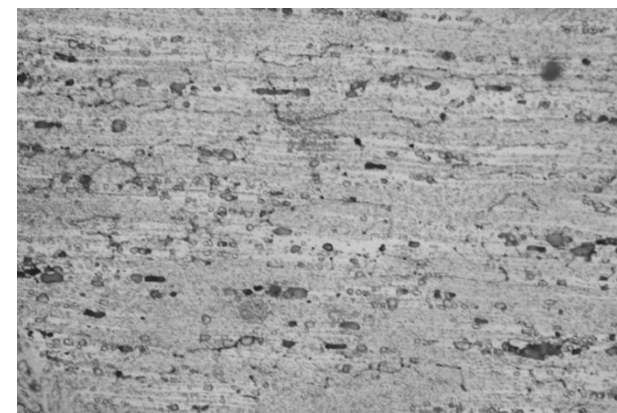
62%



65%

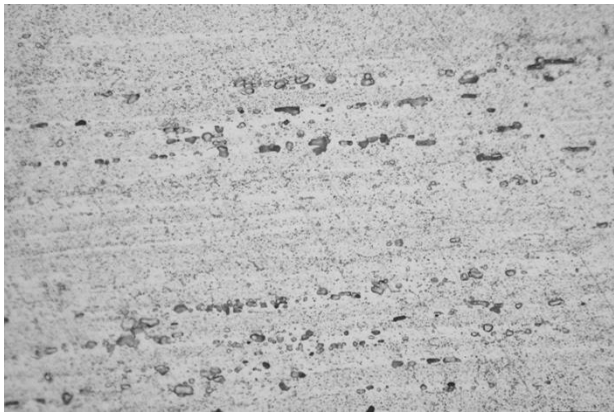


68%

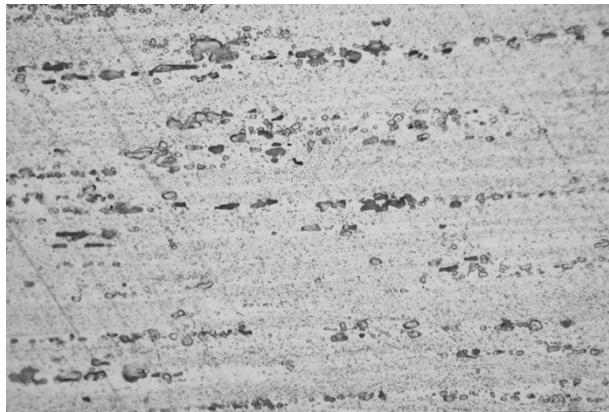


72%

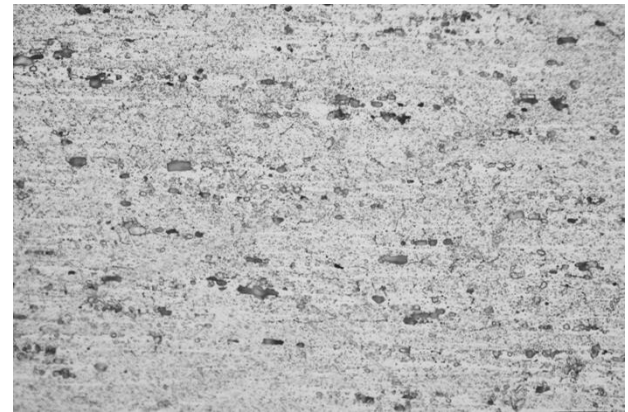
Рис.3.30. Микроструктура образцов из сплава АМг6 при различной степени деформации после прокатки при температуре 520°С и охлаждения на воздухе (x200).



30%



56%



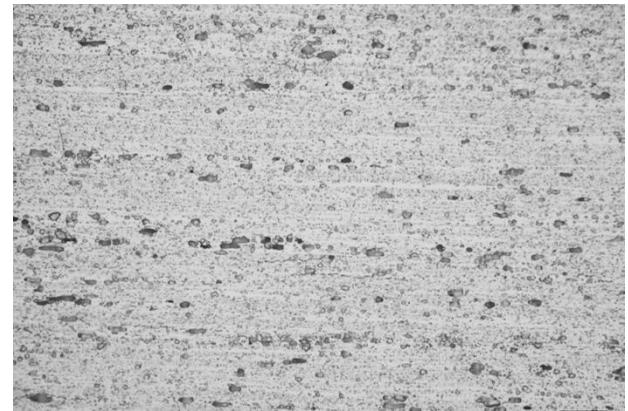
62%



65%

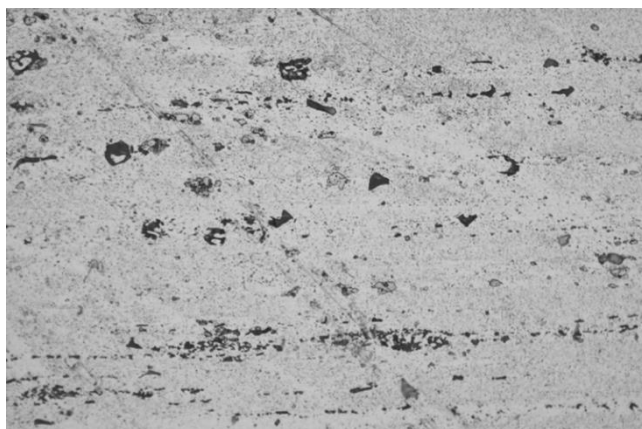


68%



72%

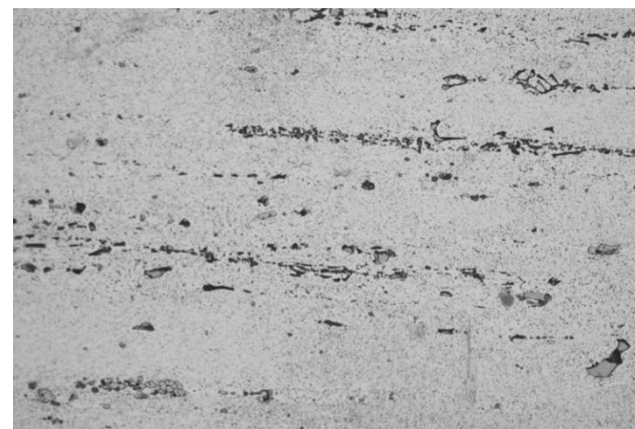
Рис.3.31. Микроструктура образцов из сплава АМг6 при различной степени деформации после прокатки при температуре 520°С и охлаждения между 2-мя слоями плит (x200).



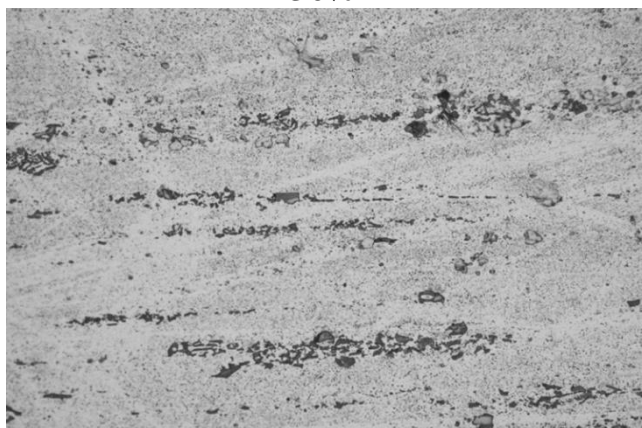
30%



56%



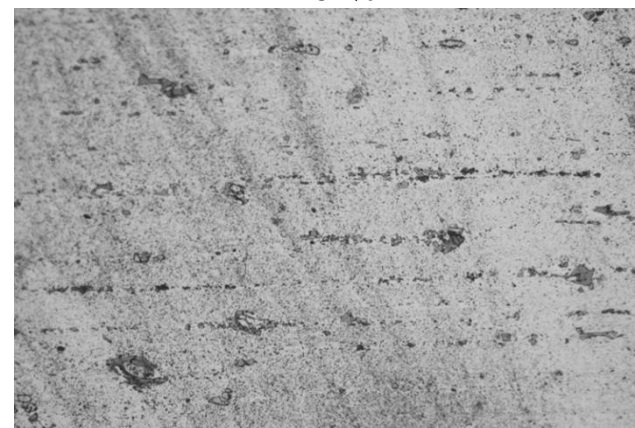
62%



65%



68%



72%

Рис.3.32. Микроструктура образцов из сплава Д1 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения на воздухе (x200).

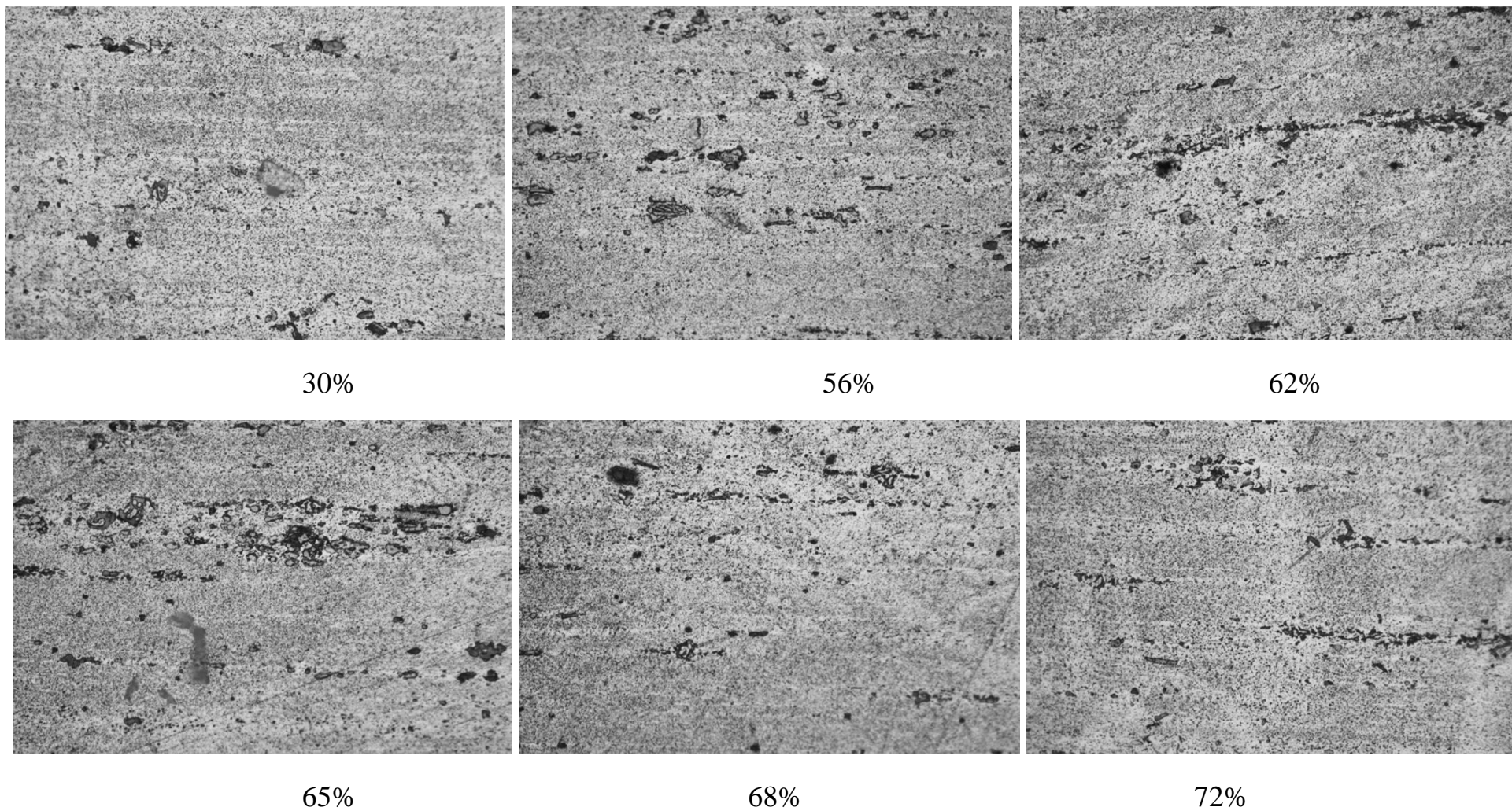
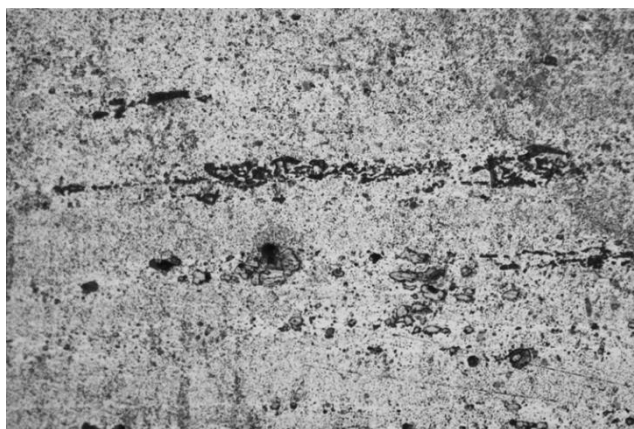


Рис.3.33. Микроструктура образцов из сплава Д1 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения между 2-мя слоями плит (x200).



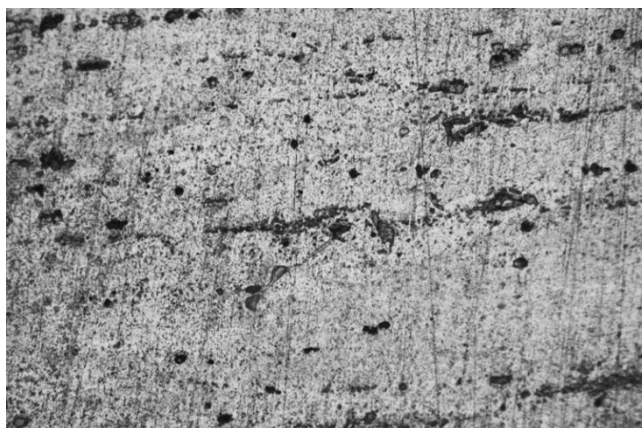
30%



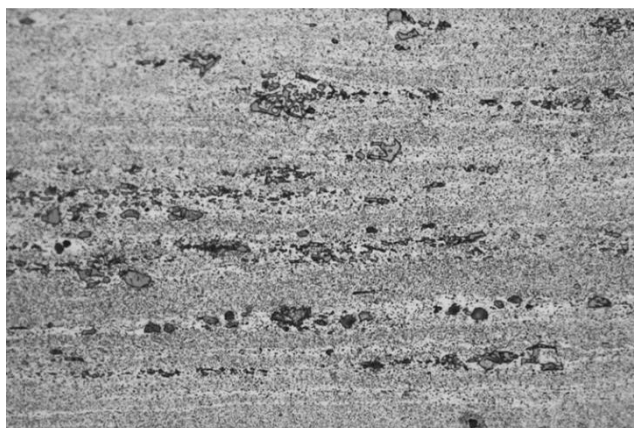
56%



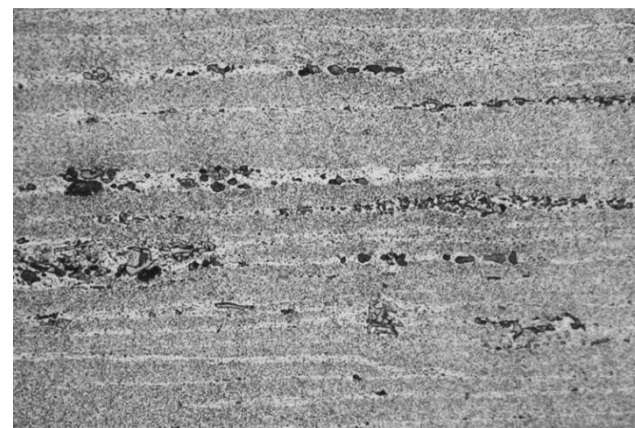
62%



65%



68%



72%

Рис.3.34. Микроструктура образцов из сплава Д1 при различной степени деформации после прокатки при температуре 380°С и охлаждения между 4-мя слоями плит (x200).

Чем больше степень полигонизации, тем больше разориентировка субграниц, следовательно, выше их зарождающая способность и большее количество новой фазы выделяется на субграницах, что является причиной их охрупчивания. Эффект охрупчивания субграниц усиливается по мере интенсификации процесса старения. Однако данный эффект оказывает влияние лишь на вязкость разрушения и меньше – на механические свойства, определяемые при растяжении образцов [95].

Размер зерна влияет на удельную поверхность границ зёрен в единице объёма  $S_v$  ( $\text{мм}^2/\text{мм}^3$ ) [97, 98], тем самым определяя относительное количество вытесняемых на границы зёрен примесей и позволяя судить о способности металлического материала противостоять трещинообразованию и развитию коррозионных процессов. В общем случае, с уменьшением размера зерна стойкость металлического материала повышается.

Проведенная серия экспериментов позволила определить основные закономерности изменения структуры в ходе пластической деформации:

1. С ростом степени деформации происходит сгущение интерметаллидов и вытягивание их в направлении прокатки. Следовательно, локальная концентрация интерметаллидов увеличивается.

2. Увеличение температуры и уменьшение степени деформации способствует увеличению размеров рекристаллизованных зерен и коагуляции интерметаллидов, поэтому расстояние между строчками увеличивается.

3. Уменьшение скорости охлаждения позволяет получать стабильную структуру. Следовательно, при последующем нагреве выше температуры начала рекристаллизации релаксационные процессы в быстро охлажденных образцах начнутся раньше, чем в медленно охлажденных. Это следует учитывать при производстве крупногабаритных изделий, в которых скорость охлаждения в каждом сечении будет различной. При последующем нагреве поверхностные слои, которые охлаждались быстрее, более склонны к рекристаллизации, это может привести к значительной структурной неоднородности. Таким образом, создание направленной деформированной

структуры с наибольшим числом преимущественно ориентированных зёрен обеспечит наиболее стабильные прочностные свойства материала полуфабриката и готовой детали.

### 3.3. Компьютерное моделирование процесса горячей прокатки клиновых образцов и определение параметров НДС и температурно-скоростных условий процесса.

Проведенные эксперименты позволили установить количественные показатели механических характеристик изделий из алюминиевых сплавов, получаемых горячей прокаткой. Для установления функциональной зависимости между параметрами технологического процесса деформирования и механическими свойствами проводилось компьютерное моделирование прокатки и охлаждения клиновых образцов в соответствии с режимами проведенных экспериментов. Результатами моделирования являются поля распределений интенсивностей деформаций, температур и скоростей охладений по объему заготовки.

Компьютерное моделирование процесса прокатки осуществлялось с использованием программного комплекса DEFORM 3D. Сначала строились геометрические модели клиновой заготовки, инструмента и тепловых изоляторов. Инструмент задавался как абсолютно жесткое тело, заготовка – пластичное. Реологические свойства материала заготовки загружались из базы данных DEFORM 3D. Температурно-скоростные параметры процесса, условия контактного трения на границе, геометрия заготовки и инструмента назначались в полном соответствии с проведенными ранее экспериментам.

Ввиду симметричности задачи расчет проводился для половины заготовки. Это допущение не повлияло на точность расчета и позволило сократить время и требуемые ресурсы по сравнению с решением полномерной задачи. После введения всех данных задача запускалась на расчет. Моделирование в DEFORM 3D включало два этапа: непосредственно



прокатку клинового образца и последующее охлаждение полученной плоской заготовки, в том числе и в тепловых изоляторах, для расчета скорости охлаждения (рис. 3.35).

В процессе моделирования изучались следующие параметры:

- распределение интенсивностей деформаций по сечению заготовки;
- распределение интенсивностей напряжений по сечению заготовки;
- распределение температур по сечению заготовки;
- распределение скоростей охлаждения по сечению заготовки в процессе остывания по заданному режиму.

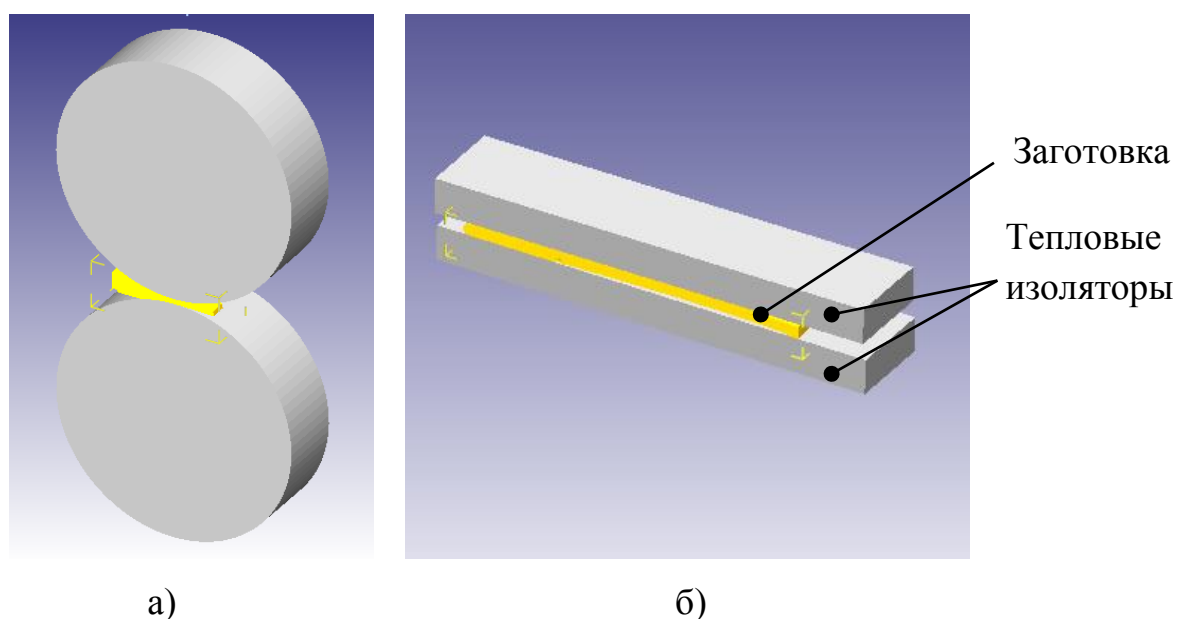


Рис.3.35. Этапы моделирования в DEFORM

а) прокатка б) охлаждение

Характер течения металла можно проследить по линиям Лагранжа. На рис.3.36 показано поперечное сечение образца до деформации и после деформации, на котором видно, что в процессе деформирования слои заготовки вытягиваются в продольном направлении и сужаются в высотном.

В очаге деформации наиболее интенсивно деформируются поверхностные слои с явным отставанием центральных. Причиной этому является различие скоростей течения металла по высоте геометрического очага деформации вследствие наличия поверхностных сил трения. По мере удаления от контактной поверхности воздействие этих сил ослабевает, а

между горизонтальными слоями заготовки возникает сдвигающее напряжение, вызывающее разность скоростей течения по высоте.

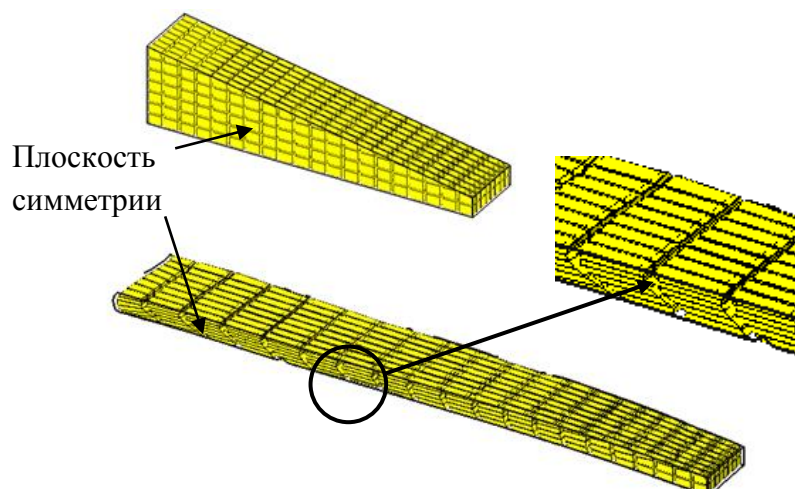


Рис.3.36. Изменение сетки Лагранжа заготовки при прокатке.

В продольном направлении сверху и снизу очаг деформации ограничен контактными поверхностями валков, слева и справа – границами, отделяющими деформированные объемы металла от недеформированных (рис.3.37).

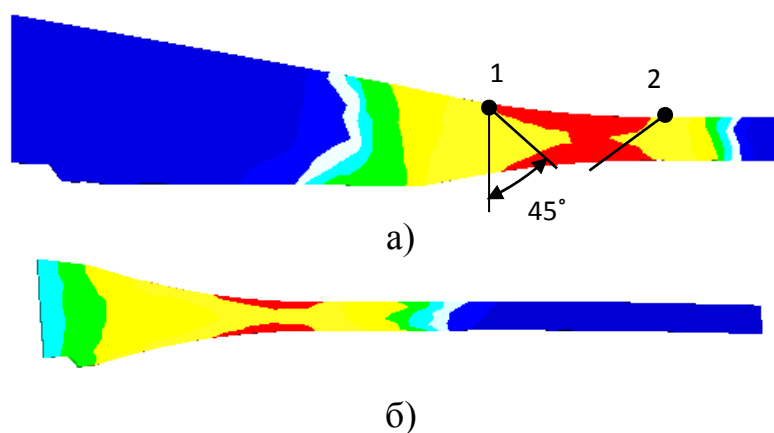


Рис.3.37. Очаг деформации при различной величине степени деформации.  
а) 30%; б) 60%.

Пластическое течение металла в зоне очага деформации ограничено краевыми точками дуги захвата (точки 1 и 2), образующими касательные к дуге захвата в этих точках под углом  $45^\circ$ , направление которых соответствует действию максимальных тангенциальных напряжений. Увеличение высоты заготовки, и, соответственно, обжатия вызывает изменение направления действия этих напряжений, вследствие чего

изменяется форма и размер зоны интенсивной деформации. Это приводит к различию интенсивности деформации в каждой зоне прокатываемой заготовки.

Анализ результатов моделирования показал зонный характер распределения НДС в продольном направлении, т.е. каждому сечению заготовки соответствуют определенные значения интенсивностей деформаций и напряжений (рис.3.38, 3.39). Зонное распределение НДС дает основание говорить, что в каждом поперечном сечении металл деформируется при определенных условиях, что подтверждает обоснованность применения поперечных образцов для изучения влияния параметров деформирования на механические свойства. Подобный характер распределения деформаций вызван переменной высотой клиновой заготовки.

Деформированное состояние наиболее полно характеризуется распределением накопленной интенсивности деформаций. Наибольший градиент интенсивности деформаций наблюдается в продольном направлении. Так, с увеличением высоты заготовки данный параметр возрастает от 0 до 2,94 (рис.3.38).

Напряженное состояние характеризуется распределением интенсивностей напряжений, которое в продольном сечении имеет зонный характер, градиент напряжений по толщине минимален для каждого конкретного сечения. Область максимальных напряжений для каждого сечения находится в зоне контакта заготовки и инструмента. Увеличение степени деформации вызывает возрастание интенсивности напряжений. Максимальные напряжения величиной до 100 МПа наблюдаются при степени деформации порядка 75% (рис.3.39).

С увеличением температуры деформирования до 520°С общий уровень интенсивности напряжений снижается на 30 МПа по сравнению с деформированием при температуре 380°С (рис.3.40), вследствие повышения пластичности металла.

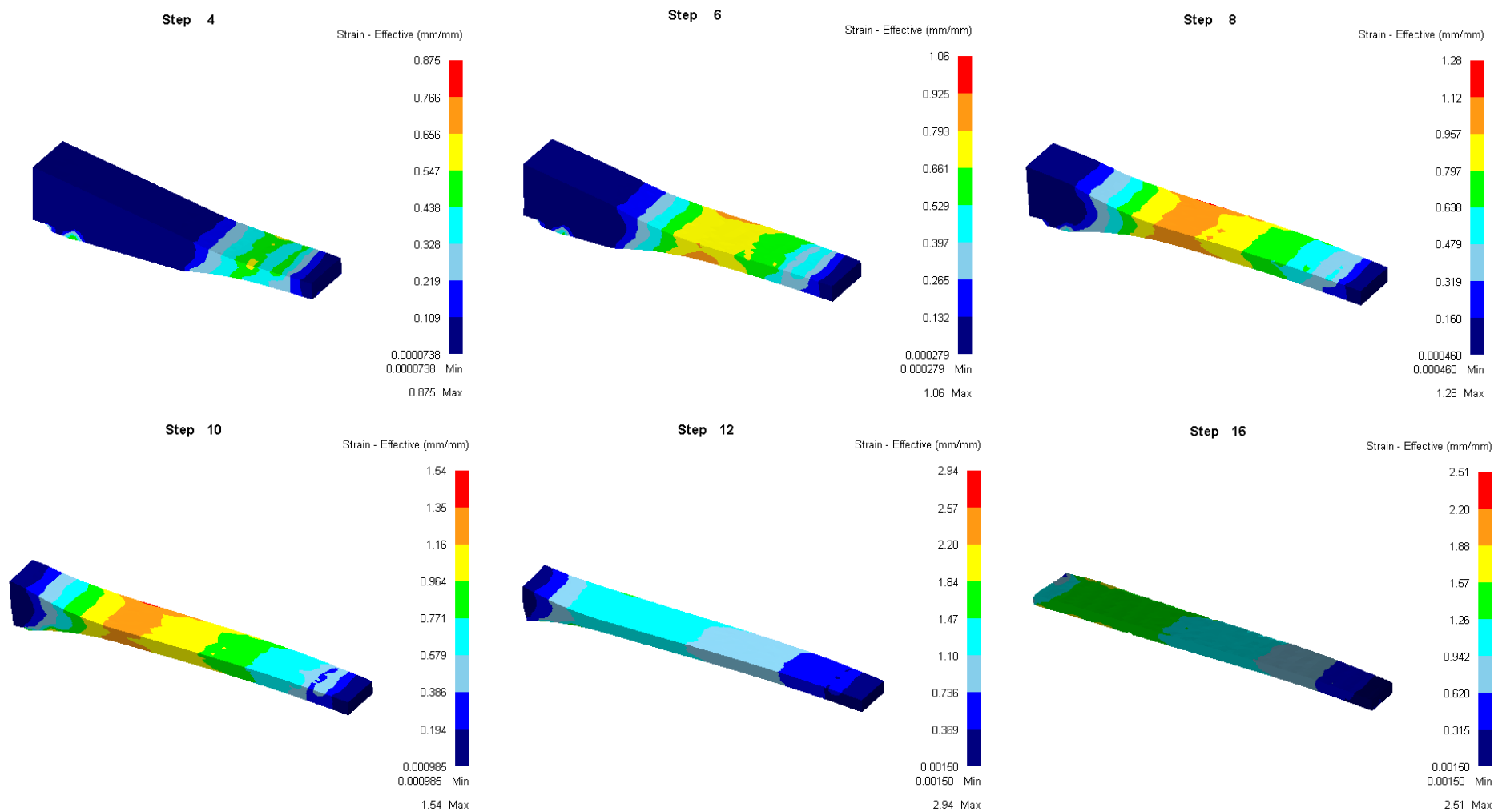


Рис. 3.38. Распределение интенсивности деформаций по объему заготовки из сплава АМг6 в процессе прокатки при 380°C (продольное сечение).

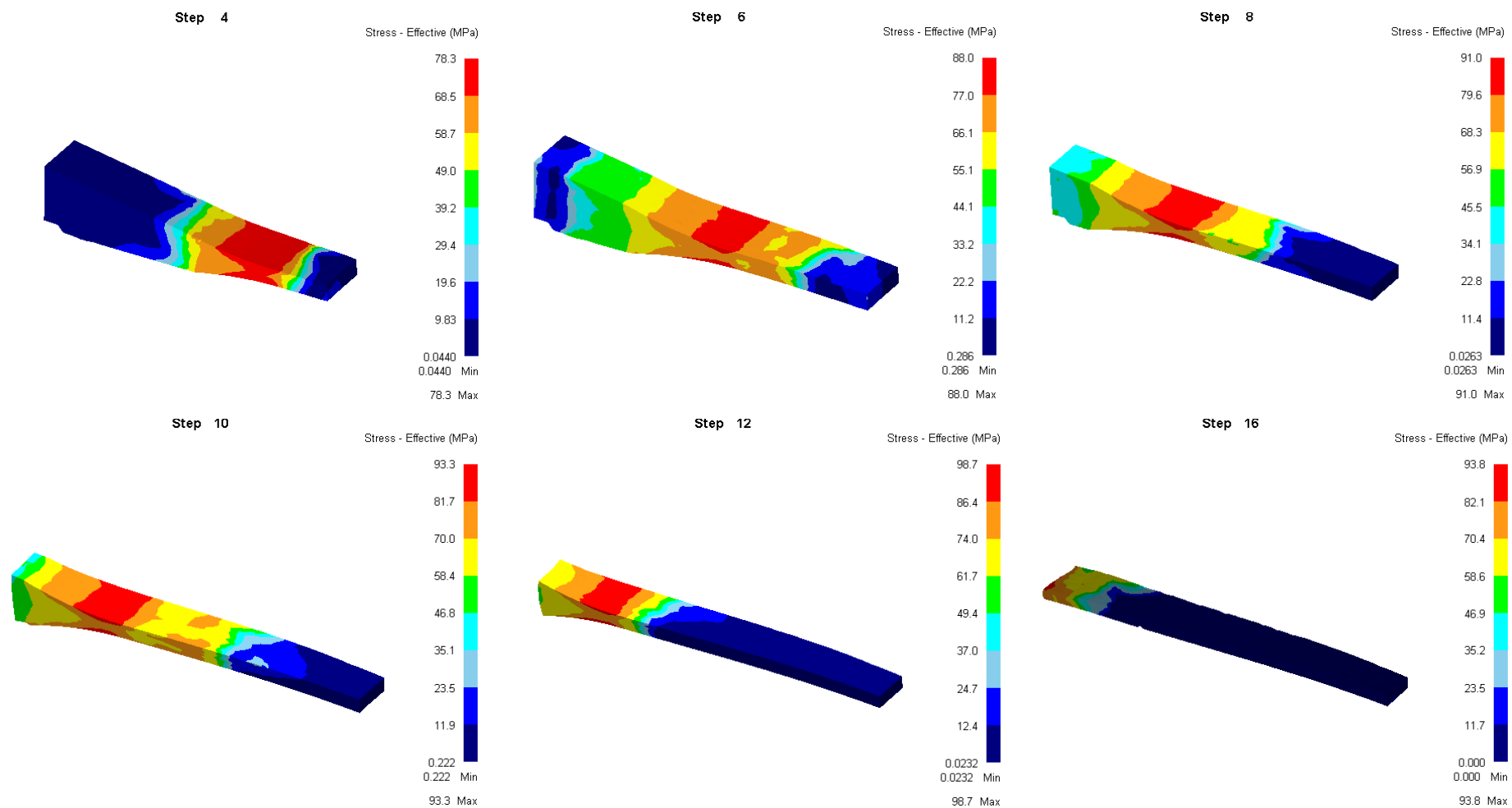


Рис. 3.39. Распределение интенсивности напряжений по объему заготовки из сплава АМгб в процессе прокатки при 380°С (продольное сечение).

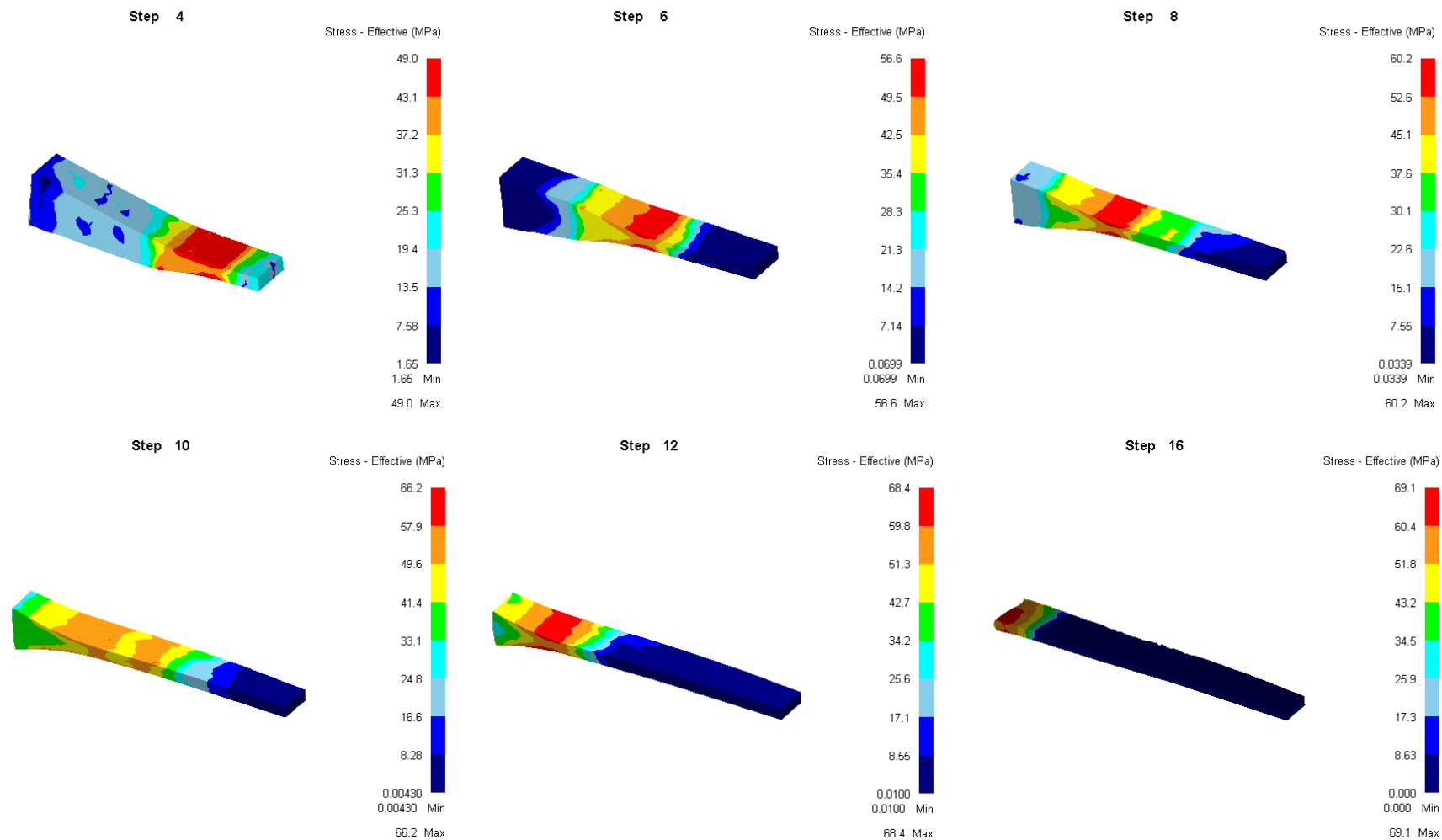


Рис. 3.40. Распределение интенсивности напряжений по объему заготовки из сплава АМгб в процессе прокатки при 520°C (продольное сечение).

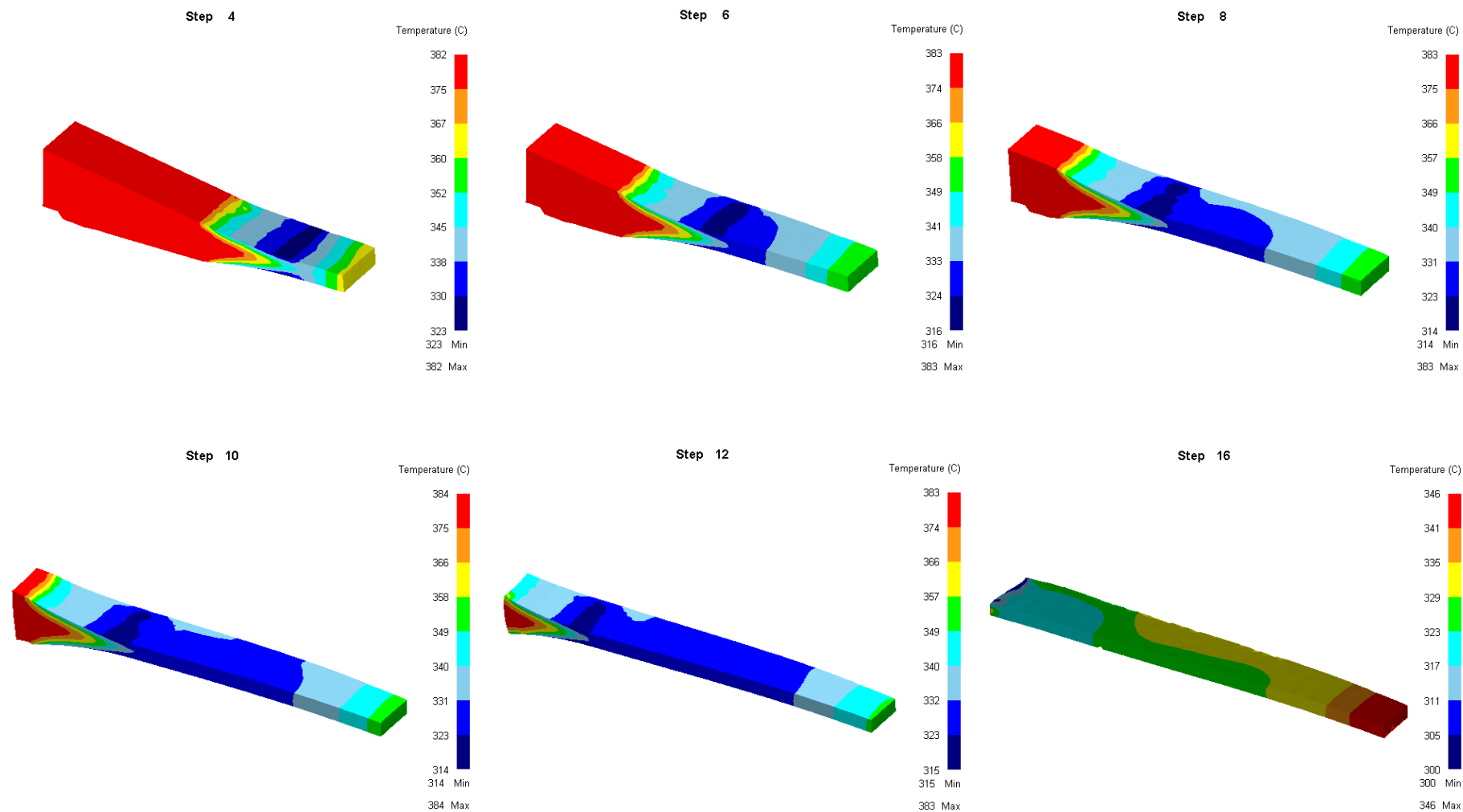


Рис. 3.41. Распределение температур по объему заготовки из сплава АМгб в процессе прокатки при 380°C (продольное сечение).

На каждом шаге моделирования последовательно решалась задача нестационарной теплопроводности, при этом часть заготовки охлаждалась на воздухе, а часть – за счет контакта с поверхностью инструмента. В зоне контакта заготовки и валков поверхностные слои интенсивно остывали, а температура поверхностей, охлаждаемых на воздухе, практически не изменялась (рис.3.41).

На рис. 3.42 показано продольное сечение клиновидной заготовки с расположением в центральном и поверхностном слоях заготовки реперных точек  $P_i$  съема результатов математического моделирования для анализа характера распределения НДС и температур по сечению заготовки. Реперные точки связаны узлами конечно-элементной сетки и перемещались вместе с ней в процессе деформирования вдоль всего очага деформации.

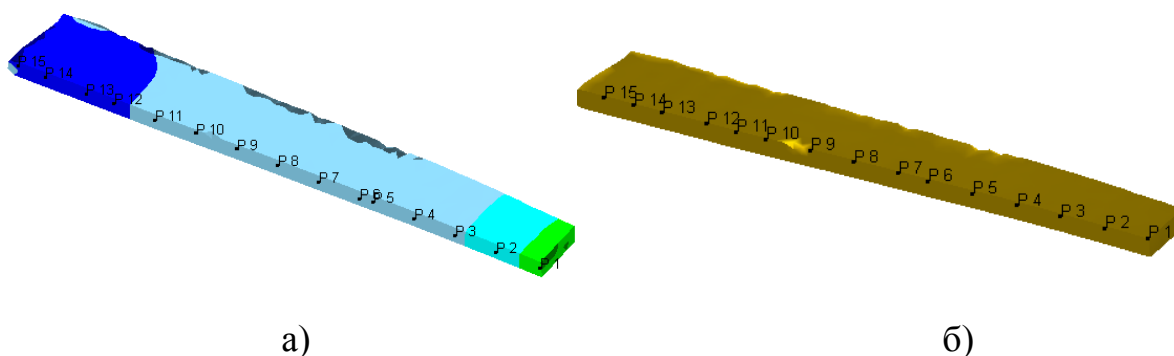


Рис. 3.42. Расположение реперных точек ( $P_i, i=1,2,\dots$ )

а) в центральном слое; б) в поверхностном слое.

Отслеживание параметров деформирования в каждой точке позволило определить максимальные значения температуры, напряжений и деформаций в каждом конкретном сечении заготовки. На основании полученных данных построены графики изменения температуры при переходе от сечения к сечению (рис.3.43)



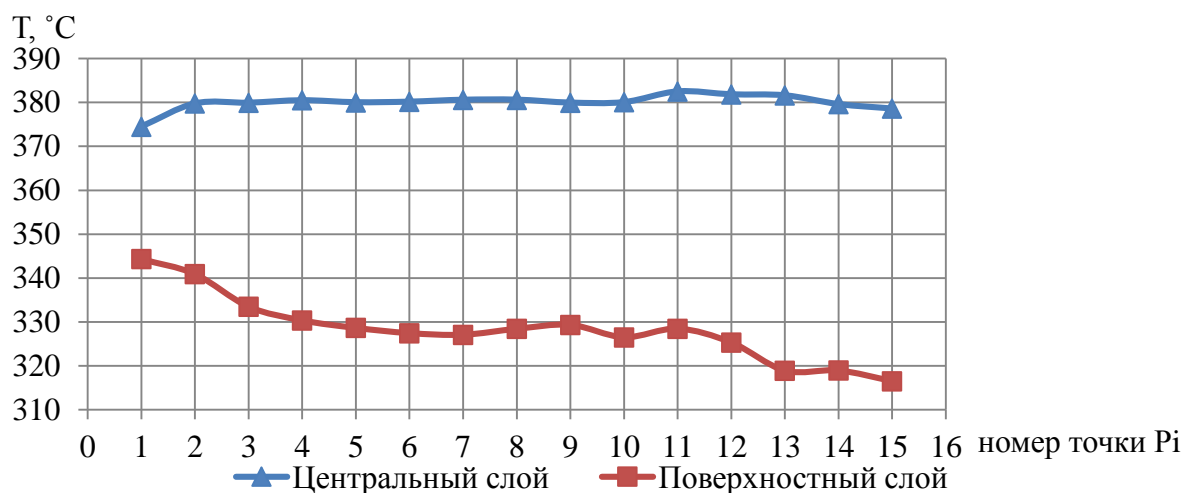


Рис. 3.43. Значения температуры в исследуемых точках сечения поверхностного и центральных слоев в процессе прокатки заготовки из сплава АМг6 при 380°C.

Как видно из графика, градиент температур центральных слоев в продольном сечении мал. Максимум температуры центральных слоев достигается в точке 11 (382,5°C). Это объясняется деформационным разогревом при больших степенях деформации. Затем происходит снижение температуры вследствие захлаживания заготовки в результате контакта с инструментом и окружающей средой. Распределение температуры по сечениям в поверхностном слое имеет более неравномерный характер. За счет остывания заготовки в результате контакта с валками и окружающей средой температура поверхностного слоя изменяется от 345 до 316°C. Разница температур поверхностного и центрального слоев на последнем шаге деформирования достигает 62°C.

Поскольку наиболее интенсивно охлаждаются поверхностные слои, именно в них происходит повышение механических свойств. Остывшие поверхностные слои металла создают «жесткую оболочку», имея более высокое сопротивление деформации. Разница напряжений внутренних и поверхностных слоев составляет 6-10 МПа (рис.3.44). Учитывая особенности геометрии клиновой заготовки в совокупности с температурным фактором,

общий уровень напряжений возрастает от сечения к сечению по мере увеличения высоты заготовки.

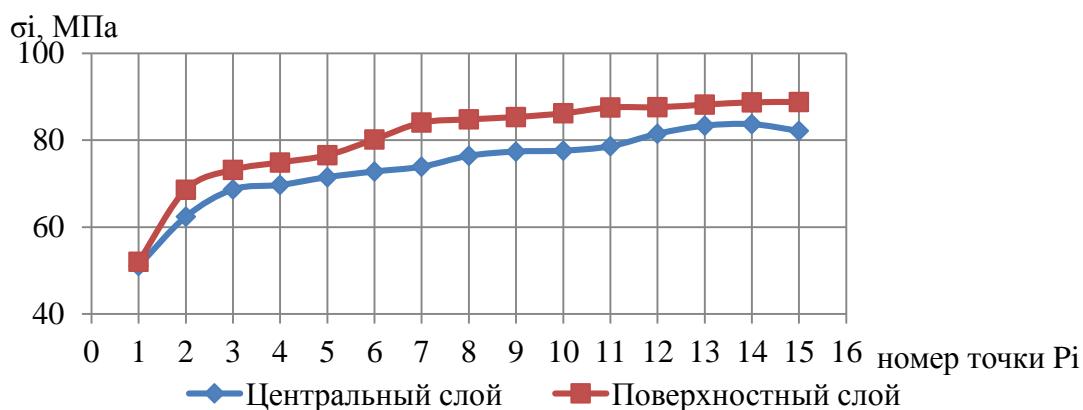


Рис. 3.44. Значения максимальной интенсивности напряжений  $\sigma_i$  в исследуемых точках сечения поверхностного и центрального слоев в процессе прокатки заготовки из сплава АМгб при  $380^\circ\text{C}$ .

Изменение интенсивности деформаций в продольном сечении имеет характер, близкий к параболическому (рис.3.45).

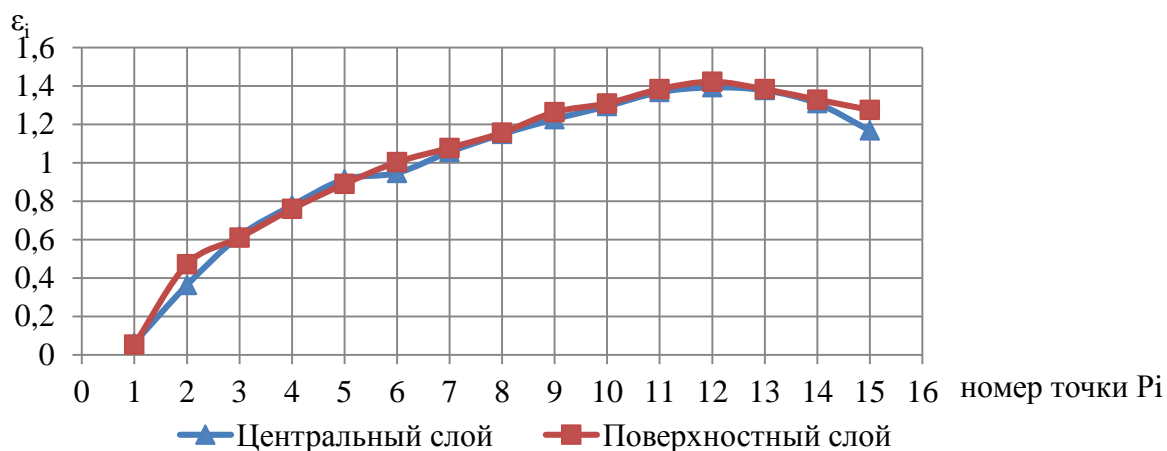


Рис. 3.45. Значения максимальной интенсивности деформаций  $\epsilon_i$  в исследуемых точках сечения поверхностного и центрального слоев в процессе прокатки заготовки из сплава АМгб при  $380^\circ\text{C}$ .

С увеличением высоты заготовки интенсивность деформаций возрастает. Максимум наблюдается для точки 12, затем деформации падают. Причиной снижения интенсивности деформаций является уменьшение

подпирающего эффекта жесткого заднего конца заготовки. Прокатка в условиях потери устойчивости заднего конца наступает при появлении пластических деформаций в приближающемся к валкам заднем конце заготовки, когда его длина становится весьма малой, а прочность недостаточной для противодействия усилиям со стороны очага деформации. Эта стадия характеризуется постепенно ослабевающим влиянием заднего конца на очаг деформации и меняющимися условиями напряженного состояния и формоизменения. При выходе заднего конца из очага деформации, так же, как и при заполнении межвалкового пространства, меняются геометрические параметры очага деформации, характер напряжений и деформаций и силовые взаимодействия валков и заготовки. Поэтому при исследовании механических свойств и структуры данная область не учитывалась.

Моделирование показало, что поверхностные слои менее стабильны с точки зрения распределения параметров деформирования, поэтому данные НДС и температуры снимались с центральных слоев.

Изменение напряженно-деформированного состояния металла в очаге деформации имеет общий характер для всех вариантов рассмотренных температур деформирования.

Таким образом, деформирование клинового образца продольной прокаткой вызывает зонное распределение НДС и температуры в долевом сечении заготовки, что является причиной формирования различной структуры и уровня механических свойств в рамках одного эксперимента. Проведенное компьютерное моделирование подтвердило правильность выбора центральной области клиновой заготовки (рис. 3.7), отвечающей установившемуся процессу деформирования, для изготовления образцов для механических испытаний.

### 3.4. Разработка математической модели прогнозирования механических свойств изделий из алюминиевых сплавов.

Основной задачей на этапе обработки информации, полученной в ходе эксперимента, является построение математической модели изучаемого процесса. Применение методов планирования эксперимента позволяет определить погрешность последующей обработки данных, а также формализовать результаты в виде аппроксимирующей математической модели.

#### 3.4.1. Регрессионный анализ экспериментальных данных

Основным методом установления функциональных связей между входными параметрами и функцией отклика является регрессионный анализ.

В качестве функции отклика выбраны предел прочности, предел текучести и твердость; в качестве факторов, влияющих на функцию отклика - температура, интенсивность деформации и скорость охлаждения после деформирования. Уровни изменения факторов приведены в табл. 3.6.

Таблица 3.6

Уровни изменения факторов

№	Фактор	Обозначение	Уровни изменения	Кол-во уровней
1	Температура, °С	X1	380; 450; 520	a=3
2	Интенсивность деформации	X2	0,2; 0,3; 0,4...1,5	b=15
3	Скорость охлаждения, °С/с	X3	0,6; 0,35; 0,1	c=3

Для построения регрессии использовался центральный трехфакторный композиционный план второго порядка, который состоял из трех серий: 1) линейной; 2) в центральной точке; 3) в звездных точках, расположенных на каждой k-оси на расстоянии звездного плеча  $\pm\alpha$  [77]. Для рототабельного плана при k=3 звездное плечо составляет  $\pm 1,68$ . Для построения линейной регрессии использовался ортогональный план  $2^k$ , в котором каждый из k

факторов изменялся только на 2-х уровнях +1 и -1. После преобразования координат факторов по формулам (2.13), (2.14) получены следующие точки эксперимента (табл.3.7)

Таблица 3.7

Координаты факторов в центральной, звездных и единичных точках

	$x'_1$	$x'_2$	$x'_3$
В центре эксперимента $x_i' = 0$	450	9	0,85
Уровень $x_i' = 1,68$	520	14	1,5
Уровень $x_i' = -1,68$	380	4	0,2
Уровень $x_i' = +1$	491,667	11,976	1,237
Уровень $x_i' = -1$	408,333	6,024	0,463

На основании полученных данных построена таблица первой серии и по формуле (2.15) рассчитаны коэффициенты регрессии при линейных факторах и их взаимодействиях (таблица 3.8).

Таблица 3.8

Коэффициенты регрессии при линейных факторах

Сплав	Функция	$x_0'$	$x_1'$	$x_2'$	$x_3'$	$x_4'$	$x_5'$	$x_6'$	$x_7'$
АМг6	$\sigma_B$	355,27	-4,03	4,3	2,4	0,57	-0,17	-1,16	0,36
	$\sigma_{0,2}$	180,89	-8,61	4,23	5,16	0,27	-0,79	-1,87	0,69
	НВ	88,93	-2,14	1,78	2,77	-0,17	-0,42	0,04	0,41
Д1	$\sigma_B$	249,06	14,91	16,77	2,52	3,25	0,29	-0,43	-0,57
	$\sigma_{0,2}$	156	12,46	11,1	4,14	2,68	0,54	1,17	0,69
	НВ	68,69	1,45	1,47	0,43	0,15	-0,07	0,18	-0,08

Вторая серия эксперимента проводилась в центральной точке с координатами факторов  $x_1' = 450$ ;  $x_2' = 9$ ;  $x_3' = 42,5$ . Первая и вторая серии учитывают только линейные члены и их взаимодействия. Для получения адекватного уравнения регрессии проводилась третья серия эксперимента, которая позволила установить модель второго порядка. Третья серия эксперимента проводилась по центральному композиционному плану в звездных точках. Первая и вторая серии также учитывались при расчете

коэффициентов регрессии при квадратичных членах и при фиктивной переменной. Коэффициенты регрессии, полученные ранее при линейных членах и членах двойного и тройного взаимодействия, не пересчитывались.

Коэффициенты регрессии при квадратичных членах и фиктивной переменной (таблица 3.9) рассчитывались по формуле (2.20).

Таблица 3.9

Коэффициенты регрессии третьей серии

Сплав	Функция	x0'	x8'	x9'	x10'
АМг6	$\sigma_B$	355,61	0,45	2,38	-2,5
	$\sigma_{0,2}$	185,66	-0,6	0,95	-3,91
	НВ	84,52	3,06	1,06	-0,1
Д1	$\sigma_B$	226,64	6,9	8,94	2,02
	$\sigma_{0,2}$	146,36	4,87	6,04	-2,23
	НВ	68,22	0,46	0,14	-0,3

Полученные уравнения регрессии для механических свойств образцов из алюминиевых сплавов представлены в таблице 3.10.

Таблица 3.10

Уравнения регрессии

Сплав	Фун-я	Уравнение регрессии	
АМг6	$\sigma_B$	$y = 355,61 - 4,03x_1 + 4,3x_2 + 2,4x_3 + 0,57x_1x_2 - 0,17x_1x_3 - 1,16x_2x_3 + 0,36x_1x_2x_3 + 0,45x_1^2 + 2,38x_2^2 - 2,5x_3^2$	(3.1.)
	$\sigma_{0,2}$	$y = 185,66 - 8,61x_1 + 4,23x_2 + 5,16x_3 - 0,27x_1x_2 - 0,79x_1x_3 - 1,87x_2x_3 + 0,69x_1x_2x_3 - 0,6x_1^2 + 0,95x_2^2 - 3,91x_3^2$	(3.2.)
	НВ	$y = 84,52 - 2,14x_1 + 1,78x_2 + 2,77x_3 - 0,17x_1x_2 - 0,42x_1x_3 + 0,04x_2x_3 + 0,41x_1x_2x_3 + 3,06x_1^2 + 1,06x_2^2 - 0,1x_3^2$	(3.3.)
Д1	$\sigma_B$	$y = 226,64 + 14,91x_1 + 16,77x_2 + 2,52x_3 + 3,25x_1x_2 + 0,29x_1x_3 - 0,43x_2x_3 - 0,57x_1x_2x_3 + 6,9x_1^2 + 8,94x_2^2 + 2,02x_3^2$	(3.4.)
	$\sigma_{0,2}$	$y = 146,36 + 12,46x_1 + 11,1x_2 + 4,14x_3 + 2,68x_1x_2 + 0,54x_1x_3 + 1,17x_2x_3 + 0,69x_1x_2x_3 + 4,87x_1^2 + 6,04x_2^2 - 2,23x_3^2$	(3.5.)
	НВ	$y = 68,22 + 1,45x_1 + 1,47x_2 + 0,43x_3 + 0,15x_1x_2 - 0,07x_1x_3 + 0,18x_2x_3 - 0,08x_1x_2x_3 + 0,46x_1^2 + 0,14x_2^2 - 0,3x_3^2$	(3.6.)

После получения уравнений регрессии, проведен их статистический анализ с целью оценки значимости коэффициентов регрессии и проверки адекватности математической модели [80].

Дисперсионный анализ регрессионных моделей механических свойств образцов из сплавов АМг6 и Д1 приведен в таблице 3.1 и 3.12 соответственно.

Таблица 3.11

Дисперсионный анализ регрессионных моделей для сплава АМг6

	АМг6					
	$\sigma_B$		$\sigma_{0,2}$		НВ	
	SSai	Fxi	SSai	Fxi	SSai	Fxi
a0	1898504	85036,9	508052,4	13117,09	111804,9	1710510,1
a1	215,6	10,9	1098,33	28,22	62	1094,9
a2	277,4	12,3	239,11	6,82	41,5	759,9
a3	96,2	3,95	295,77	10,15	77,4	1841
a4	2,6	0,22	0,57	0,03	0,24	7,03
a5	-5,9	0,02	-26,67	0,24	-5,9	41,3
a6	-5,3	0,89	-4,01	1,34	-0,05	0,31
a7	1,7	0,08	1,49	0,18	-0,56	40,37
a8	2194,1	0,14	-1490,2	0,14	3772,9	2237,4
a9	11656,1	3,82	2401,39	0,35	1279,6	271,1
a10	-12034	4,2	9550,5	5,8	-117	2,34
SSобщ	1900992		501175,3		116915,2	
SSост	1900902		501017,6		116915	
SSот	89,22623		157,7		0,2	
Fт	6,9		6,9		6,9	

Таблица 3.12

## Дисперсионный анализ регрессионных моделей для сплава Д1

	Д1					
	$\sigma_B$		$\sigma_{0,2}$		HB	
	SSai	Fxi	SSai	Fxi	SSai	Fxi
a0	825712,7	27178,4	338654,84	31281,97	70089,1	76727,8
a1	2713,43	117,67	2225,57	226,81	21,8	34,51
a2	3406,112	148,8	1667,35	179,93	26	35,86
a3	104,4439	3,37	152,62	25,06	2,7	3,04
a4	84,48	5,59	57,55	10,5	1,17	0,35
a5	39,15	0,05	47,78	0,42	-0,83	0,08
a6	11,1	0,1	25,04	1,98	0,21	0,53
a7	14,8	0,17	14,84	0,7	-0,09	0,09
a8	23094,9	25,22	10436,65	34,6	434,66	3,52
a9	30200,47	42,3	13055,96	53,22	128,9	0,31
a10	6616,2	2,17	-4523,64	7,24	-275,53	1,45
SSобщ	891946		361855,66		70427,2	
SSост	891832,6		361814,57		70423,5	
SSот	113,4		41,087		3,7	
Fт	6,9		6,9		6,9	

С учетом дисперсионного анализа регрессионные модели упрощаются и принимают вид, указанный в таблице 3.13.

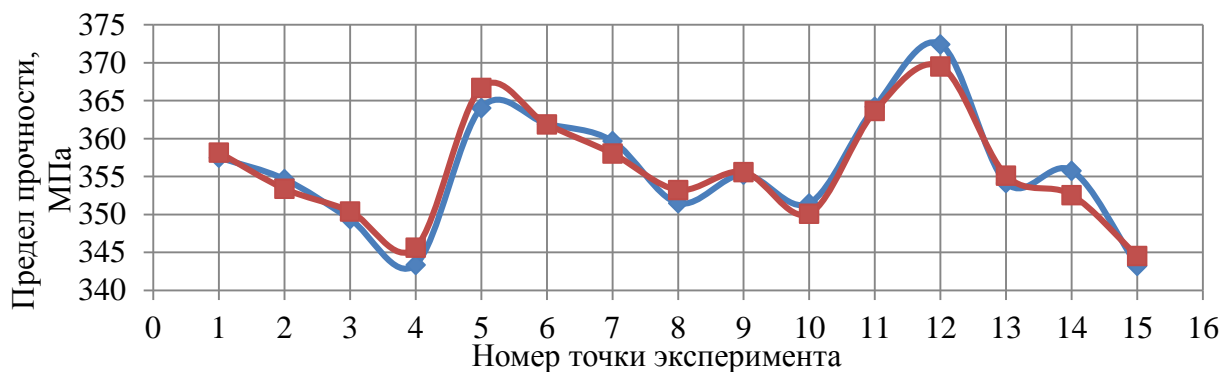
Таблица 3.13

## Регрессионные модели механических свойств

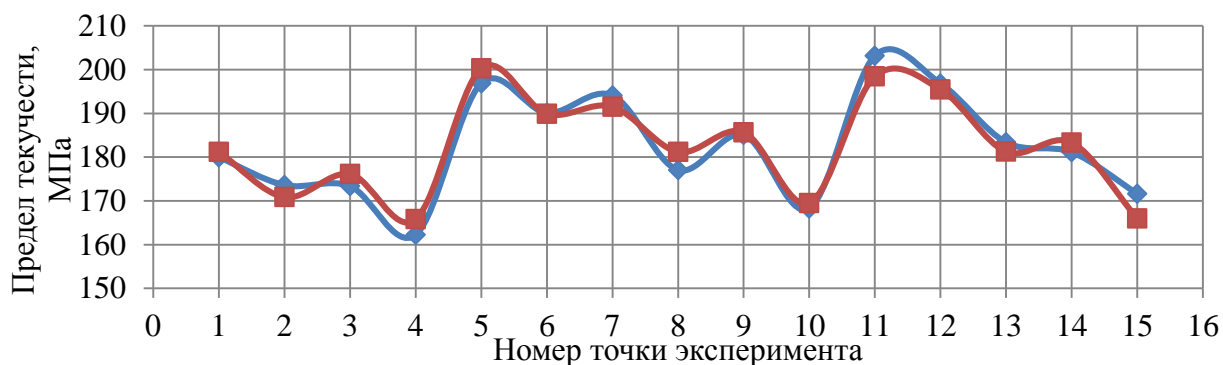
Сплав		Уравнение регрессии	
АМГ6	$\sigma_B$	$y = 355,61 - 4,03x_1 + 4,3x_2 + 2,4x_3 + 2,38x_2^2 - 2,5x_3^2$	(3.7.)
	$\sigma_{0,2}$	$y = 185,66 - 8,61x_1 + 4,23x_2 + 5,16x_3 - 3,91x_3^2$	(3.8.)
	HB	$y = 84,52 - 2,14x_1 + 1,78x_2 + 2,77x_3 - 0,17x_1x_2 - 0,42x_1x_3 + 0,41x_1x_2x_3 + 3,06x_1^2 + 1,06x_2^2$	(3.9.)
Д1	$\sigma_B$	$y = 226,64 + 14,91x_1 + 16,77x_2 + 2,52x_3 + 3,25x_1x_2 + 6,9x_1^2 + 8,94x_2^2$	(3.10.)
	$\sigma_{0,2}$	$y = 146,36 + 12,46x_1 + 11,1x_2 + 4,14x_3 + 2,68x_1x_2 + 4,87x_1^2 + 6,04x_2^2 - 2,23x_3^2$	(3.11.)
	HB	$y = 68,22 + 1,45x_1 + 1,47x_2 + 0,43x_3 + 0,15x_1x_2 + 0,46x_1^2 + 0,14x_2^2 - 0,3x_3^2$	(3.12.)



Для наглядной проверки адекватности полученной математической модели построены графики. На рис. 3.46 представлен график экспериментальных значений и регрессионной модели для образцов из сплава АМгб.



а)



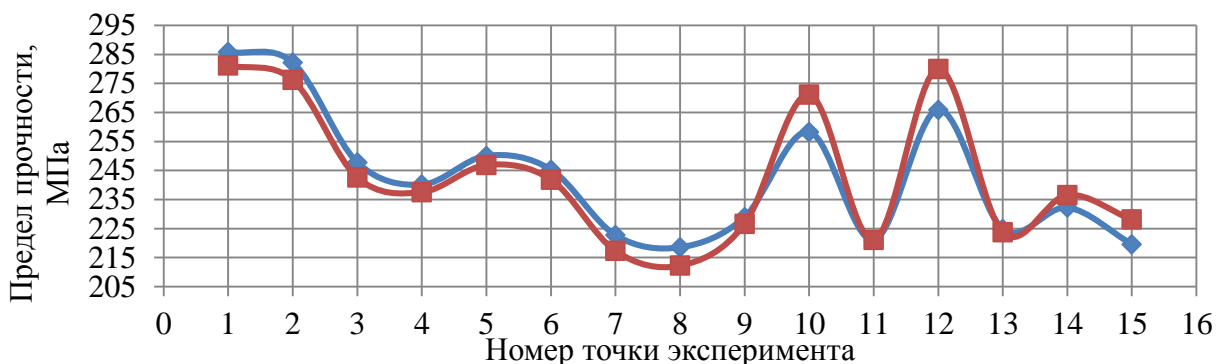
б)



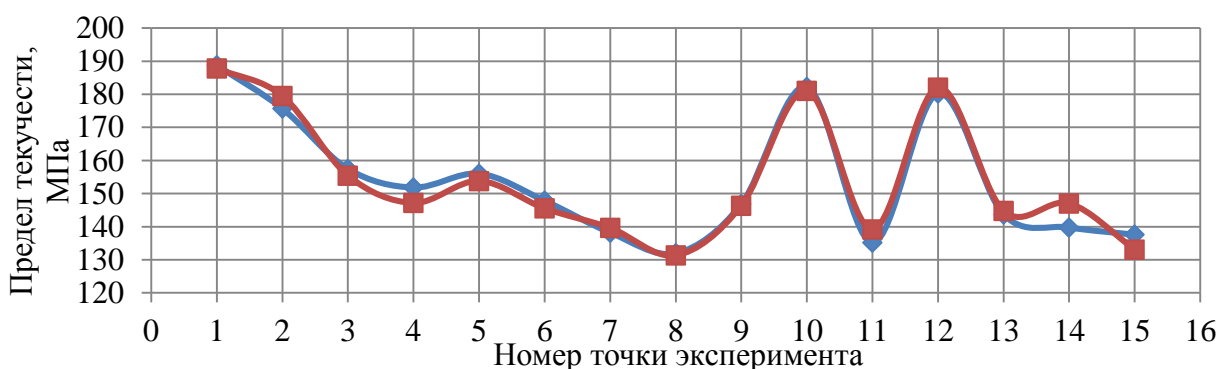
в)

Рис.3.46. Экспериментальные и расчетные значения предела прочности (а), предела текучести (б) и твердости (в) образцов из сплава АМгб.

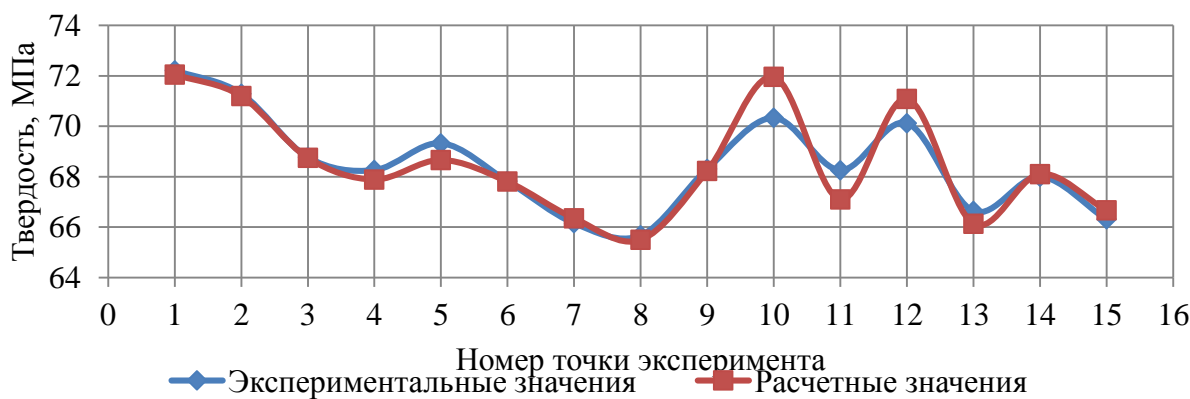
На рис. 3.47 представлен график экспериментальных значений и регрессионной модели для образцов из сплава Д1.



а)



б)



в)

Рис.3.47. Экспериментальные и расчетные значения предела прочности (а), предела текучести (б) и твердости (в) образцов из сплава Д1.

Регрессионный анализ позволил получить функциональные зависимости, связывающие температуру, деформации и скорость охлаждения с механическими свойствами изготавливаемого изделия. В результате этого

получены математические модели, описывающие изменение предела текучести и предела прочности при изменении температуры обработки и напряженно-деформированного состояния с учетом временного фактора охлаждения, при котором возможно прохождение рекристаллизационных процессов.

Для полученных уравнений регрессии проведен дисперсионный анализ, который позволил отбросить малозначимые факторы и существенно упростить математическую модель. На следующем этапе необходимо провести проверку математических моделей.

### 3.4.2. Верификация математической модели прогнозирования

Для оценки точности полученных результатов изготавливались штамповки деталей «Мембрана» из сплава Д1 (рис.3.48а) и «Кронштейн» из сплава АМгб (рис.3.48б).

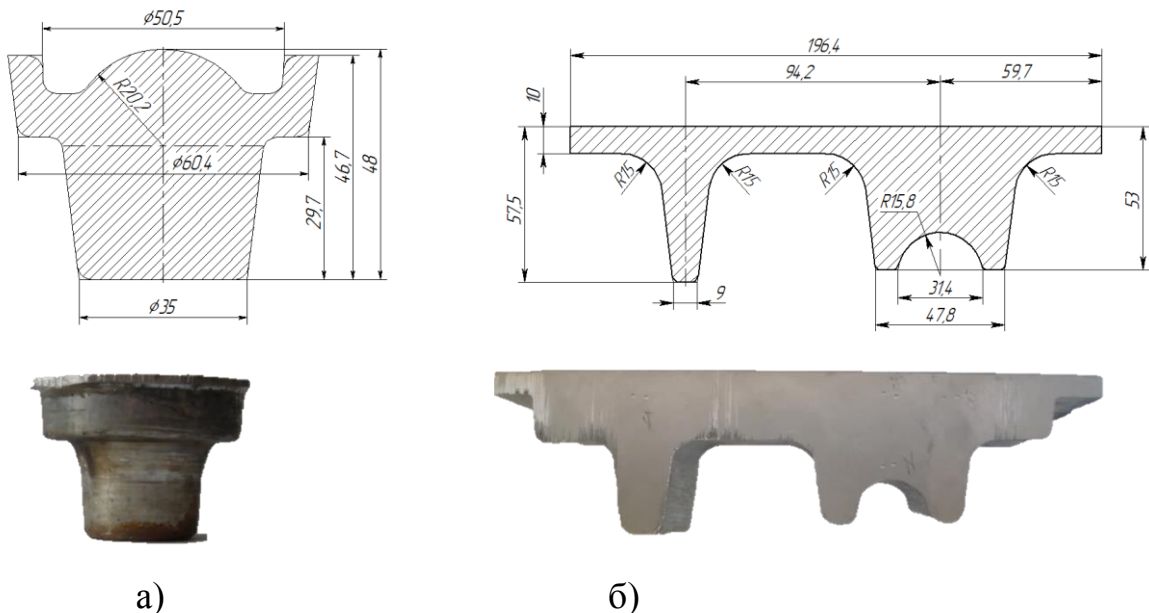


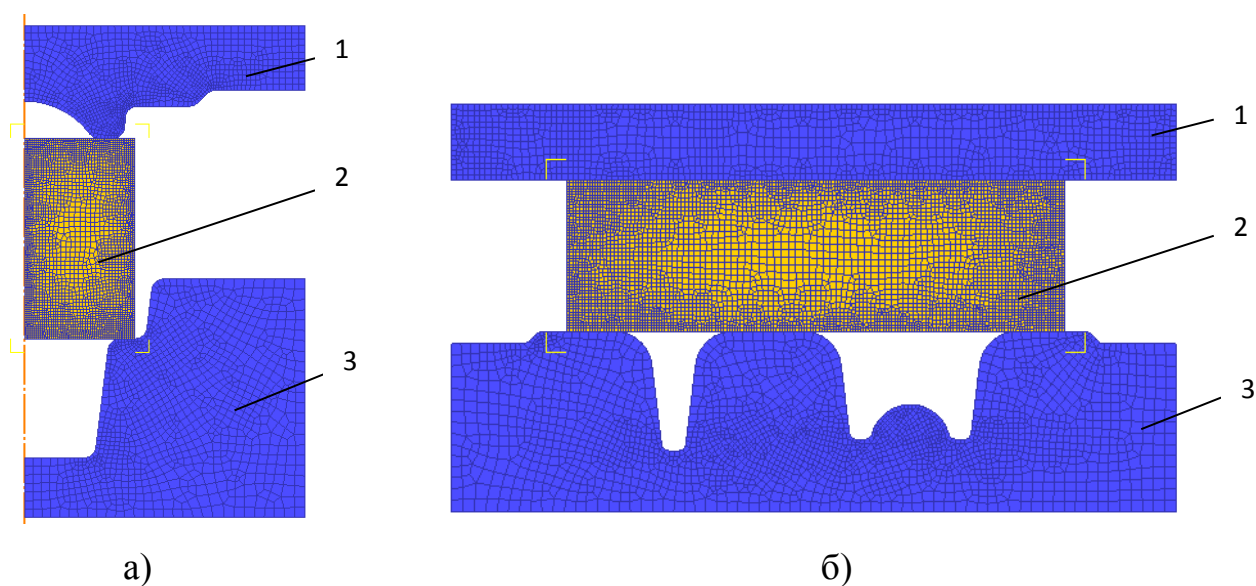
Рис.3.48. Чертеж штамповки

а) деталь «Мембрана»; б) поперечное сечение детали «Кронштейн»

Штамповка кронштейна и мембраны осуществлялась на гидравлическом прессе усилием 500 Мн за один переход. Температура

нагрева перед деформацией для мембраны составляла 380°C; для кронштейна - 420°C.

Для проверки математической модели необходимы данные о распределении степени деформации, температуры и скорости охлаждения по сечению штамповки. Для этой цели проводилось конечно-элементное моделирование процесса формоизменения указанных деталей в программном комплексе DEFORM 2D (рис.3.49). В процессе моделирования изучалось распределение полей температур, деформации и напряжений по сечению заготовки.



1- Верхний штамп; 2- заготовка; 3- нижний штамп.

Рис.3.49. Геометрическая модель инструмента и заготовки  
а) для детали «Мембрана»; б) для детали «Кронштейн».

Компьютерное моделирование процесса проводилось при помощи двумерной конечно-элементной модели. Заготовка и инструмент разбивались сеткой конечных элементов, для которых задавались начальные и граничные условия. Пластическая модель заготовки сформирована 4-х узловыми билинейными элементами в количестве 3000 шт. Принято, что штамп ведет себя как абсолютно жесткое тело. Реологические свойства материалов загружались из базы данных DEFORM. В таблицах 3.14 и 3.15 приведены

параметры конечно-элементного моделирования процесса штамповки детали «Мембрана» и детали «Кронштейн» соответственно.

Таблица 3.14

Параметры моделирования процесса штамповки мембраны из сплава Д1

Параметр	Значение
Материал	Д1
Геометрия заготовки	Цилиндр Ø55 мм, Н=50 мм
Температура заготовки перед штамповкой	380°С
Температура штампа	300°С
Скорость штамповки	10 мм/с
Охлаждение	на воздухе
Температура окружающей среды	20°С
Коэффициент трения	0,4

Таблица 3.15

Параметры моделирования процесса штамповки кронштейна из сплава АМг6

Параметр	Значение
Материал	АМг6
Геометрия заготовки	L=198 мм, Н=60 мм
Температура заготовки перед штамповкой	420°С
Температура штампа	300°С
Скорость штамповки	10 мм/с
Охлаждение	на воздухе
Температура окружающей среды	20°С
Коэффициент трения	0,4

После задания необходимых параметров деформирования запускался расчет задачи. Для определения скорости охлаждения после деформации проводился расчет охлаждения штамповки на воздухе.

В результате математического моделирования получены данные о распределении интенсивностей деформаций, напряжений и температур по сечению штамповки мембраны (рис.3.50). Максимальные значения

накопленной деформации достигаются в области ободка и облойного мостика.

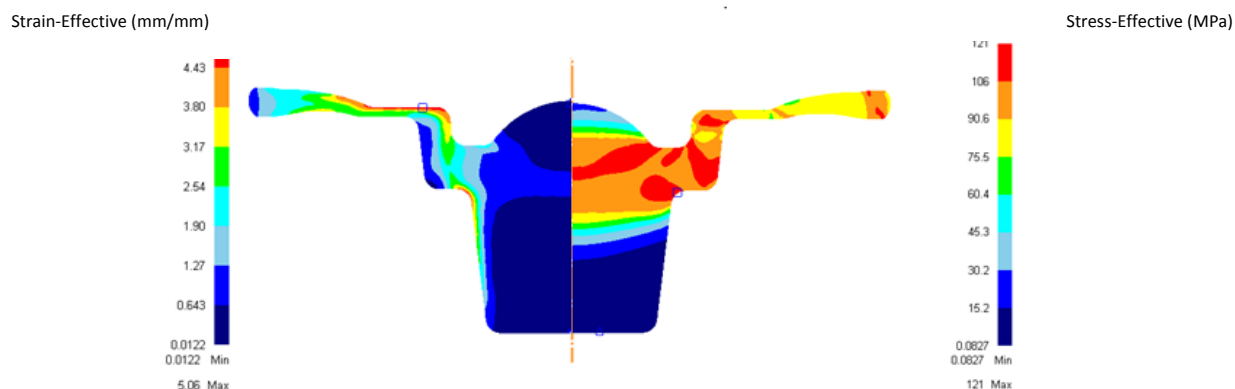


Рис.3.50. Распределение интенсивностей деформаций (слева) и напряжений (справа) по сечению детали «Мембрана»,  $T_{\text{деф}}=380^{\circ}\text{C}$ .

Вследствие трения на контактных поверхностях и интенсивного охлаждения за счет контакта с более холодным инструментом, деформации нижней части штамповки минимальны и материал проработан слабо.

Характер течения материала штамповки отслеживался с помощью сетки Лагранжа (рис. 3.51), которая показывает, что в средних слоях формируется слабodeформированная зона. Зона интенсивной деформации локализуется по внутреннему контуру ободка и в зоне облойного мостика. В результате воздействия пуансона, осаживание заготовки в данной области переходит в процесс обратного выдавливания, и структура прорабатывается более интенсивно.

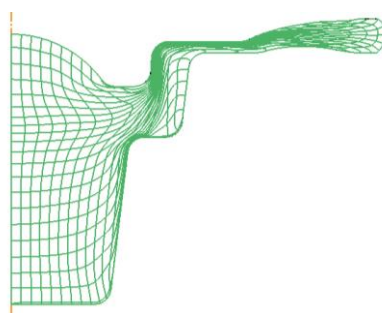


Рис. 3.51. Сетка Лагранжа на конечном шаге деформирования,  $T_{\text{деф}}=380^{\circ}\text{C}$ .

С ростом обжатия происходит интенсивный деформационный разогрев материала штамповки. Моделирование показало, что разброс температур по сечению штамповки составляет более  $100^{\circ}\text{C}$  (рис. 3.52). Неравномерность

деформационной проработки и температурных полей оказывает влияние на характер распределения механических свойств.

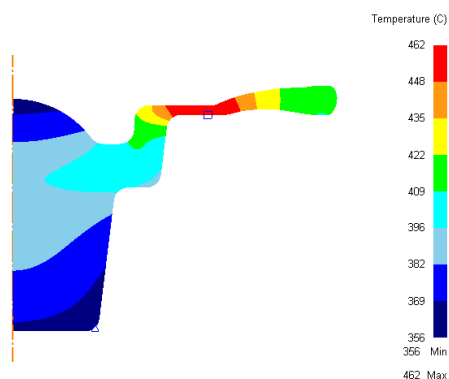


Рис.3.52. Распределение полей температур по сечению штамповки мембраны на конечной стадии формообразования,  $T_{\text{деф}}=380^{\circ}\text{C}$ .

Конечно-элементное моделирование процесса штамповки кронштейна проводилось для типового сечения данной детали (рис.3.48б).

На начальном этапе штамповки происходит осадка заготовки, и максимальные деформации локализуются в контактных поверхностях. Картина распределения интенсивности деформаций (рис.3.53) и сетка Лагранжа (рис.3.54) показывают области с наибольшей проработкой структуры.

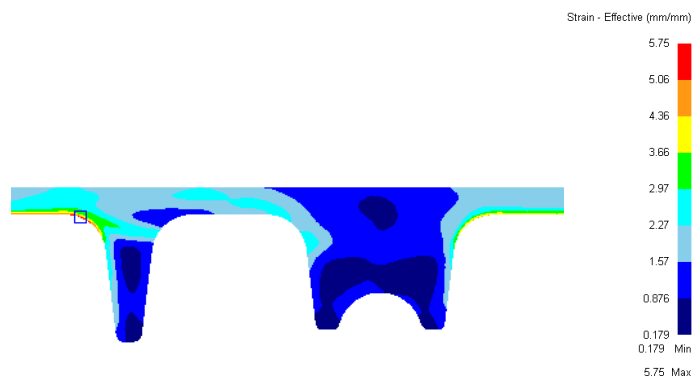


Рис.3.53. Распределение интенсивности деформаций по сечению детали «Кронштейн» на последнем шаге формообразования; температура деформации -  $420^{\circ}\text{C}$ .

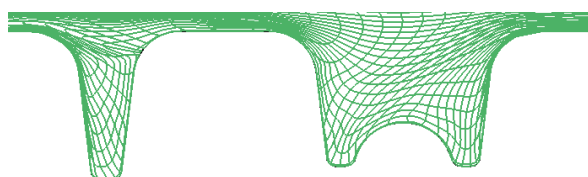


Рис.3.54. Сетка Лагранжа на последнем шаге деформирования

Максимальные деформации достигаются в зоне мостика облоя и в зоне тонкой перемычки штамповки за счет выдавливания металла из центральных слоев в облой на последнем этапе формирования штамповки. Характер кривых Лагранжа и распределения деформаций указывают на значительную неоднородность деформационной проработки.

Температура является одним из параметров, значительно влияющих на релаксационные процессы. Так, при высоких степенях деформации поверхностные слои могут иметь меньшую долю рекристаллизованных зерен по сравнению с центральными слоями, либо иметь нерекристаллизованную структуру. Градиент температур по сечению детали составляет порядка  $60^{\circ}\text{C}$  (рис.3.55). Повышению неравномерности температуры по сечению штамповки способствует охлаждение контактных поверхностей и одновременный деформационный разогрев отдельных областей.

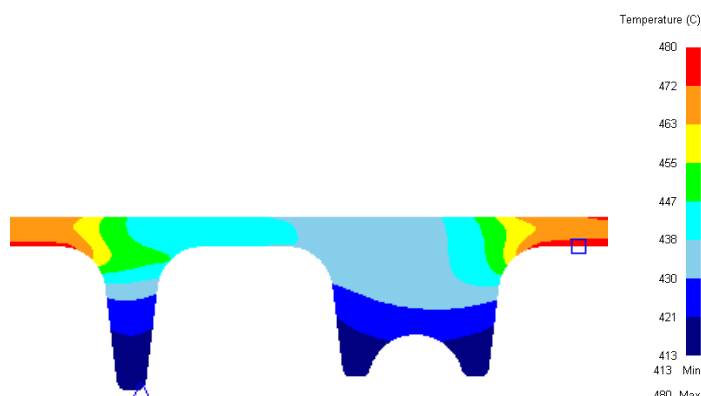


Рис.3.55. Распределение температур по сечению детали «Кронштейн» на конечной стадии формообразования; температура деформации -  $420^{\circ}\text{C}$ .

На рис. 3.56 показаны реперные точки съема результатов конечно-элементного анализа: температуры нагрева перед деформацией, интенсивности деформации и скорости охлаждения. Выбор точек осуществлялся на основании моделирования, которое показало распределение накопленных деформаций, температур и расположение областей с наибольшей и наименьшей проработкой структуры. Результаты САЕ-анализа приведены в таблице 3.23. Прогнозирование характера распределения механических свойств по сечениям деталей осуществлено по



полученным ранее регрессионным моделям. Для проверки результатов прогнозирования проведены замеры твердости по сечениям опытных штамповок в точках, указанных на рис.3.56.

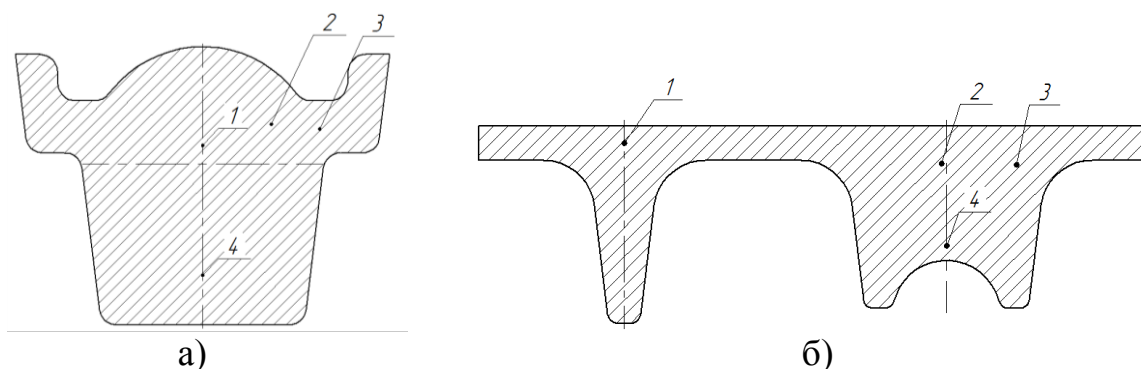


Рис.3.56. Расположение реперных точек.

а) деталь «Мембрана»; б) деталь «Кронштейн»

В таблице 3.17 приведены значения твердости, рассчитанные по формуле (3.12) для сплава Д1 и по формуле (3.9) для сплава АМг6, а так же экспериментальные данные по твердости.

Таким образом, отклонения расчетных и экспериментальных данных не превышают 5,5%, что позволяет говорить об адекватности разработанной математической модели на диапазоне параметров технологического процесса, установленном в данной работе.

Таблица 3.16

Сравнение расчетных и опытных значений твердости

Деталь	№ точки	Т, °С	$\bar{\epsilon}$	$V_{\text{охл.}}$ , °С/с	НВ		Откл., %
					Расчет	Опыт	
Мембрана (Д1)	1	380	0,83	0,98	72,18	72,3	0,2
	2	380	1,51	0,97	73,56	74,3	1
	3	380	2,64	0,96	67,9	71,1	4,7
	4	380	0,145	0,98	66,9	70,6	5,5
Кронштейн (АМг6)	1	420	2,06	0,4	97,0	95,5	1,5
	2	420	1,03	0,37	89,7	91,5	2
	3	420	0,92	0,37	88,8	91,2	2,7
	4	420	0,81	0,36	88	88,2	0,2

Полученная математическая модель является базой для разработки системы автоматизированного прогнозирования (АСП) механических свойств изделий из алюминиевых сплавов, получаемых методами ОМД.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3.

1. Разработана методика изучения влияния режимов горячей деформации и охлаждения на механические свойства изделий, получаемых методами ОМД. В качестве материалов заготовок выбраны деформируемые алюминиевые сплавы Д1 и АМг6, широко применяемые в изделиях современной техники. В основе предложенного подхода лежит изучение изменения механических свойств изделий в зависимости от заданных параметров деформирования с учетом охлаждения после горячей обработки, в ходе которого протекают релаксационные процессы – динамический возврат, полигонизация и рекристаллизация.

2. Оценка влияния температурно-скоростных и деформационных параметров на структуру и свойства изделий проведена на образцах, полученных при различных режимах горячей обработки давлением. Температура нагрева перед деформацией образцов из сплавов Д1 и АМг6 составляла 380, 450 и 520°С. Для получения различной степени деформации и одновременного снижения количества опытов применена прокатка клиновых образцов, которая позволяет получать распределение деформаций от 0 до 75% в одном опыте. Для моделирования различных режимов охлаждения, имитирующих остывание внешних и внутренних слоев массивной заготовки, применялись тепловые изоляторы различной мощности – стальные плиты. Скорости охлаждения при этом составили 0,1, 0,35 и 0,6°С/с.

3. Установлены количественные значения  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  и НВ при различных режимах деформирования и охлаждения. На основании полученных результатов построены кривые изменения механических свойств в зависимости от температуры, степени деформации и условий охлаждения. Анализ кривых показал, что при малых деформациях свойства монотонно возрастают, при степени деформации 45-50% увеличивается угол наклона кривой, что свидетельствует об увеличении скорости упрочнения.

Восходящая часть диаграмм характеризуется условным коэффициентом упрочнения  $K_u$ , поскольку разупрочнение наблюдается даже при малых степенях деформации. Максимальные свойства достигаются при степени деформации 55-60%, после чего кривая свойств падает в результате активного протекания процессов разупрочнения.

4. Установлено, что наилучшие прочностные характеристики в рассматриваемом диапазоне температур для сплава АМгб достигаются в результате деформирования при температуре 380°C и быстром охлаждении (на воздухе). Медленное охлаждение и повышение температуры деформирования образцов из сплава АМгб способствуют протеканию процесса разупрочнения. Разница в показателях механических свойств образцов, обработанных по первому режиму, и образцов, обработанных по второму режиму, составляет 20%.

Для сплава Д1 в рассматриваемых условиях деформирования максимальные значения механических свойств достигаются при обработке при температуре 520°C и последующем охлаждении на воздухе, поскольку сплав Д1 относится к термически упрочняемым сплавам и подвергается закалке в воде с температуры 495-510°C с последующим естественным старением в течение 4 суток. Для учета эффекта старения испытания на механические свойства проводились при вылеживании образцов в течение 10 суток. Разность показателей механических характеристик естественно состаренных образцов и частично отожженных образцов составляет 40%. Таким образом, упрочнение сплава Д1 складывается из двух составляющих: субструктурного упрочнения и упрочнения, вызванного эффектом закалки и старения.

5. Получены количественные значения интенсивностей деформаций, напряжений, а так же полей распределения температуры по объему заготовки с помощью компьютерного моделирования процесса прокатки клиновой заготовки и последующего охлаждения. Моделирование показало, что распределение температуры и НДС имеет зонный характер.

Напряжения возрастают по мере увеличения высоты образца и достигают 100 МПа при степени деформации порядка 75%. Увеличение температуры нагрева перед деформацией с 380 до 520°C снижает общий уровень интенсивности напряжений на 30 МПа вследствие повышения пластичности материала. Интенсивности деформаций изменяются от 0 до 1,5 по длине образца.

6. Установлены функциональные взаимосвязи между технологическими параметрами деформационного процесса и механическими свойствами материала изделия:  $(T, \varepsilon, \tau) \rightarrow (\sigma_B, \sigma_{0,2}, HB)$  с помощью регрессионного анализа.

7. Проведена опытная проверка регрессионных моделей, описывающих зависимость твердости от технологических параметров, для сплавов Д1 и АМг6. Сравнение результатов расчета и экспериментальных данных показывает хорошую корреляцию. Отклонение расчетных данных от опытных не превышает 5,5%, что позволяет говорить о высокой точности решения.

## ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА АВТОМАТИЗИРОВАННОЙ СИСТЕМЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ.

САЕ-системы, применяемые для моделирования процессов ОМД, позволяют получать в исследуемом изделии распределение деформаций, температур, напряжений и т.д. Но они не дают возможности прогнозировать механические свойства с учетом времени и полноты прохождения рекристаллизации в процессе охлаждения после горячей деформации. На основании проведенных исследований появилась возможность создания программного средства прогнозирования на базе интегрированных результатов конечно-элементного анализа и опытных данных. Совместив результаты моделирования с данными механических свойств, полученными в ходе эксперимента, можно оценить влияние технологических параметров на свойства получаемого изделия.

Автоматизированная система прогнозирования базируется на разработанной математической модели и является программным приложением к современным САЕ-системам.

Схематически модель прогнозирования можно представить в виде «черного ящика» (рис.4.1). При проектировании технологического процесса обработки давлением задаются режимы деформирования: температура нагрева перед деформацией, степень деформации. В зависимости от геометрии заготовки внутренние и внешние слои могут остывать с различной скоростью. В результате под влиянием данных факторов формируются прочностные свойства в каждой области изделия. Закон, определяющий взаимосвязь входных и выходных параметров является неизвестным. Определив его, можно любому сочетанию температуры деформации  $T$ , степени деформации  $\varepsilon$  и скорости охлаждения  $V_{охл}$  в данной точке поставить в соответствие значения предела прочности  $\sigma_B$ , предела текучести

$\sigma_{0,2}$  и твердости НВ и таким образом получить картину распределения механических свойств.

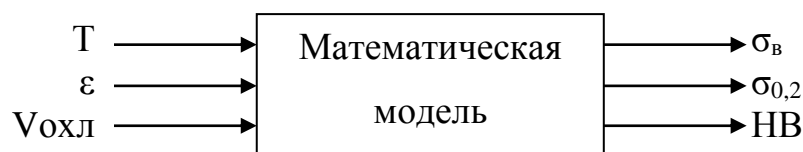


Рис. 4.1. Модель прогнозирования

Архитектура АСП имеет следующий вид (рис. 4.2):

- среда АСП – основная часть системы, включающая в себя ядро и интерфейс программы;
- модуль импорта информации из САЕ-системы – обеспечивает импорт данных, полученных в ходе конечно-элементного анализа;
- модуль прогнозирования – выполняет расчетные операции вычисления прогнозируемых величин.

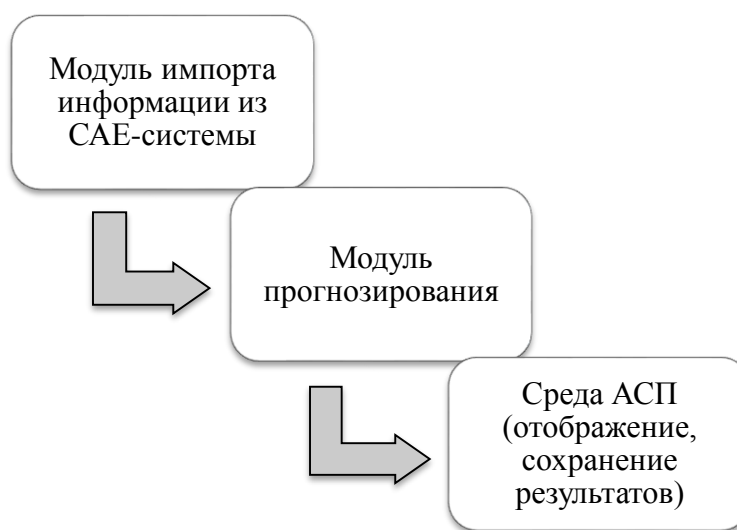


Рис.4.2. Архитектура автоматизированной системы прогнозирования

В результате проведенных экспериментальных исследований и математического моделирования процесса прокатки и охлаждения образцов из алюминиевых сплавов установлены данные о распределении механических свойств, температур, деформаций и скорости охлаждения по объему заготовки. С помощью регрессионного анализа получены

математические модели, описывающие влияние параметров технологического процесса деформирования на формирование механических свойств изделия. Однако полученные модели прогнозирования описываются полиномами второй степени, а кривые изменений механических свойств, установленные в ходе эксперимента, представляют собой более сложную функцию (рис.4.3).

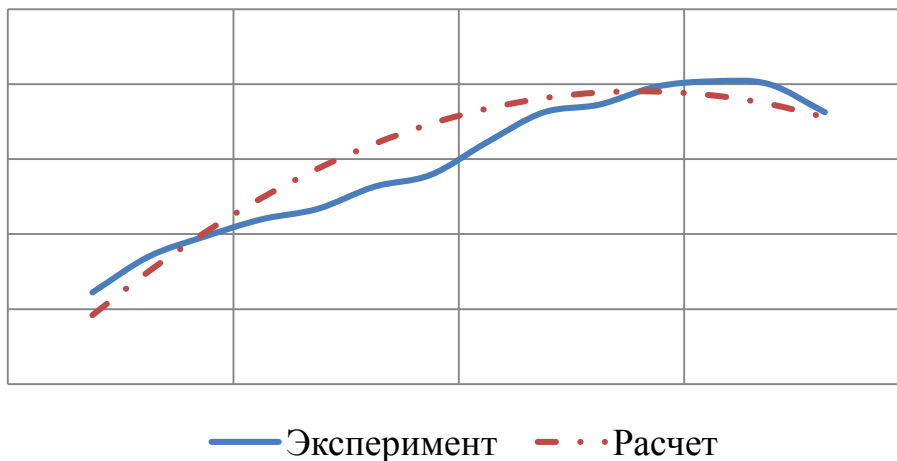


Рис.4.3. Общий вид кривых

В результате, уравнение регрессии дает хорошую корреляцию не на всем диапазоне изменения параметров. Поэтому разрабатываемая система прогнозирования строится на основе реляционной базы данных, и зависимость  $(T, \epsilon, V_{охл}) \rightarrow (\sigma_B, \sigma_{0,2}, HB)$  можно организовать в виде взаимосвязанных таблиц базы данных.

Установление функциональной зависимости  $(T, \epsilon, V_{охл}) \rightarrow (\sigma_B, \sigma_{0,2}, HB)$  осуществляется локальной линейной аппроксимацией (рис.4.4).

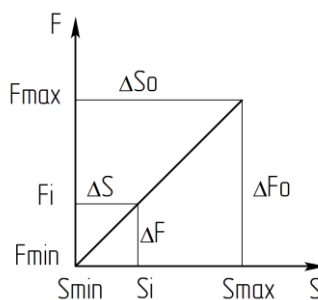


Рис. 4.4. Схема локальной аппроксимации

Значение функции  $F_i$  в точке  $S_i$  определяется из пропорции:

$$\frac{\Delta S}{\Delta F} = \frac{\Delta S_0}{\Delta F_0}; \quad \Delta F = \frac{\Delta S \Delta F_0}{\Delta S_0}$$

$$F_i = F_{min} + \Delta F$$

где  $S_i$  и  $F_i$  - значениями аргумента и функции в  $i$ -той точке. В ближайших к  $i$ -ой узловых точках эксперимента значения функции принимают минимальные и максимальные значения:  $S_{min}$ ,  $S_{max}$ ,  $F_{min}$ ,  $F_{max}$  соответственно.

$\Delta S$  и  $\Delta F$  – расстояние  $i$ -той точки по  $S$  и  $F$  от ближайших минимальных узловых точек эксперимента.

Для создания автоматизированной системы прогнозирования свойств в алюминиевых сплавах разработана информационная модель.

#### 4.1. Разработка информационной модели

Информационная модель - модель объекта, представленная в виде информации, описывающей свойства и состояние объекта, а также связи между параметрами и переменными величинами объекта. Информационная модель позволяет моделировать возможные состояния объекта путем подачи информации об изменениях переменных величин.

В рамках данного исследования объектом являлись алюминиевые сплавы, для которых прогнозировались механические свойства.

Информационная модель АСП включает в себя эмпирические данные по механическим свойствам и данные о распределении температур, интенсивностей деформаций и скорости охлаждения, полученные с помощью математического моделирования. Следовательно, для работы АСП необходимо сформировать базу данных, содержащую результаты моделирования и значения механических характеристик, которая устанавливает взаимосвязь между входными и выходными параметрами системы.



Для построения информационной модели проведен анализ, который позволил определить необходимый набор сущностей модели и их атрибутов, а также установить взаимосвязи между ними. Информационная модель АСП представлена на рисунке 4.5.

В основе информационной модели системы прогнозирования заложена базовая модель, которая совмещает результаты математического моделирования и экспериментальные данные.

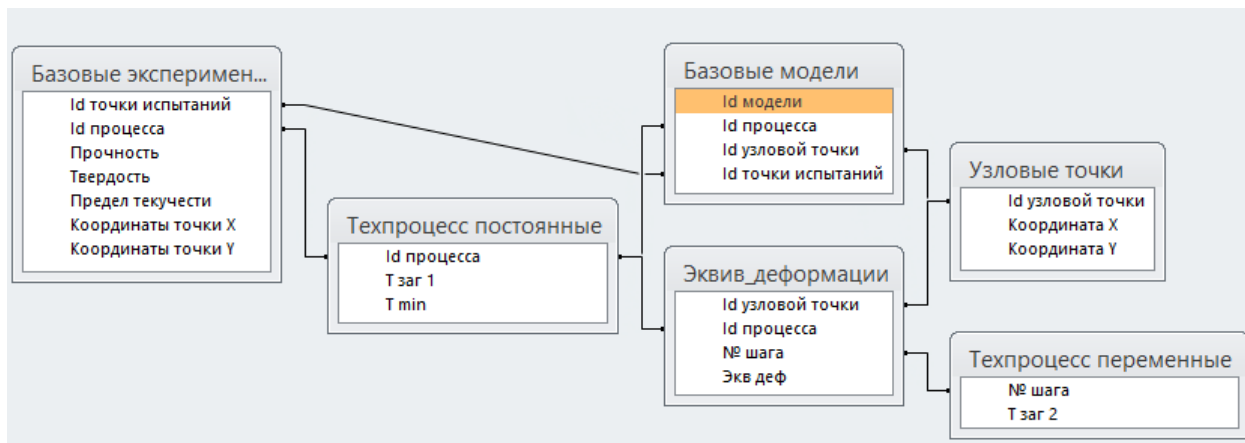


Рис.4.5. Информационная модель автоматизированной системы прогнозирования свойств

Базовая модель – модель, основанная на результатах прокатки клиновых образцов. Базовая модель содержит значения механических свойств данного материала и значения интенсивностей деформаций, температуры и скоростей охлаждения, полученные в ходе моделирования в САЕ-системе, в каждой базовой точке.

Базовая точка – точка с координатами  $(X_i; Y_i)$ , для которой известны опытные данные по механическим свойствам.

Для работы в системе сначала требуется сформировать базовую модель для исследуемой марки материала. Для этого необходимо провести опыты согласно разработанной методики для получения данных о механических свойствах изучаемого материала при различных режимах деформирования и смоделировать процесс формоизменения и охлаждения заготовки в САЕ-

системе. Затем в АСП загрузить полученную конечно-элементную модель заготовки и задать значения механических свойств, установленные в ходе эксперимента, в базовых точках с координатами  $(X_i, Y_i)$ .

После заполнения базы данных система может использоваться для прогнозирования свойств других изделий из данной марки материала, получаемых методами ОМД.

Схему работы системы можно представить в следующем виде: база данных содержит информацию о значениях механических свойств при определенных параметрах деформирования, на входе автоматизированной системы задаются данные моделирования (значения интенсивностей деформаций, температуры процесса, скорости охлаждения). После задания всех входных данных в системе происходит анализ результатов, т.е. каждому сочетанию температуры деформации, степени деформации и скорости охлаждения в данной точке ставится в соответствие значения твердости, предела прочности и предела текучести, выбранные из базы данных АСП (рис.4.6).

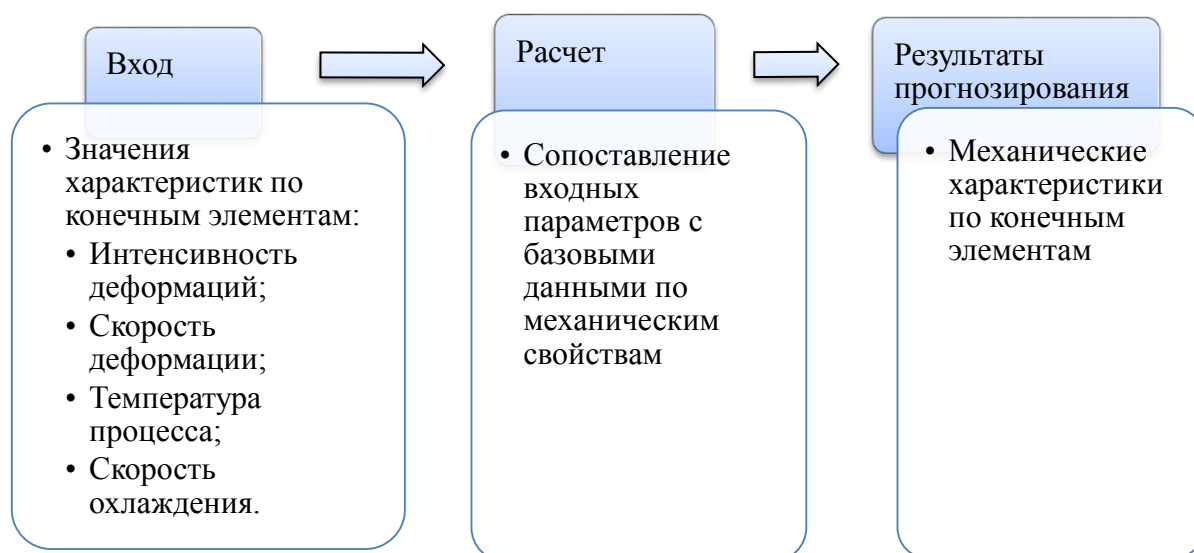


Рис.4.6. Схема взаимодействия входных, промежуточных и выходных данных

Ввиду того, что в DEFORM скорость охлаждения не вычисляется, необходимо задать нижний температурный предел и значение временного

шага для расчета скорости охлаждения с использованием линейной аппроксимации:

$$V = \frac{T_0 - T_i}{(t_i - t_0) \cdot \tau}, \quad (4.1.)$$

где  $T_0$ ,  $T_i$  – начальная и минимальная (выбранная для расчета скорости) температуры соответственно, °С;

$t_0$ ,  $t_i$  – номер шага для соответствующих температур;

$\tau$  – величина шага по времени, с.

Информационная модель служит базой для разработки программного приложения АСП, основными требованиями к которому являлись:

- 1) простой и удобный интерфейс пользователя;
- 2) минимальные требования к ресурсам компьютера;
- 3) быстрота и точность решения;
- 4) возможность дополнения базы данных.

В качестве базового языка программирования выбран Visual Basic. Основной операционной системой для разработанной АСП является платформа Windows.

Алгоритм работы программы можно представить в виде операций выбора входного файла, его загрузки, преобразования данных и процесса прогнозирования свойств (рис. 4.7, 4.8).



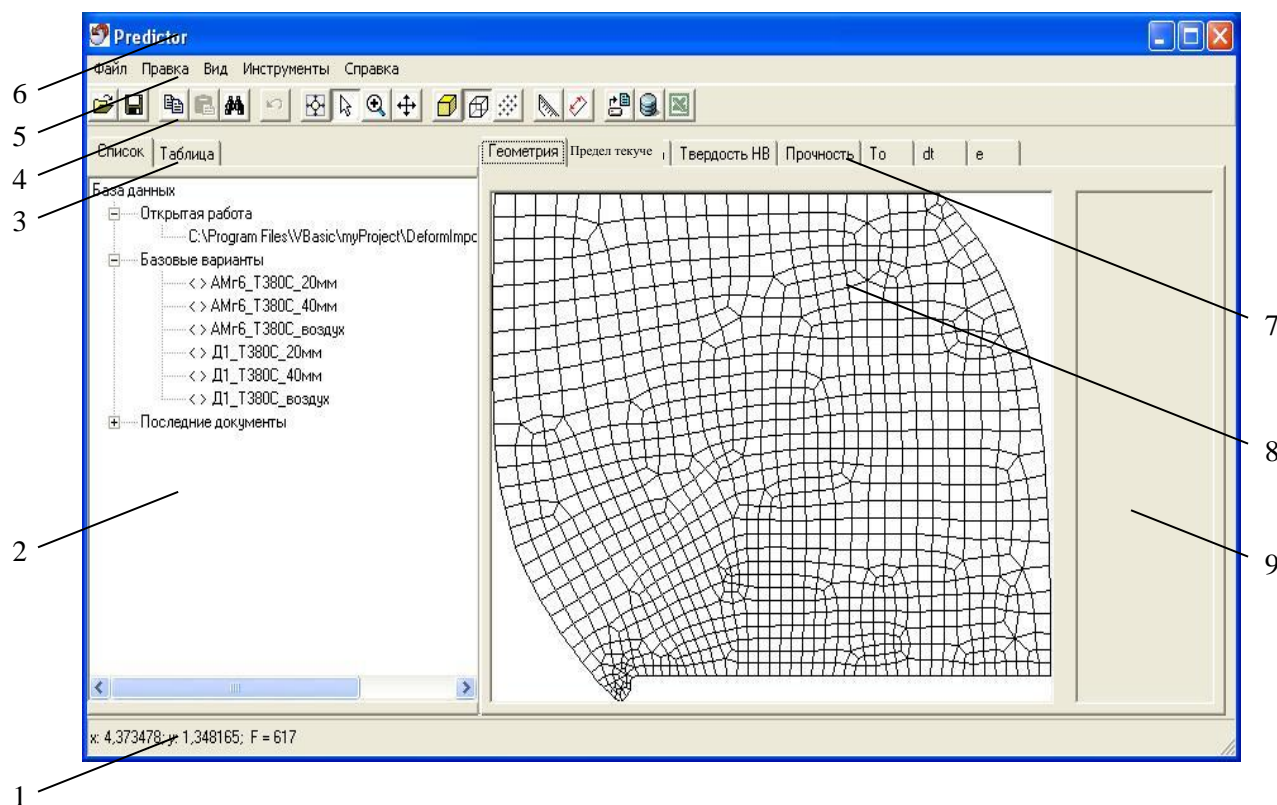
Рис. 4.7. Алгоритм заполнения базы данных АСП



Рис. 4.8. Алгоритм работы АСП

## 4.2. Интерфейс автоматизированной системы прогнозирования

Для упрощения освоения и работы с программой интерфейс системы выполнен с использованием стандартных меню и панелей (рис.4.9), применяемых при разработке программных приложений.



1 – строка состояния, 2 – дерево проекта, 3 – вкладки переключения показа дерева проекта или таблицы значений, 4 – панель инструментов, 5 – основное меню программы, 6 – заголовок программы, 7 – вкладки переключения отображаемых данных, 8 – окно изображения модели, 9 – окно шкалы.

Рис.4.9. Интерфейс системы автоматизированного проектирования

Вызов команд осуществляется посредством контекстного меню и панели инструментов. Дерево проекта включает в себя все базы данных, выделяя при этом базовые варианты, используемые для текущего расчета. Вкладка «Таблица» предназначена для отображения выбранных точек модели и значений прогнозируемых величин в этих точках, добавления базовых точек. Чтобы избежать нежелательного изменения координат

базовых точек можно переключиться в режим просмотра, в котором их редактирование запрещено. Панель инструментов полностью соответствует основному меню и предназначена для более быстрого доступа к командам.

Окно изображения модели отображает загруженную модель в соответствии с выбранным режимом. Окно шкалы показывает соответствие значения и цвета отображаемых данных. Строка состояния предназначена для отслеживания положения курсора в окне модели.

Интерфейс АСП имеет простой вид и обеспечивает быстрый доступ к необходимым командам. Разработанная система является дополняемой, т.е. пользователь может самостоятельно добавить базовые варианты с соответствующими показателями механических характеристик.

#### 4.3. Последовательность работы с автоматизированной системой прогнозирования

Перед началом работы с АСП необходимо заполнить базу данных системы путем создания базовых моделей для каждого материала и режима деформирования, содержащих данные экспериментальных исследований. Для этого необходимо выполнить следующее:

1. провести математическое моделирование процесса деформирования и охлаждения клиновой заготовки согласно разработанной методике. Процесс и результаты моделирования подробно рассмотрены в параграфе 3.3.

2. Экспортировать результаты моделирования из DEFORM командой Data Extraction в текстовый файл, содержащий данные о координатах точек (RZ), соединения элементов (ELMCON), температуре (NDTMP), интенсивности деформаций (STRAIN) (рис.4.10).

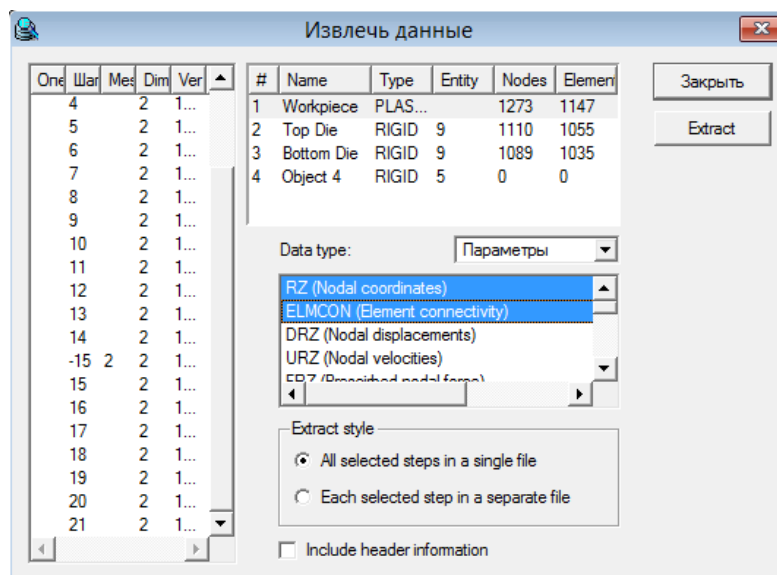


Рис.4.10. Экспорт данных из DEFORM

3. Запустить АСП и импортировать подготовленный файл в систему при помощи команды «Импорт данных из Deform» в меню «Файл» (рис.4.11).

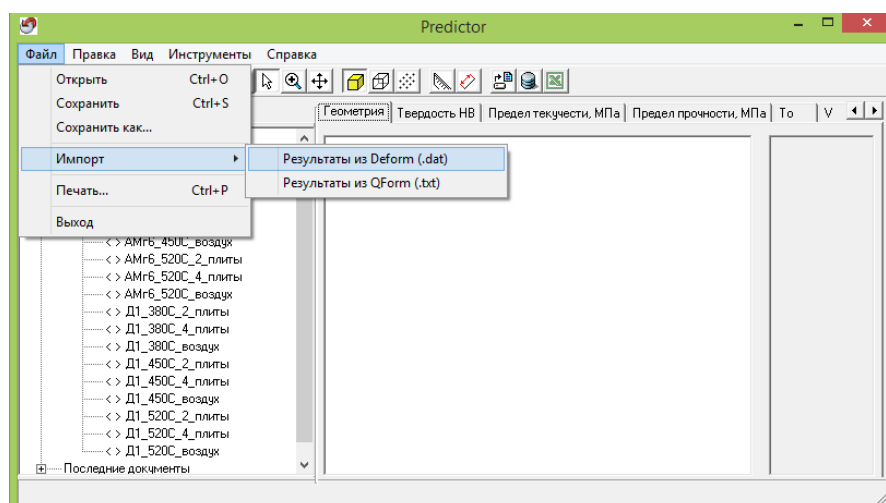


Рис.4.11. Вызов команды для импортирования данных моделирования

4. Указать в появившемся диалоговом окне «Импорт данных» параметры расчета (рис.4.12): температура охлаждения, до которой рассчитывается скорость охлаждения и соответствие временного шага заданному в DEFORM.



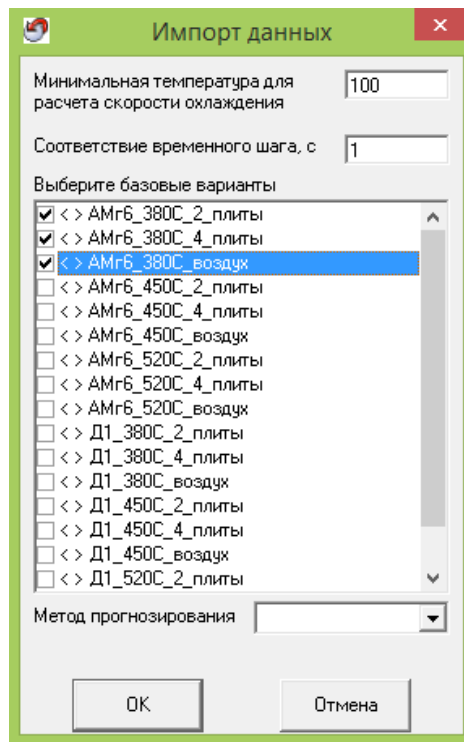


Рис.4.12. Диалоговое окно импорта данных

5. После импорта данных необходимо внести экспериментальные данные. Для этого в системе предусмотрена функция «Добавление базовых точек» (рис.4.13), после вызова которой необходимо внести координаты точки и опытные данные по механическим свойствам в этой точке.

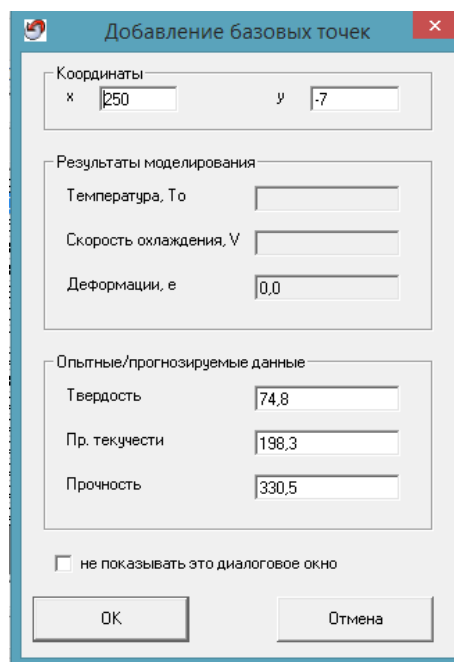


Рис.4.13. Диалоговое окно добавления базовых точек

После внесения всех базовых точек, для которых известны экспериментальные значения прогнозируемых показателей (рис.4.14), проект следует сохранить в папку базовых вариантов, при следующем запуске программы его можно использовать для прогнозирования свойств.

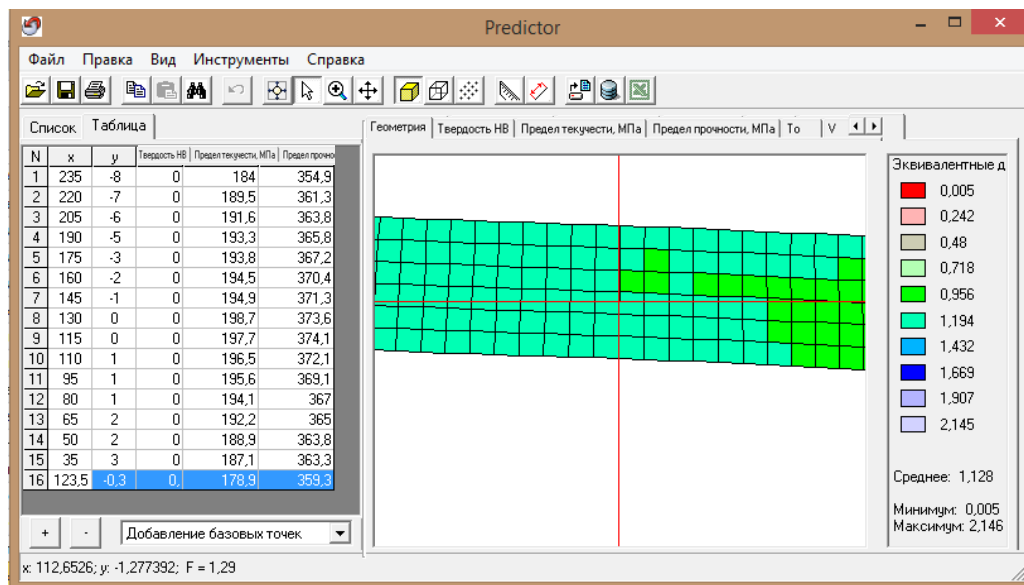


Рис.4.14. Добавление базовых точек

После заполнения базы данных система готова к работе. Для прогнозирования механических свойств необходимо провести конечно-элементный расчет исследуемого процесса деформирования и последующего охлаждения заготовки. При импорте данных из CAE-системы помимо температуры охлаждения, до которой рассчитывается скорость охлаждения, и соответствия временного шага необходимо выбрать базовую модель для данного материала (рис.4.12).

После импорта данных АСП производит расчет и отображает модель и результаты прогнозирования. Переключаясь между вкладками, можно просмотреть результаты, полученные в ходе конечно-элементного расчета (интенсивность деформаций, температура, скорость охлаждения) и спрогнозированные значения величины предела текучести, предела прочности и твердости. На рис.4.15 показана геометрия штамповки в режиме измерений: при перемещении курсора на шкале отображаются

спрогнозированные данные ближайшей точки. При необходимости есть возможность экспортировать данные расчета в электронные таблицы Excel.

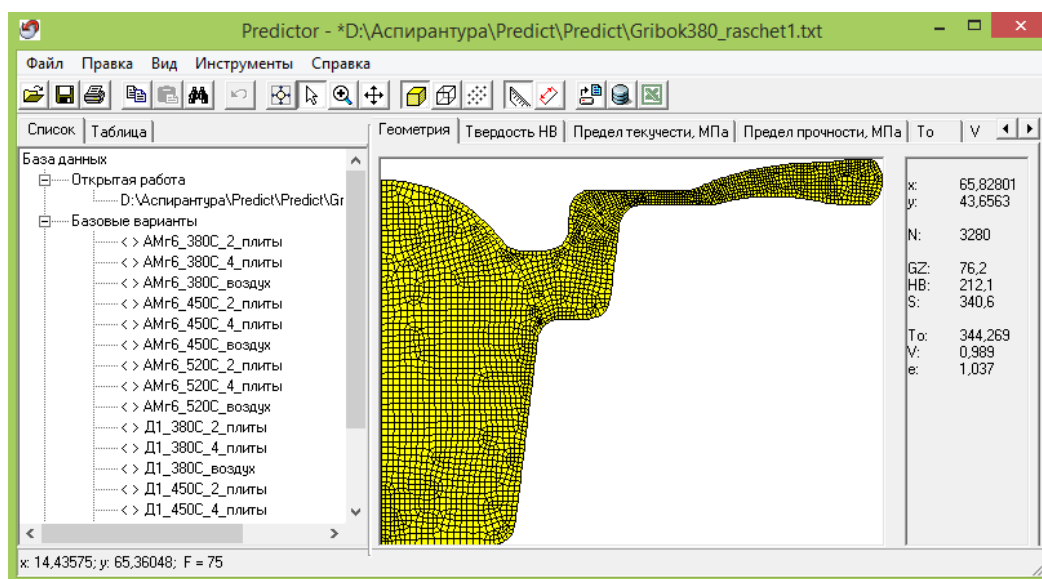


Рис.4.15. Отображение результатов прогнозирования в режиме измерений.

Преимуществом АСП является ее дополняемость, т.е. если нет требуемого материала, то пользователь может самостоятельно создать базовый вариант.

Ниже рассмотрен пример работы с системой.

#### 4.4. Пример работы с системой автоматизированного прогнозирования

Перед началом работы в АСП необходимо провести математическое моделирование процесса деформирования в CAE-системе. Затем импортировать данные о накопленной деформации, распределении температуры и геометрию полученной заготовки из CAE-системы в АСП и провести расчет в системе.

В качестве примера работы в системе автоматизированного прогнозирования выбраны процессы штамповки мембраны из сплава Д1 и кронштейна из сплава АМгб.

Моделирование штамповок и реальные процессы изготовления подробно рассмотрены в параграфе 3.4.3. Варьируемым технологическим параметром в данном случае являлась начальная температура нагрева перед деформацией. Для мембраны она составляла 380, 450 и 520°C; для кронштейна – 350 и 420°C.

После математического моделирования данные из DEFORM экспортировались в систему прогнозирования. Файл экспорта содержал в себе информацию о геометрии детали, распределении интенсивностей деформаций и температур по конечным элементам. Скорость охлаждения после деформации рассчитывалась в системе по формуле (4.1).

В результате в автоматическом режиме получены картины распределения твердости, предела текучести и прочности в каждой точке штамповки мембраны (рис.4.15).

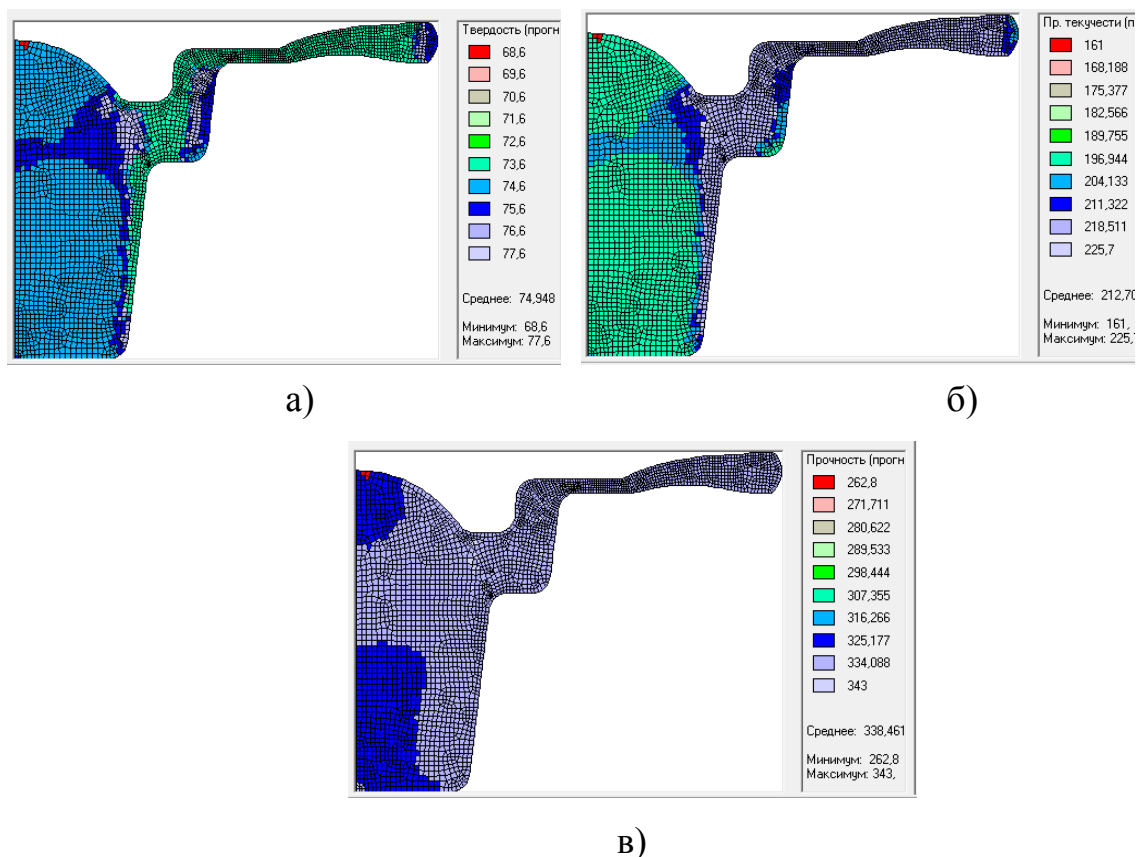


Рис.4.16. Результаты прогнозирования механических свойств детали «Мембрана». Температура деформирования - 380°C.

а) твердость; б) предел текучести; в) предел прочности

Как видно из рисунка 4.15, максимальные механические свойства достигаются в зоне ободка и в зоне облойного мостика, что связано с наиболее интенсивной проработкой структуры в этих областях. Ввиду малой толщины ободка и мостика, скорость охлаждения после деформации достаточно высока и существенных различий в скорости охлаждения внутренних и внешних слоев не наблюдается. Поэтому в данных областях релаксационные процессы не успевают пройти полностью, следовательно, материал поковки остается частично нагартованным и механические свойства имеют высокие показатели.

В центральной части штамповки уровень механических свойств остается невысоким. Разность показателей, например предела прочности, центральной части штамповки и области ободка составляет 18 МПа для температуры деформации 380°С.

Аналогичным образом спрогнозированы свойства для температур деформации 450 и 520°С.

На рис. 4.17 показаны результаты прогнозирования механических свойств штамповки кронштейна при температуре 420°С.

Результаты прогнозирования подтверждают предположение о расположении зон с максимальными значениями механических свойств. Так, из рис.4.17 видно, что максимальная твердость и предел текучести достигаются в зоне тонкой перемычки и облойного мостика. Аналогичным образом проведены исследования штамповки кронштейна при температуре 350°С.

Для оценки точности полученных результатов проведена опытная штамповка деталей. Условия деформирования соответствовали условиям, заданным при проведении математического моделирования. С целью определения распределения механических свойств по сечению детали и сравнения с результатами, полученными в ходе прогнозирования, проводились замеры твердости по Бринеллю в точках, указанных на рис.3.62.

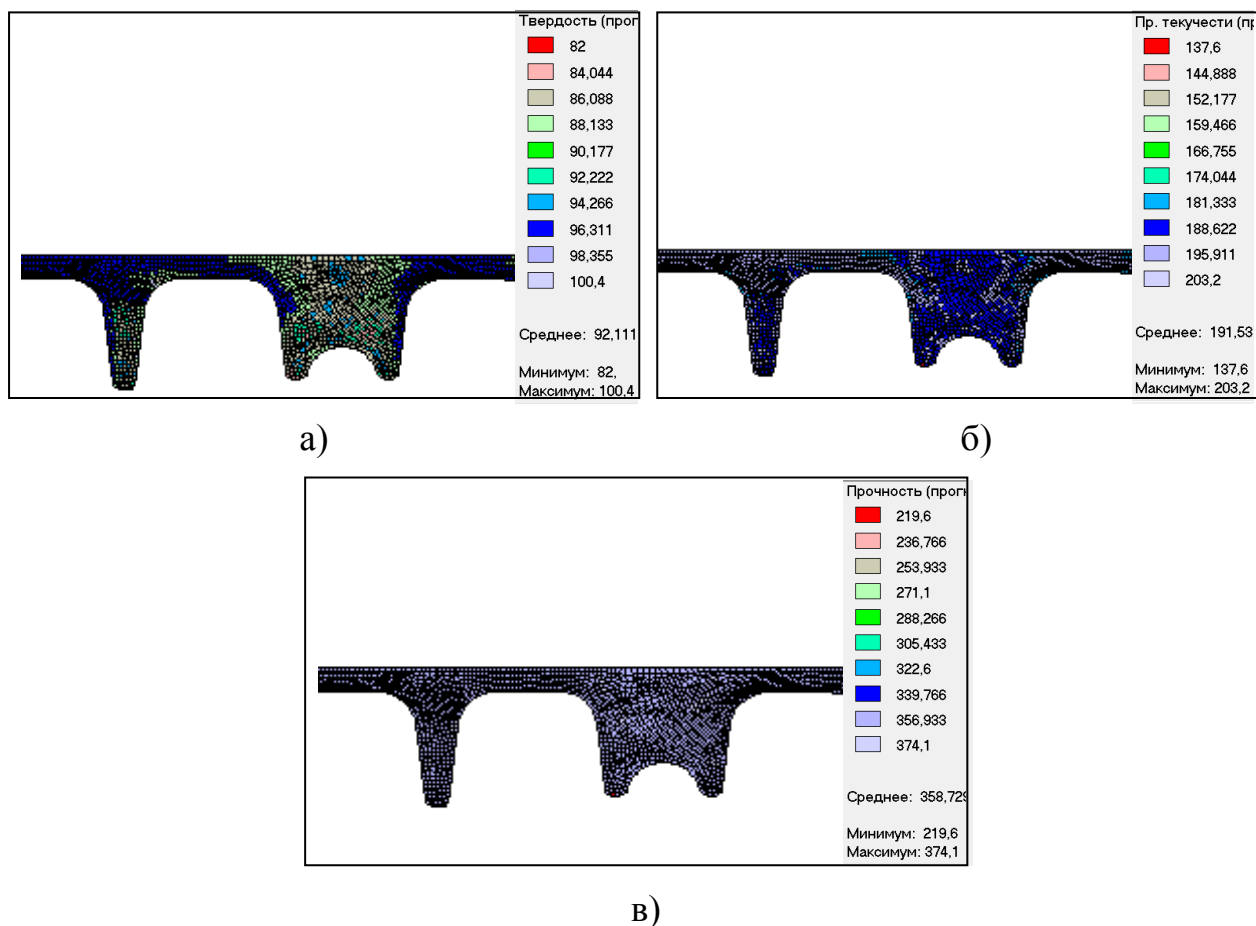


Рис.4.17. Результаты прогнозирования механических свойств детали «Кронштейн». Температура деформирования - 420°С.

а) твердость; б) предел текучести; в) предел прочности

Обобщенные результаты анализа представлены в таблице 4.1.

Полученная картина распределения механических свойств достаточно хорошо коррелируется с опытными данными замера твердости (табл. 4.1-4.2). Точность решения показывает, что, несмотря на различное напряженно-деформированное состояние при прокатке и штамповке, отклонение спрогнозированных данных не превышает 6-7%. Следовательно, в качестве критерия, отражающего влияние НДС на механические свойства изделий, получаемых методами ОМД, может быть использована интенсивность деформации.

Таблица 4.1

Сравнение результатов прогнозируемых и опытных значений твердости для штамповки «Мембрана» из сплава Д1

№	380 °С		Откл., %	450 °С		Откл., %	520 °С		Откл., %
	Прогн.	Опыт		Прогн.	Опыт		Прогн.	Опыт	
1	75,8	72,3	4,6	75,5	72,5	3,9	75,1	71,7	4,5
2	76,7	74,3	3,1	77,3	75,4	2,5	79,6	77,5	2,6
3	73,6	71,1	3,4	76,7	73,1	4,7	77,6	72,7	6,3
4	71,8	70,6	1,7	74,8	71,8	4,0	74,4	70,5	5,2

Таблица 4.2

Сравнение результатов прогнозируемых и опытных значений твердости для штамповки «Кронштейн» из сплава АМг6

№ точки	350 °С		Откл., %	420 °С		Откл., %
	Прогноз.	Опыт		Прогноз.	Опыт	
1	97,6	96,3	1,3	96,4	95,5	0,9
2	93,5	92,2	1,4	91,2	91,5	0,3
3	92,7	92,0	0,8	91,5	91,2	0,3
4	87,4	90,3	3,3	87,1	88,2	1,3

Таким образом, можно говорить о возможности использования разработанной АСП для прогнозирования распределения механических свойств алюминиевых изделий после горячей пластической деформации. Созданная автоматизированная система прогнозирования расширяет возможности современных САЕ-систем, применяемых для анализа процесса пластического течения, позволяя проектировать технологический процесс не только с точки зрения получения требуемой геометрии изделия, но и отталкиваясь от заданных конструктором прочностных свойств.

Использование АСП дает возможность решить проблему прогнозирования распределения механических свойств изготавливаемых изделий ответственного назначения. Причем ее преимуществом является получение не усредненных по объему свойств изделия, а количественные значения прочностных показателей на каждом участке получаемого изделия. Следовательно, можно проектировать технологический процесс таким образом, чтобы требуемые механические свойства были сосредоточены в какой-то локальной области или равномерно распределены во всем объеме готового изделия.

Применение АСП позволяет проектировать и корректировать технологический процесс ОМД таким образом, чтобы получать в конечном изделии заданный конструктором уровень механических свойств в конкретной зоне изделия либо равномерно распределенный по сечению детали. АСП предназначена для проведения опытно-конструкторских и технологических работ профильными предприятиями и учебными заведениями, связанных с созданием инновационных методов проектирования процессов ОМД на основе прогнозирования механических свойств металлических материалов.

#### 4.5. Разработка методики прогнозирования распределения механических свойств изделий из алюминиевых сплавов, получаемых методами ОМД

На основании проведенных исследований разработана методика прогнозирования распределения механических свойств по объему изделия в зависимости от степени деформации, температуры и скорости охлаждения. Методика включает в себя следующие этапы:

а) проведение механических испытаний клиновых образцов из исследуемого материала, полученных при прокатке при различных режимах для получения количественных значений изучаемых свойств;



б) математическое моделирование процесса пластического течения и охлаждения после деформирования клиновых образцов с целью определения распределения температур, интенсивности деформаций и скорости охлаждения по объему изделия;

в) построение с помощью регрессионного анализа функциональных зависимостей механических свойств, полученных опытным путем, от НДС и технологических параметров деформационного процесса, установленных в ходе математического моделирования.

г) создание базы данных, совмещающей данные по механическим свойствам и результаты конечно-элементного анализа.

д) использование полученных зависимостей при моделировании технологических процессов ОМД для установления распределения механических характеристик по объему изделия.

Данная методика разработана и апробирована для прогнозирования распределения следующих механических свойств алюминиевых сплавов АМг6 и Д1: предела текучести, предела прочности и твердости. Методика является универсальной и может применяться для прогнозирования распределения механических, эксплуатационных и других свойств, зависящих от НДС, температуры и скорости охлаждения, различных металлов и сплавов.

## ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4.

1. На базе разработанной интегрированной математической модели создана автоматизированная система прогнозирования – приложение к современным САЕ-системам, позволяющее проектировать технологические процессы горячей обработки давлением алюминиевых сплавов со следующими прогнозируемыми параметрами: твердость, предел прочности и предел текучести.

2. Для проверки работы автоматизированной системы прогнозирования изготовлены опытные штамповки мембраны из сплава Д1 и кронштейна из сплава АМг6 и проведено математическое моделирование процессов штамповки этих изделий с помощью программы DEFORM. Температуры нагрева перед деформацией для штамповок из сплава Д1 составляли: 380, 450, 520°С; для штамповок из сплава АМг6: 350, 420°С. Математическое моделирование показало значительную неоднородность проработки структуры, вследствие чего возможно наличие анизотропии механических свойств по сечению изделия. Для получения картины распределения механических свойств по сечению штамповок проведен расчет с помощью разработанной АСП. Применение АСП позволило установить области штамповки с наилучшими показателями механических характеристик, достигнутых при деформировании по заданным режимам.

3. Для проверки спрогнозированных показателей штамповок мембраны и кронштейна проведены замеры твердости. Сравнение экспериментальных данных и результатов прогнозирования показало хорошую корреляцию. Точность решения показывает, что, несмотря на различное напряженно-деформированное состояние при прокатке и штамповке, отклонение спрогнозированных данных не превышает 6-7%. Это позволяет говорить, что предложенная методика дает возможность получать объективные данные о распределении механических свойств по сечению изделия при различных методах горячей обработки давлением.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Получены количественные значения  $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  и НВ при различных режимах деформирования и охлаждения. Варьируемыми параметрами являлись температура, степень деформации и скорость охлаждения после горячего деформирования. Температура нагрева перед деформацией составляла 380, 450 и 520 °С. Применение клиновых образцов дало возможность исследовать степень деформации от 0 до 75% в одном опыте, вследствие чего сократилось требуемое число экспериментов. Для моделирования различных режимов остывания после горячей обработки применялись изоляторы тепла различной мощности – стальные плиты, что позволило исследовать три режима охлаждения: на воздухе, между 2-мя слоями плит, между 4-х слоев плит - со скоростью охлаждения, равной 0,1; 0,35 и 0,6 °С/с соответственно.

2. Упрочнение образцов из сплавов АМгб и Д1 происходит до степени деформации 55-60%, при дальнейшем ее увеличении механические характеристики снижаются вследствие активного развития процессов разупрочнения. Наилучшие прочностные характеристики в рассматриваемом диапазоне температур для сплава АМгб достигнуты при деформировании при температуре 380 °С и быстром охлаждении (на воздухе), что позволило получить частично нагартованные образцы. Максимальные механические свойства в этом случае составили:  $\sigma_{0,2}=212,2$  МПа,  $\sigma_B=373,5$  МПа, НВ=102,8 МПа. Охлаждение между 4-х слоев плит и повышение температуры деформирования до 520 °С способствовали протеканию процесса разупрочнения и получению частично отожженных образцов, механические свойства снизились:  $\sigma_{0,2}=163,5$  МПа,  $\sigma_B=243,3$  МПа, НВ=85,9 МПа. Разница максимальных и минимальных значений механических свойств составила порядка 20%.

Для образцов из сплава Д1 наилучшие механические свойства достигнуты в результате обработки при температуре 520 °С и быстром охлаждении, поскольку при данном режиме в сплаве Д1 происходит

частичная закалка с последующим естественным старением. Максимальные механические свойства в этом случае составили:  $\sigma_{0,2}=225,7$  МПа,  $\sigma_B=343$  МПа,  $HV=77,6$  МПа. Низкая температура деформирования и медленное охлаждение позволили получить частично отожженные образцы со следующими значениями механических свойств:  $\sigma_{0,2}=133,5$  МПа,  $\sigma_B=215,4$  МПа,  $HV=65,2$  МПа. Разность максимальных и минимальных значений механических характеристик образцов составила 40%. Таким образом, упрочнение сплава Д1 складывается из двух составляющих: субструктурного упрочнения и упрочнения, вызванного эффектом закалки и старения.

3. Проведено компьютерное моделирование процесса прокатки и охлаждения клиновых образцов. Параметры процессов при моделировании полностью соответствовали выполненным ранее экспериментам. Исследован характер распределения компонентов напряженно-деформированного состояния и температуры, определены их количественные показатели. Выявлено, что НДС и температура имеют зонный характер распределения по продольному сечению клинового образца, что подтверждает правильность выбора схемы вырезки образцов для механических испытаний. Наличие градиента интенсивности напряжений и деформаций, а также характер распределения температур при охлаждении заготовки, свидетельствуют о том, что в процессе деформирования должны формироваться зоны с различными структурой и свойствами.

4. С помощью методов физического и математического моделирования установлены зависимости между показателями механических свойств алюминиевых сплавов АМг6 и Д1 и параметрами технологического процесса горячего деформирования при изменении интенсивности деформации в интервале 0,2-1,5 (относительная степень деформации составила 0-75%), температуры нагрева перед деформацией от 380 °С до 520°С и скорости охлаждения после формоизменения от 0,1 °С/с до 0,6 °С/с.

5. На основании проведенных опытов сформирована база данных, совмещающая результаты конечно-элементного анализа и

экспериментальные значения механических свойств с помощью линейной аппроксимации.

6. Осуществлена опытная проверка полученных регрессионных моделей. Для этой цели изготовлены штамповки мембраны из сплава Д1 и кронштейна из сплава АМг6 и проведены замеры твердости с целью определения распределения механических свойств по сечению штамповки. Несмотря на различие схем НДС при прокатке и штамповке, отклонение расчетных данных от экспериментальных не превысило 5%. Это позволяет говорить о том, что интенсивность деформации является универсальным критерием, который позволяет при одинаковых температурно-скоростных условиях деформирования и последующего охлаждения правильно соизмерять влияние НДС на свойства полуфабрикатов, получаемых различными процессами горячей ОМД.

7. Разработана методика прогнозирования распределения механических свойств по объему полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, изготавливаемых методами горячей обработки давлением, основанная на совмещении методов физического и математического моделирования и учете объединенного влияния температуры, деформации и скорости охлаждения на величину механических свойств материала. Методика включает в себя следующие этапы:

а) проведение механических испытаний клиновых образцов из исследуемого материала;

б) компьютерное моделирование процесса пластического течения и охлаждения после деформирования клиновых образцов;

в) построение функциональных зависимостей механических свойств от параметров деформационного процесса;

г) создание базы данных;

д) использование полученных зависимостей при моделировании технологических процессов ОМД.

8. На основе разработанной базы данных создано программное приложение к современным САЕ-системам – автоматизированная система прогнозирования распределения механических свойств (АСП). АСП позволяет проектировать технологические процессы горячей ОМД алюминиевых сплавов со следующими прогнозируемыми параметрами: предел прочности, предел текучести и твердость в каждой зоне сечения получаемого изделия. Экспериментальная проверка разработанной системы проводилась при штамповке мембраны из сплава Д1 и кронштейна из сплава АМг6 с последующим замером твердости по Бринеллю. Сравнение экспериментальных и спрогнозированных значений твердости штамповок из сплавов Д1 и АМг6 показало хорошую корреляцию, погрешность не превышает 6,5%, что позволяет говорить о высокой точности решения. Привлечение математического моделирования для прогнозирования свойств материалов создает условия для перехода от качественных к количественным показателям при оценке влияния технологических параметров процесса на свойства конечных изделий, получаемых методами горячей ОМД, на стадии конструкторско-технологической подготовки производства.

9. Методика прогнозирования, разработанная и апробированная для сплавов Д1 и АМг6, является универсальной и может применяться для прогнозирования механических, эксплуатационных, функциональных и других свойств, зависящих от параметров технологического процесса изготовления изделий из различных металлов и сплавов.

10. Материалы работы внедрены в учебный процесс МАИ (НИУ) при подготовке бакалавров по дисциплине «Моделирование процессов и систем».

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Громов Н.П. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1978, 360с.
2. Суворов И.К. Обработка металлов давлением: Учебник для вузов. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Высш.школа, 1980, 364 с.
3. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1977, 423 с.
4. Воронцов В.К. Теория обработки металлов давлением. Раздел: Элементы конечной деформации: Учебное пособие. – М.: 1983, 116 с.
5. Телешов В.В., Головлева А.П. Влияние малых добавок серебра и параметров технологии изготовления на структуру и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg-Ag-Xi // Технология легких сплавов, 2006, №1-2, с.99-119.
6. Данченко В.Н., Миленин А.А., Головкин А.Н. Производство профилей из алюминиевых сплавов. Теория и технология. – Днепропетровск: ДНВП «Системные технологии», 2001, 448 с.
7. Габидуллин А.Э. Прогнозирование структурного состояния и механических свойств прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов с использованием компьютерного моделирования: Автореферат. – М.: Издательский центр «МАТИ», 2009, 25 с.
8. Вайнблат Ю.М. Структура прессованных алюминиевых сплавов// Технология легких сплавов, 1966, №2, с.18-24.
9. Захаров В.В. К вопросу о природе структурного упрочнения алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов, 2006, №4, с.7-11.
10. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Щеглова Н.М. Исследование структуры промышленных плит из сплава 1450 в связи с нестабильностью механических свойств // Технология легких сплавов, 1993, № 7-8, с.36-42.

11. Козловский В.П. Особенности структуры и механических свойств прутков из алюминиевых сплавов, прессованных со смазкой и без смазки контейнера // Легкие сплавы и методы их обработки, 1968, с.63-68.
12. Полухин И.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации. – М.: Металлургия, 1976, 488 с.
13. Арчакова З.Н., Балахонцев Г.А., Басова И.Г. и др. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справ. изд. – М.: Металлургия, 1984, 408 с.
14. Жолобов В.В, Богоявленский К.Н., Зубцов М.Е. и др. Обработка цветных металлов и сплавов давлением. – М.: Металлургиздат, 1975, 488 с.
15. Грабский М.В. Структура границ зерен в металлах. Перевод с польского. – М: Металлургия, 1972, 160 с.
16. Колбасников Н.Г. Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. – СПб.: СПбГТУ, 2000, 311 с.
17. Бэкофен В. Процессы деформации. – Массачусетс, Калифорния, 1972. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1977, 288 с.
18. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1995, 442 с.
19. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. Пер. с англ. – М.: Мир, 1972, 408 с.
20. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – 2-е изд. перераб. и доп. – Киев: Наук. думка, 1989, 256 с.
21. Богатов А.А., Левин И.В., Шибанов А.С. Основы математического моделирования формоизменения и эволюции зеренной структуры металла при обработке давлением// Материалы 1-ой Российской конференции по кузнечно-штамповочному производству «Кузнецы Урала-2005» - Екатеринбург, 2005, с.9-25.



22. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов: Учебное пособие для ВУЗов. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002, 329 с.
23. Коновалов А.В., Смирнов А.С. Влияние динамического деформационного старения сплава АМГб на сопротивление деформации // Физико-химическая кинетика в газовой динамике, 2011, № 11.
24. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1974, 400 с.
25. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – 3-е изд. – М.: МИСИС, 2005, 432 с.
26. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. Учебное пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1982, 584 с.
27. Алимов А.И., Воронежский Е.В. Математическое моделирование эволюции микроструктуры поковки в процессе термомеханической обработки // Наука и образование, 2011, №8.
28. Алексеечкин Н.В. О вычислении объемных долей конкурирующих фаз//Физика твердого тела, 2000, том 42, вып.7, с.1316-1321.
29. Вайнблат Ю.М., Шаршагин Н.А. и др. Влияние магния и марганца на спонтанную рекристаллизацию в алюминиевых сплавах// Технология легких сплавов, 2006, №1-2, с.94-98.
30. Металловедение и термическая обработка стали. Справ. изд. – 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т. Т.2. Основы термической обработки/ Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М.: Металлургия, 1983, 368 с.
31. Lee H.W., Kang S.H. Prediction of microstructure evolution during hot forging using grain aggregate model for dynamic recrystallization // International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2014, v.15, №6, p. 1055-1062.

32. Добаткин В.И. Особенности рекристаллизации алюминиевых сплавов // Легкие сплавы. Металловедение, термическая обработка, литье и обработка давлением. – М.: Изд-во АН СССР, 1958, с. 200-221.
33. Jonas J.J., Sellars C.M., Tegart McG.W. Strength and structure under hot-working conditions // Met. Rev., 1969, v.4, № 130, p. 1-24.
34. Бер Л.Б. Закономерности формирования структуры в деформированных полуфабрикатах из алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов, №1, 2014, с.5-31.
35. Вайнблат Ю.М. Структурные состояния полуфабрикатов из деформируемых алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов, 1992, №8, с. 34-38.
36. Иванов К.М., Лясников А.В., Новиков Л.А., Юргенсон Э.Е. Математическое моделирование процессов обработки давлением. – СПб.: ТОО «Инвентекс», 1997, 268 с.
37. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение – М.: Metallurgia, 1970, 229 с.
38. Касаткин Б.С., Кудрин А.Б., Лобанов Л.М., Пивторак В.А., Полухин П.И., Чиченев Н.А. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений. Справ. пособ. – Киев: Наук. думка, 1981, 584 с.
39. Унксов Е.П., Джонсон У., Колмогоров В.Л. и др. Теория пластических деформаций металлов.; Под ред. Унксова Е.П., Овчинникова А.Г. – М.: Машиностроение, 1983, 598 с.
40. Воронцов А.Л. Теория и расчеты процессов обработки металлов давлением: учебное пособие в 2т.; Т.1. – М.: Изд. МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2014, 396 с.
41. Колмогоров Л.М. Механика обработки металлов давлением. Учебник для вузов – М.: Metallurgia, 1986, 688с.
42. Кузьменко В.И., Балакин В.Ф. Решение на ЭВМ задач пластического деформирования: Справочник. – Киев: Тэхника, 1990, 136 с.

43. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. Пер. с англ. Шестакова А.А. – М.: Мир, 1979, 393 с.
44. Галлагер Р. Метод конечных элементов. Основы. Пер. с англ. Картвелишвили В.М. – М.: Мир, 1984, 428 с.
45. Петров А.П., Галкин В.И., Палтиевич А.Р. Практика применения САЕ-систем при разработке технологических процессов обработки металлов давлением // Технология машиностроения, 2006, №8, с.73-76.
46. Чумадин А.С., Ершов В.И., Барвинок В.А. и др. Избранные главы по авиа- и ракетостроению (в конспектах лекций). – М.: Наука и технологии, 2005, 656 с.
47. Боровик П.В. Новые подходы к математическому моделированию технологических процессов обработки давлением: Монография/ П.В. Боровик, Д.А. Усатюк. – Алчевск: ДонДТУ, 2011, 299 с.
48. Петров А.П., Галкин В.И., Палтиевич А.Р. Особенности применения конечно-элементного анализа процессов обработки металлов давлением и перспективы прогнозирования структуры и свойств изделий // Технология машиностроения, 2007, №9, с.12-14.
49. Бережной В.Л. Анализ и формализация представление о неравномерности деформаций для технологического развития прессования // Технология легких сплавов, 2013, №1, с.40-57.
50. Schikorra M., Donati L., Tomesani L., Tekkaya A.E. Microstructure analysis of aluminum extrusion: grain size distribution in AA6060, AA6082 and AA7075 alloys // Journal of Mechanical Science and Technology, 2012, May.
51. Reggiani B., Donati L., Tomesani L. Evolution of different FE simulation codes in the stress analysis of extrusion dies // International Journal of Material Forming, 2012, May.
52. Duan X., Velay X., Sheppard T. Application of finite element method in the hot extrusion of aluminum alloys // Materials Science and Engineering, 2004, V.369, p. 66-75.

53. Галкин В.И. Об оценке возможностей и перспектив конечно-элементного анализа процессов обработки металлов давлением // Технология легких сплавов, №2, 2012, с.9-21.
54. Kang G.P., Lee K.H., Lee S.U. Computer Simulation of Recrystallization and Grain Growth during Hot Forging Process of Waspaloy // Transactions of Materials Processing, 2008, №2, p.113-116
55. Huang D., Wu W. T., Lambert D., Semiatin S. L. Computer Simulation of Microstructure Evolution During Hot Forging of Waspaloy and Nickel Alloy 718, Proceedings of the 2001 TMS Fall Meeting on Microstructural Modeling and Prediction during Thermomechanical Processing, p. 137-146.
56. Кубланов М.С. Математическое моделирование. Методология и методы разработки моделей механических систем и процессов.: Учебное пособие. Часть II. Третье издание. – М.: МГТУ ГА, 2004, 125 с.
57. Львовский В.Н. Статистические методы построения эмпирических формул. - М.: Высшая школа, 1988, 239 с.
58. Квасов Ф.И., Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин. – М.: Металлургия, 1954, 204 с.
59. Фридез Дж.-Д., Лью Дж. Новые изделия из алюминиевых сплавов для аэробуса А380 // Цветные металлы, 2005, №8, с.91-94.
60. Балабуев П.В. Алюминий в самолетостроении сегодня и завтра // В кн.: Алюминий и технический прогресс. – М.: ВИЛС, 1987, с.172-181.
61. Авиационные материалы. Алюминиевые и бериллиевые сплавы. Часть 1. Деформируемые алюминиевые сплавы и сплавы на основе бериллия: справочник, т.4, книга 1. – М.: ОНТИ, 1982.
62. ГОСТ 4784-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки (с Изменением №1).
63. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд., 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984, 528 с.

64. Алюминий: свойства и физическое металловедение: Справ. Изд. Пер. с англ. /Под ред. Хэтча Дж.Е. – М: Metallurgia, 1989, 422 с.
65. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Физико-химические свойства элементов. Системы азота, актиния, алюминия, америция, бария, бериллия, бора. Т.1. – М.: Гос. Изд. Физико-математической литературы, 1959,
66. Колачев Б.А., Елиган В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Учебник для вузов. 3-е изд., перераб. и доп. – М.: «МИСИС», 1999, 416 с.
67. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. 2-е изд. – М.: Metallurgia, 1970, 364 с.
68. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Справочник. Под общей редакцией академика РАН И.Н. Фридляндера – К.: «КОНМИНТЕХ», 2005, 365 с.
69. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. – М.: «Металлургия», 1979, 640 с.
70. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. – М.: «Металлургия», 1979, 208 с.
71. Захаров А.М. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие.–М.: Metallurgia, 1980, 256 с.
72. Бочвар А.А. Металловедение. – М.: Metallurgizdat, 1956, 496 с.
73. Беляев А.И., Бочвар О.С., Буйнов Н.Н. и др. Металловедение алюминия и его сплавов: Справ.изд. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: «Металлургия», 1983, 280 с.
74. Телешов В.В. Развитие технологии производства плит из жаропрочного деформируемого алюминиевого сплава АК4-1 в связи с их структурой и механическими свойствами. Часть 1. Сплавы системы Al-Cu-Mg-Fe-Ni и технология изготовления плит // Технология легких сплавов, №3, 2014, с.14-28.

75. Chester R.J., Polmear I.J. Precipitation in Al-Cu-Mg-Ag alloys // The Metallurgy of Metallurgists, London, 1983, March, p.75-81.
76. Беккерт М., Клемм х. Способы травления: справ. изд.: пер. с нем., 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgiya, 1988, 400 с.
77. Лунев В.А. Математическое моделирование и планирование эксперимента: Учеб. пособие. – СПб: СПбГПУ, 2012, 153 с.
78. Спирин Н.А., Лавров В.В. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента: Конспект лекций (отдельные главы из учебника дл ВУЗов). Под общ.ред. Спирина Н.А. – Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2004, 257 с.
79. Любченко Е.А., Чуднова О.А. Планирование и организация эксперимента: Учебное пособие. Часть 1. – Владивосток: Изд-во ТГЭУ, 2010, 156 с.
80. Полякова Н.С., Дерябина Г.С., Федорчук Х.Р. Математическое моделирование и планирование эксперимента: метод. Указания к выполнению домашнего задания. – Мб изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2010, 33с.
81. Черный А.А. Математическое моделирование при планировании экспериментов на трех уровнях факторов: Учеб. пособие. – Пенза: Изд-во ПГУ, 2006, 73 с.
82. Штерензон В.А. Моделирование технологических процессов: конспект лекций - Екатеринбург: Изд-во Рос. гос. проф.-пед. ун-та, 2010, 66 с.
83. Елагин В.И., Телешов В.В. Разработка металлургических основ производства крупногабаритных плит из высокопрочных алюминиевых сплавов для изделий авиационной и ракетной техники// Перспективные технологии легких и специальных сплавов – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006, с.233-249.
84. Вайнблат Ю.М., Копелиович Б.А. Влияние ориентированного распределения включений на анизотропию свойств алюминиевых сплавов // Изв. АН СССР. Металлы, 1978, №2, с.209-213.

85. Телешов В.В., Чурюмов А.Ю. Анализ влияния характеристик двухфазной матричной структуры на вязкость разрушения деформируемых алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов, №2, 2012, с.22-40.
86. Телешов В.В., Захаров В.В. О некоторых закономерностях формирования структуры при производстве полуфабрикатов из алюминиевых сплавов и ее влияния на свойства // Алюминий и технический прогресс. – М.: ВИЛС, 1987, с.249-259.
87. Алексеев А.А., Ананьев В.Н., Бер Л.Б., Капуткин Е.Я. Структура упрочняющих выделений образующихся при высокотемпературном старении в сплавах системы Al-Cu-Mg // Физика металлов и металловедение, 1993, №3, с.81-90.
88. Алексеев А.А., Бер Л.Б., Климович Л.Г. Влияние условий термообработки на морфологию упрочняющих выделений в сплавах системы Al-Cu-Mg-(Mn) // Технология легких сплавов, 1991, №11, с.5-10.
89. Вайнблат Ю.М., Курбатова А.В., Копелиович Б.А. Влияние деформации на растворение избыточных фаз в сплаве Д16 // Технология легких сплавов, 1983, №1, с.5-8.
90. Паршин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Кириллов Н.Б. Радиационная повреждаемость и свойства сплавов – СПб: Политехника, 1995, 301 с.
91. Головкин П.А. Совершенствование процесса штамповки осесимметричных фланцев из алюминиево-магниевого сплава. Диссертация на соискание ученой степени кандидата наук – М.:МАТИ, 2004, 173 с.
92. Иванова В. С. Усталостное разрушение металлов // –М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по чёрной и цветной металлургии, –1963 г., 272 с.
93. Бокштейн Б.С., Капецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зёрен в металлах –М.: Металлургия, 1986, 224 с.

94. Розенберг В.М. Ползучесть металлов –М.: Металлургия, 1967, 276 с.
95. Захаров В.В. Влияние нерекристаллизованной структуры на характер фазовых превращений в алюминиевых сплавах // Технология легких сплавов, №1-2, 2006, с.67-81.
96. Добаткин В.И. О структурном упрочнении алюминиевых сплавов // Металловедение легких сплавов. – М.: Наука, 1965, с.116-124.
97. Чернявский К.С. Стереология в металловедении – М.: Металлургия, 1977, 280 с.
98. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. – М.: Металлургия, 1970, 376 с.