

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ КАЗАХСТАН

Рудненский индустриальный институт

**Найзабеков А.Б., Курапов Г.Г., Волокитина И.Е.**

**ТЕХНОЛОГИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ**

*Монография*

Республика Казахстан  
Рудный, 2017

УДК669.018.252(035.3)

ББК 34.22

H20

*Рецензенты:*

Богатов А.А - доктор технических наук, профессор, Уральский  
Федеральный университет им. Б.Н. Ельцина г. Екатеринбург;

Исагулов А.З. - доктор технических наук, профессор, Карагандинский  
государственный технический университет, г. Караганда.

**А.Б. Найзабеков, Г.Г. Курапов, И.Е. Волокитина**

H20 Технологии физико-механического упрочнения металлов и сплавов с  
помощью пластической деформации: монография. / А.Б. Найзабеков, Г.Г.  
Курапов, И.Е. Волокитина. - Рудный: РИИ,2017. - 160 с.

ISBN 978-061-7554-76-7

В монографии изложена технологии получения различных металлов и  
сплавов при равноканальном угловом прессовании, предварительной и  
окончательной термических обработках, а также исследованы физико-  
механические свойства полученных материалов. Монография предназначена  
для студентов, магистрантов и докторантов по программе PhD, обучающихся  
по специальностям "Металлургия", "Материаловедения и технология новых  
материалов", "Технология обработки материалов давлением", "Наноматериалы  
и нанотехнологии".

Рекомендовано к изданию Ученым Советом Руденского Индустриального  
института (Протокол №2 от 28.09.2017 года).

УДК669.018.252(035.3)

ББК 34.22

H20

ISBN 978-061-7554-76-7

©МОиН РК

©РИИ

© Найзабеков А.Б.

© Курапов.Г.Г.

© Волокитина И.Е.

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ</b> .....	5
<b>ВВЕДЕНИЕ</b> .....	6
<b>1 МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ</b> .....	12
1.1 Упрочнение термическими методами.....	14
1.2 Упрочнение криогенными методами.....	17
1.3 Упрочнение легирующими добавками .....	18
1.4 Упрочнение химико-термическими методами.....	20
1.5 Упрочнение методами пластического деформирования.....	23
1.5.1 Упрочнение методами поверхностного пластического деформирования	24
1.5.2 Упрочнение методами интенсивной пластической деформацией	28
1.5.3 Получение длинномерных заготовок методами ИПД.....	36
1.6 Теоретические представления различных авторов на механизм диспергирования кристаллитов.....	43
1.7 Выводы.....	46
<b>2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ</b> .....	49
2.1 Выбор материалов для исследования.....	49
2.2 Методика проведения исследований.....	57
2.2.1 Подготовка образцов для исследований.....	57
2.2.1.1 Подготовка образцов для изучения микроструктуры.....	57
2.2.1.2 Подготовка образцов для механических исследований.....	58
2.2.2 Исследование фазовых и структурных превращений с помощью дилатометра.....	59
2.2.3 Методы металлографических исследований.....	60
2.2.3.1 Оптическая микроскопия.....	60
2.2.3.2 Растровая электронная микроскопия.....	60
2.2.3.3 Просвечивающая электронная микроскопия.....	61
2.2.3 Механические испытания образцов .....	61
2.2.3.1 Методика измерения микротвердости.....	61
2.2.3.2 Испытания на одноосное растяжение.....	61
2.3 Выводы.....	62
<b>3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РКУП В СТУПЕНЧАТОЙ МАТРИЦЕ</b> .....	64
3.1 Исследование напряженного состояния металла при РКУП.....	66
3.2 Исследование деформированного состояния металла при РКУП.....	68
3.3 Исследование распределения температуры и эволюции микроструктуры в металле при РКУП.....	71
3.4 Исследование динамической рекристаллизации при РКУП.....	73
3.5 Выводы.....	75
<b>4 ПОДГОТОВКА И ПРОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТА</b> .....	76
4.1 Проведение предварительной термической обработки заготовок.....	76
4.1.1 Предварительная термическая обработка меди.....	76
4.1.2 Предварительная термическая обработка латуни Л63.....	77

4.1.3 Предварительная термическая обработка стали марки 45.....	78
4.1.4 Предварительная термическая обработка стали марки 35ХМ.....	79
4.1.5 Предварительная термическая обработка алюминия АК9+С.....	79
4.2 Разработка и изготовление образцов и оснастки для РКУП.....	80
4.2.1 Разработка и изготовление равноканальной ступенчатой матрицы.....	80
4.2.2 Изготовление пуансона.....	82
4.2.3 Изготовление образцов для проведения эксперимента.....	82
4.3 Выбор параметров деформирования.....	83
4.3.1 Выбор маршрута прессования.....	83
4.3.2 Выбор температуры деформирования.....	84
4.3.3 Выбор количества проходов при прессовании.....	85
4.4 Проведение эксперимента по реализации предлагаемых технологий.....	86
4.5 Деформирование с интенсивным охлаждением.....	87
4.6 Проведение термической обработки после прессования.....	87
4.7 Выводы.....	88
<b>5 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ РКУП НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА ОПЫТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ...</b>	<b>90</b>
5.1 Проведение металлографических исследований после предварительной термической обработки.....	90
5.1.1 Металлографический анализ меди марки М1 после предварительной термической обработки.....	90
5.1.2 Металлографический анализ латуни Л63 после предварительной термической обработки.....	91
5.1.3 Металлографический анализ стали марки 45 после предварительной термической обработки.....	93
5.1.4 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после предварительной термической обработки.....	94
5.1.5 Металлографический анализ композиционного материала АК9+С после предварительной термической обработки.....	95
5.2 Проведение металлографических исследований после РКУП.....	97
5.2.1 Металлографический анализ меди марки М1 после РКУП.....	97
5.2.2 Металлографический анализ латуни Л63 после РКУП.....	101
5.2.3 Металлографический анализ стали марки 45 после РКУП.....	103
5.2.4 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после РКУП.....	105
5.2.5 Металлографический анализ сплава АК9+С после РКУП.....	108
5.3 Проведение металлографических исследований после окончательной термической обработки.....	113
5.3.1 Металлографический анализ меди марки М1 после нагрева.....	113
5.3.2 Металлографический анализ стали марки 45 после нагрева.....	116
5.3.3 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после нагрева.....	117
5.4 Проведение металлографических исследований меди после РКУП с интенсивным охлаждением.....	118
5.5 Проведение исследований механических свойств полученных материалов.....	120
5.5.1 Механические свойства меди марки М1.....	120

5.5.2 Механические свойства латуни Л63.....	124
5.5.3 Механические свойства стали марки 45.....	126
5.5.4 Механические свойства стали марки 35ХМ.....	131
5.5.5 Механические свойства сплава АК9+С.....	136
5.6 Механические свойства меди после РКУП с охлаждением в азоте.....	138
5.7 Разработка рекомендаций к практической реализации результатов работы.....	139
5.8 Выводы.....	141
<b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ</b> .....	144
<b>СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ</b> .....	146
<b>ПРИЛОЖЕНИЯ</b> .....	156

## ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ИПД – интенсивная пластическая деформация;

РКУП - равноканальное угловое прессование;

УМЗ – ультрамелкозернистая (структура);

СУМЗ – субультрамелкозернистая (структура);

ГЦК - гранецентрированная кубическая (решетка);

ОЦК - объемно-центрированная кубическая (решетка);

$\sigma_b$  – временное сопротивление, МПа;

$\sigma_T$  – предел текучести, МПа;

$\psi$  – относительное сужение, %;

$\delta$  – относительное удлинение, %.

## ВВЕДЕНИЕ

Для осуществления планов, стоящих перед экономикой РК, необходимо обеспечение основных отраслей промышленности качественной металлопродукцией.

Актуальной задачей современного материаловедения является получение металлических материалов с уникальными физическими, механическими и другими эксплуатационными свойствами. Добиться повышения механических свойств металлических материалов при сохранившихся значениях физических свойств возможно путем получения мелкозернистой структуры данных сплавов. Мелкозернистую структуру получают легированием, термической обработкой и пластической деформацией.

Одной из основных задач термической обработки является получение оптимальной зеренной структуры сплавов, обеспечивающей их высокую конструктивную прочность. Получение такой структуры и ультрамелкого зерна позволяет избежать многих пороков сплавов, обусловленных ее зернограничным строением. В связи с этим разработка режимов термической обработки сплавов, обеспечивающих значительное измельчение зерна и связанное с этим существенное повышение пластичности и вязкости, а также снижение чувствительности к обратимой хрупкости, весьма актуальна и имеет большое практическое значение. Но на сегодняшний день повышение механических характеристик металлических сплавов легированием и путем применения традиционных видов термической обработки подробно изучены и практически исчерпаны. Дальнейший прогресс в решении этой задачи, может быть, достигнут путем применения перспективных деформационных методов. Поэтому в последнее время все больше внимания исследователей направлено на развитие и исследование субультрамелкозернистых и наноструктурных состояний, полученных методами интенсивной пластической деформацией (ИПД) в недорогих сплавах.

Наибольший интерес к наноструктурированным материалам обусловлен не только их уникальными физико-химическими свойствами, но и весьма высокими механическими свойствами: прочностью, пластичностью, износостойкостью. В силу того, что субультрамелкозернистые и нанокристаллические материалы появились сравнительно недавно, их устойчивость к внешним воздействиям, в частности, к пластической деформации и нагреву изучено пока слабо. Еще недостаточно изучены процессы и способы обработки таких материалов [1].

Из всех существующих методов ИПД наибольшее распространение получило равноканальное угловое прессование (РКУП), которое было разработано В. Сегалом с сотрудниками и запатентовано в 1973 году [2]. Метод РКУП конечно не позволяет достичь экстремальных степеней деформации, как, например, при кручении под квазигидростатическим давлением, но его несомненным преимуществом является возможность получения объемных заготовок. Это преимущество позволяет изучать не только структуру,

сформированную при ИПД, но и механические свойства материалов при растяжении и сжатии.

В настоящее время накоплено большое количество экспериментальных результатов о влиянии температуры при РКУП, кантовки образцов, температуры после деформационного нагрева и т.д. Однако в научно-технической литературе практически отсутствуют сведения о влиянии таких важных факторов как: исходное структурное состояние и степень предварительной деформации, которые могут быть основополагающими для создания рациональной технологии физико-механического упрочнения и быть полезным при внесении корректировок в существующие технологии РКУП. Несмотря на все свои преимущества, процесс РКУП до сих пор не реализован в промышленных масштабах, и его исследование носит сугубо лабораторный характер. Также данный метод достаточно сложен технологически и до настоящего времени имеет очень ограниченное применение в прикладных технологических задачах. Поэтому поиски путей получения высокопрочных металлических материалов с применением дополнительных относительно простых технологий совместно с РКУП, например, таких как предварительная и окончательная термические обработки является актуальной задачей данной работы.

Использование новых способов физико-механического упрочнения и пластической деформации позволит в промышленности экономить дорогостоящие материалы, за счет замены их менее дорогими, но имеющими ультрамелкозернистую структуру и повышенный уровень механических и эксплуатационных свойств и уменьшить энерго- и трудозатраты.

Таким образом, актуальность темы монографии связана с более глубоким пониманием теоретических представлений и практических аспектов РКУП со структурообразованием и с возможностью значительного расширения области применения промышленных технически чистых металлов и металлических сплавов за счет создания передовых технологических процессов получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов и изделий с качественно новым уровнем физико-механических свойств.

## 1 МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Упрочнение в технологии металлов – это повышение сопротивляемости материала заготовки или изделия разрушению или остаточной деформации. Упрочнение материала заготовок и изделий достигается механическими, термическими, химическими и др. воздействиями, а также комбинированными способами (химико-термическими, термомеханическими и др.). Наиболее распространённый вид упрочняющей обработки – поверхностное пластическое деформирование (ППД) – простой и эффективный способ повышения несущей способности и долговечности деталей машин и частей сооружений, в особенности работающих в условиях знакопеременных нагрузок (оси, валы, зубчатые колёса, подшипники, поршни, цилиндры, сварные конструкции, инструменты и т.п.). В зависимости от конструкции, свойств материала, размеров и характера эксплуатационных нагрузок деталей применяются различные виды ППД: накатка и раскатка роликами и шариками, обкатка зубчатыми валками, алмазное выглаживание, дорнование, гидроабразивная, вибрационная, дробеструйная и др. способы обработки. Часто ППД, кроме упрочнения, значительно уменьшает шероховатость поверхности, повышает износостойкость деталей, улучшает их внешний вид (упрочняюще-отделочная обработка). Упрочнение при термической обработке металлов обеспечивается, в частности, при закалке с последующим отпуском. Улучшению прочностных свойств значительно способствуют и определённые виды термомеханической обработки (в т. ч. горячий и холодный наклёп). Упрочнение химико-термическим воздействием может осуществляться путём азотирования, цианирования, цементации, диффузионной металлизации (насыщением поверхности детали алюминием, хромом и др. металлами)[3].

Любой экономически обоснованный метод упрочнения требует проверки типовой технологии в конкретных условиях для каждого вида упрочняемого изделия. Применяемость метода определяют по основным факторам, характеризующим внешние и внутренние условия эксплуатации упрочнённых изделий и технико-экономические возможности использования метода в сложившихся условиях и в перспективном периоде. В каждом конкретном случае для каждого вида упрочняемого изделия на выбор и принятие обоснованного решения о целесообразности использования метода упрочнения влияет своя, специфическая, группа факторов. Наиболее полная оценка приемлемости метода для данных условий возможна в том случае, если рассматривается наиболее полное число факторов и связи между ними. С этой целью рационально изучить и классифицировать основные факторы, действующие в данных конкретных условиях [4].

Все методы упрочнения металлов можно условно разделить на шесть основных классов (таблица 1.1) [4].

Таблица 1.1 - Классификация методов упрочнения металла

Класс методов упрочнения	Метод	Типы процессов
1	2	3
Упрочнение созданием пленки на поверхности изделия	Осаждение химической реакции  Электролитическое осаждение  Осаждение твердых осадков из паров  Напыление износостойких соединений	Химическое оксидирование, никелирование, сульфидирование, кадмирование, фосфатирование, нанесение упрочняющего смазочного материала, осаждение из газовой фазы. Электролитическое хромирование, никелирование, никельфосфатирование, борирование, борохромирование, хромофосфатирование. Электроискровое легирование, катодно-ионная бомбардировка, прямое электроннолучевое испарение, реактивное электронно-лучевое испарение, электрохимическое испарение, термическое испарение тугоплавких соединений. Плазменное напыление порошковых материалов, детонационное напыление, электродуговое напыление, лазерное напыление.
Упрочнение изменением химического состава поверхностного слоя металла	Диффузионное насыщение	Химико-термическое нитрооксидирование, нитроцементация, цементация, карбонитрация, карбохромирование, азотирование, хромоазотирование, хромотитанирование, хромосилицирование, хромоалитирование, борохромирование, борирование, цианирование, сульфоцианирование, диффузионное хромирование, диффузионное никелирование, циркосилицирование, бороциркование, легирование маломощными пучками ионов.
Упрочнение изменением структуры поверхностного слоя	Физико-термическая обработка Электрофизическая обработка  Механическая обработка  Наплавка легированного металла	Лазерная закалка, плазменная закалка.  Электроимпульсная обработка, электроконтактная обработка, электроэрозионная обработка, ультразвуковая обработка. Упрочнение вибрацией, фрикционно-упрочняющая обработка, дробеструйная обработка, обработка взрывом, термомеханическая обработка, прокатывание, волочение, редуцирование, термопластическая обработка. Наплавка газовым пламенем, электрической дугой, плазмой, лазерным лучом, пучком ионов.
Упрочнение изменением энергетического запаса поверхностного слоя	Обработка в магнитном поле	Обработка: электроферромагнитная, в импульсном магнитном поле.

## Продолжение таблицы 1.1

1	2	3
Упрочнение изменением шероховатости поверхности	Электрохимическое полирование Обработка резанием Пластическое деформирование	Окунание в ванну (в струе электролита).  Шлифование, суперфиниширование, хонингование.  Накатка, раскатка.
Упрочнение изменением структуры всего объема металла	Термическая обработка при положительных температурах Криогенная обработка  Интенсивная пластическая деформация	Закалка: светлая, несквозная, сквозная, изотермическая, с самоотпуском, с подстуживанием, с непрерывным охлаждением и ступенчатая. Отпуск высокий и низкий. Закалка с обработкой холодом от температуры заковки или охлаждение от нормальной температуры, термоциклирование. КВД, РКУП, ВЭ, ВИК, Лайнекс, Экстроллинг, Confor, Conklad, прокатка-прессование, прессование-волочение и т.д.

При всей условности такой классификации она позволяет выбрать принципиальные направления, процессы и методы упрочняющей обработки в зависимости от исходных требований к работоспособности изделия. В необходимых случаях ею можно воспользоваться как инструментом для создания новых, оригинальных технологических процессов путем комбинирования и перемещения методов и условий выполнения известных способов [4].

Из-за невозможности рассмотрения всех способов упрочнения, связанного ограничением объема данной работы, остановимся на самых распространенных из них.

### 1.1 Упрочнение термическими методами

Изменение структуры и свойств металлов с помощью температур - вот главная цель термической обработки металлов. Процесс весьма технологичен и сложен [5].

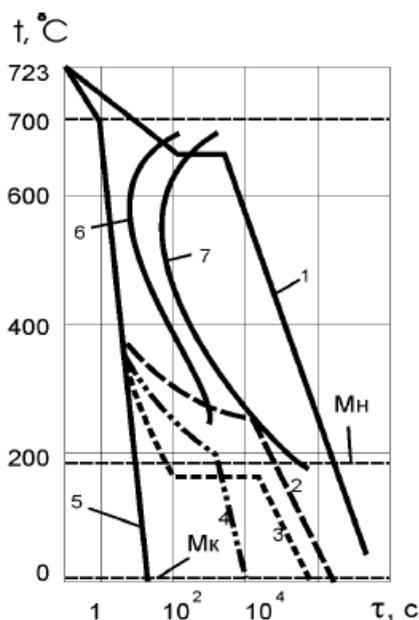
Операцию, при которой доэвтектоидную сталь нагревают на 20-30 °С выше температур, соответствующих линии  $A_{c3}$ , эвтектоидную и заэвтектоидную стали – на 20-30 °С выше линии  $A_{c1}$  и после выдержки при этой температуре быстро охлаждают в воде, масле или на воздухе (в зависимости от состава стали), называют закалкой.

В результате заковки получают неравномерные структуры, так как быстрое охлаждение препятствует фазовым превращениям. После заковки сталь становится твердой и хрупкой. Структура закаленной стали состоит из мартенсита, не растворившихся карбидов и остаточного аустенита. Способы заковки отличаются условиями нагрева и охлаждения стали. Выбор способа заковки зависит от состава стали, требуемых свойств и сложности изделий [6].

Различают следующие способы закалки полную, неполную, с непрерывным охлаждением, изотермическую, ступенчатую, с подстуживанием, проводимую в двух жидких средах или с ограниченным пребыванием в охлаждающей среде, с самоотпуском, сквозную, несквозную, обычную, чистую, светлую, с обработкой холодом. Сочетание способов позволяет создать в закаленной стали структуру, наиболее отвечающую требованиям работоспособности изделия [6].

При полной закалке температура нагрева должна быть выше критических точек  $A_{c3}$  или  $A_{c1}$ ; при неполной закалке должна находиться в интервале закалочных температур. Если закалку проводят со скоростью охлаждения выше критической, то структура стали после охлаждения состоит из мартенсита и остаточного аустенита, а если проводят со скоростью охлаждения ниже критической, то – из ферритокарбидной смеси различной степени дисперсности (сорбит и троостит закалки).

Закалку с непрерывным охлаждением проводят в воде, масле и других средах, причем температура среды должна быть ниже точки начала мартенситного превращения  $M_n$  (рисунок 1.1);  $M_k$  – температура конца мартенситных превращений [4].



1 – изотермический отжиг; 2 – изотермическая закалка; 3 и 4 – ступенчатая закалка при температуре соответственно ниже и выше мартенситной точки; 5 – обычная закалка; 6 и 7 – соответственно начало и конец фазовых превращений

Рисунок 1.1 - Кривые охлаждения при различных способах термической обработки стали

При изотермической закалке (рисунок 1.1) детали нагревают на 10-20°С выше обычной температуры закалки, охлаждают в масле, в расплавленных солях или щелочах, имеющих температуру выше мартенситной точки  $M_n$  с

выдержкой, достаточной для полного распада аустенита. В результате изотермической закалки уменьшаются напряжения и деформации, т.е. резко снижаются трещинообразование и коробление. Такую закалку применяют при изготовлении деталей сложной формы, больших размеров или большой длины [4].

При ступенчатой закалке охлаждение от высокой температуры ведут в горячей среде (ванне) при температуре выше точки  $M_n$  до выравнивания температуры по всему сечению. Дальнейшее охлаждение проходит на воздухе. При этом происходит превращение аустенита в мартенсит.

Закалка с подстуживанием состоит в том, что перед погружением в охлаждающую среду изделие выдерживают на воздухе. Время выдержки устанавливают опытным путем с таким расчетом, чтобы превращение аустенита не началось до погружения изделия в охлаждающую среду.

Во время закалки в двух жидких средах происходит быстрое охлаждение стали до температуры, которая выше мартенситной точки, и замедленное охлаждение – при температуре ниже этой точки. Этого достигают при погружении изделия в воду и последующем переносе его в масло (закалка “через воду в масло”). Время охлаждения в воде устанавливают для каждого вида деталей опытным путем [6].

Закалку с ограниченным пребыванием в охлаждающей среде и дальнейшим охлаждением на воздухе проводят с таким расчетом, чтобы температура изделия при извлечении его из охлаждающей ванны была ниже мартенситной точки.

Закалку с самоотпуском применяют в основном для ударного инструмента, изготовленного из углеродистой стали, твердость которого должна уменьшаться от рабочей части к хвостовику. Пребывание инструмента в охлаждающей среде ограничивают настолько, чтобы внутренняя часть сечения сохранила количество теплоты, достаточное для отпуска наружных закалившихся слоев стали после извлечения инструмента из охлаждающей среды на воздух [6].

При сквозной закалке изделие прокаливают насквозь. Оно имеет практически однородную структуру (мартенсит и остаточный аустенит) и одинаковые свойства по сечению. При несквозной закалке сечение имеет неоднородную структуру (неравномерное распределение продуктов распада аустенита при температуре, располагающейся на диаграмме выше точки  $M_n$ ) и разные свойства.

Обычная закалка характеризуется наличием оксидов на поверхности. Чистая закалка проводится при нагреве в печах с контролируемой атмосферой. При этом на поверхности изделий могут образоваться пригары масла или цвета побежалости.

Положительное влияние на износостойкость оказывают мелкозернистая структура, наличие остаточного аустенита и отсутствие нерастворенных карбидов. Но при этом металл становится более хрупким и менее податливым для пластических деформаций. Эти характеристики увеличиваются с возрастанием числа циклов нагревания-охлаждения. С целью ликвидации таких

побочных явлений используют, так называемый, отпуск (если это закалка с полиморфным превращением) или старение (если это закалка металла без полиморфного превращения) [7].

Аморфные сплавы изготавливаются закалкой из расплава при скоростях охлаждения порядка  $10^6$  К/с для того, чтобы задержать процесс кристаллизации и перевести переохлажденную жидкость в твердое состояние. Хотя по плотности металлические стекла близки к кристаллическим сплавам, их структура характеризуется случайным хаотическим расположением атомов и подобна структуре жидкого состояния [8].

На основе теоретических выводов и практических исследований предложена новая термическая обработка – закалка из межкритического интервала температур. Эффект установлен для всех сталей  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращением и впервые наблюдался в исследованиях Ю.А. Геллера, при которой происходит уменьшение объема и размеров изделий в отличие от его увеличения во время мартенситного превращения [9].

Межкритическая закалка основана на явлении магнитострикционного эффекта при нагреве и охлаждении сталей из межкритического интервала температур ( $A_{c1} - A_{c3}$ ). Такая закалка сопровождается закрытием микропор и повышением плотности с последующим увеличением прочности, твердости после окончательной термической обработки.

## **1.2 Упрочнение криогенными методами [10]**

В структуре закаленной стали имеется некоторое количество достаточно мягкого остаточного аустенита, что обусловлено ее химическим составом и режимом термообработки. В результате этого понижаются твердость, прочность, теплопроводность и магнитные свойства, возрастает вязкость стали, изменяются размеры, ухудшается качество поверхности изделия. Отпуск закаленной стали с целью ликвидации или уменьшения количества остаточного аустенита в большинстве случаев неэффективен, поскольку не достигается необходимая степень распада остаточного аустенита и его замещения мартенситом. Для улучшения структуры закаленной стали, уменьшения в ее составе количества аустенита, повышения качества и прочности изделий наиболее рационально использовать криогенный метод (глубокое охлаждение).

Наибольшие структурные изменения под влиянием криогенных температур происходят в сталях с повышенным содержанием остаточного аустенита (высокоуглеродистых и легированных, причем в легированных сталях больше остаточного аустенита, чем в углеродистых).

При обработке детали особо сложной формы с неравномерным распределением массы рекомендуется немедленно после закалки применять отпуск для снятия закалочных напряжений; охлаждение ниже нуля непосредственно после закалки увеличивает напряжения и опасность образования трещин; криогенная обработка приводит к росту объема структурных составляющих при распаде остаточного аустенита.

Охлаждение ниже температуры конца мартенситного превращения не вызывает дальнейшего превращения аустенита в мартенсит. Чем больше углерода и легирующих элементов в стали, тем выше температура закалки, тем большее количество остаточного аустенита получается в закаленной стали и, следовательно, тем ниже температура начала  $M_n$  и конца  $M_k$  мартенситного превращения. На количество остаточного аустенита оказывает влияние, и скорость охлаждения стали в области температур мартенситного превращения. С уменьшением этой скорости количество остаточного аустенита увеличивается, поскольку основная его часть не успевает преобразоваться и фиксируется. Поэтому в некоторых марках стали не весь аустенит превращается в мартенсит. Определенное количество его стабилизируется, причем, чем больше аустенита стабилизируется, тем выше температура закалки и ниже температура мартенситного превращения.

Выдержка закаленной стали при нормальной температуре ведет к стабилизации остаточного аустенита. При последующем охлаждении такой стали превращение начинается не сразу, а после циклического гистерезиса в несколько десятков градусов. Продолжительность перерыва между закалкой и криогенной обработкой влияет на степень стабилизации аустенита.

Температура, при которой аустенит стабилизируется, зависит от марки стали (температура стабилизации обозначается  $M_s$ ). При температуре, превышающей  $M_s$ , аустенит не стабилизируется. Если температура  $M_s$  ниже  $20^\circ\text{C}$ , то между закалкой и криогенной обработкой может быть промежуток времени любой длительности. Если температура металла выше  $20^\circ\text{C}$ , то криогенную обработку проводят сразу после закалки. Стабилизирующее влияние выдержки после закалки будет тем больше, чем выше находится точка  $M_s$  на температурной шкале. Стабилизация размеров технологической оснастки высокой точности достигается дополнительной термообработкой – старением, выполняемым с длительным нагревом до  $120-150^\circ\text{C}$  после однократной криогенной обработки [10].

### **1.3 Упрочнение легирующими добавками**

Кроме проведения различной термической обработки готовых изделий, нашли широкое применение различные добавки к стали, повышающие качество и придающие новые свойства. Эти добавки принято называть легирующими, в случае их содержания более 0,2-0,5%.

Легирующие добавки изменяют структуру кристаллической решетки сталей, размер зерна, параметры кристаллической решетки. Как за счет донорного или акцепторного влияния на соседние атомы железа, так и за счет разнице в размерах атомов, их валентности, доступности электронных оболочек предвнешнего электронного слоя. Что оказывает влияние на возможность образования донорно-акцепторных связей атома с атомами железа и неметаллических включений. Большинство легирующих добавок, так или иначе, влияют на распределение неметаллических включений между объемом структурного зерна и приграничным слоем зерна. Например, марганец

повышает растворимость углерода в железе и смещает равновесие в сторону образования цементита. При этом, он измельчает структурное зерно и уменьшает толщину и влияние пограничного слоя [4].

Обычно, сложно установить все аспекты влияния данной добавки на свойства стали. Поэтому, как правило, изменение свойств сталей определяют экспериментальным путем, а механизм влияния добавки на те или иные свойства определяют на основании логики и косвенных исследований структуры и свойств материала. При этом, готовят набор сталей с различным содержанием этой добавки и проводят испытания свойств стали (красностойкость, ударная вязкость, твердость, размер зерна, толщина межзерновых прослоек, электрическое сопротивление и др.) [10, с.36].

Влияние легирования на превращения при термообработке [11]:

1. При закалке (нагрев, выдержка, охлаждение со скоростью  $V > V_{кр}$ ) углеродистых сталей из переохлажденного аустенита образуется мартенсит. Влияние легирующих элементов на рост зерна аустенита при нагреве зависит от их способности образовывать карбиды при взаимодействии с углеродом. Элементы, не образующие карбиды (никель, кобальт, кремний, медь), практически не препятствуют росту зерна аустенита, а элементы, образующие карбиды (хром, вольфрам, молибден, ванадий, титан), препятствуют росту зерна аустенита. Сохранение мелкозернистого состояния аустенита до температур 930 – 950°C обусловлено высокой теплостойкостью карбидов, являющихся барьерами для перемещения границ зерна аустенита. Мелкоигольчатый мартенсит, полученный из мелкозернистого аустенита, обеспечивает стали повышенную вязкость.

2. Влияние легирующих элементов на мартенситное превращение выражается в изменении температурного интервала этого превращения, что отражается на количестве остаточного мартенсита в закаленной стали. Алюминий и кобальт повышают мартенситную точку и снижают количество остаточного аустенита, но большинство легирующих элементов (марганец, молибден, хром) снижают мартенситную точку и увеличивают количество остаточного аустенита, что ухудшает качество стали после закалки. Для устранения остаточного аустенита такие стали после закалки обрабатываются холодом. Более того, влияние легирующих элементов на поведение сталей может быть настолько значительным, что точка Mn смещается ниже комнатной температуры. В этом случае мартенситное превращение отсутствует и охлаждением фиксируется аустенитное состояние, например, при введении 5 % марганца.

3. После закалки выполняется обязательная термическая операция для повышения вязкости стали – отпуск. В процессе отпуска неравновесные фазы – мартенсит и остаточный аустенит превращаются в феррит и цементит. Это превращение протекает диффузионным путем и зависит от температуры нагрева. Влияние легирующих элементов на отпуск стали выражается количественно и качественно. Количественное влияние легирующих элементов – уменьшение скорости превращений и повышение температуры превращений (выделение углерода  $\alpha$ -Fe и коагуляция карбидов). Это наиболее

проявляется при введении хрома, ванадия, титана, вольфрама, молибдена, кремния. Поэтому температурные интервалы всех видов отпуска легированных сталей на 100 – 150°С выше по сравнению с углеродистыми. Качественное влияние легирующих элементов – карбидные превращения (преобразование легированного цементита в специальные карбиды) и влияние вторичной твердости (превращение остаточного аустенита в мартенсит и выделение дисперсных карбидов). При отпуске некоторых легированных сталей возможны негативные явления – отпускная хрупкость. Это снижение ударной вязкости сталей, отпущенных при температуре 250 – 400 и 500 – 550°С. Таким образом, легирование, изменяя скорости и температуру превращений, а также тепловые свойства стали, существенно влияет на режимы термической обработки. Основные особенности упрочняющей термической обработки легированных сталей по сравнению с углеродистыми заключаются в следующем: нагрев изделий производится с меньшей скоростью в связи с уменьшением теплопроводности сталей. Пониженная теплопроводность увеличивает перепад температур по сечению изделий, а, следовательно, повышают и напряжения, вызывающие коробление и трещинообразование; температура нагрева для получения аустенита при введении карбидообразующих элементов повышается. Труднорастворимые карбиды сдерживают рост зерна аустенита и сохраняют его мелкозернистое состояние; охлаждение изделий возможно со значительно меньшей скоростью, так как процесс распада переохлажденного аустенита замедляется. Уменьшение критической скорости закалки позволяет охлаждать изделия в более мягком охладителе. Это уменьшает внутренние напряжения, коробление деталей, вероятность образования трещин, увеличивается прокаливаемость сталей, что позволяет упрочнять закалкой крупные изделия во всем сечении.

Однако повышение эксплуатационных свойств за счет легирования практически исчерпало себя, необходимы новые подходы к созданию материалов.

#### **1.4 Упрочнение химико-термическими методами**

Химико-термическая обработка (ХТО), изменяя структуру, а, следовательно, и свойства поверхностных слоев металлических материалов, является эффективным методом повышения долговечности деталей машин и инструмента, работающих в условиях изнашивания, при повышенных температурно-силовых циклических воздействиях. Вместе с тем широкое применение получили лишь такие методы ХТО, как цементация, азотирование, нитроцементация. Данные процессы в основном используются для повышения износостойкости поверхностных слоев стальных изделий, причем для получения необходимого эффекта упрочнению подвергаются лишь стали определенного химического состава (низкоуглеродистые в случае цементации и нитроцементации и легированные, как правило, алюминием, хромом, молибденом, ванадием, вольфрамом, титаном при азотировании). В то же время такие процессы, как борирование, хромирование, боросилицирование,

бороалитирование, в значительно большей степени увеличивающие сопротивление изнашиванию, чем цементация, азотирование, нитроцементация, и обеспечивающие, кроме того, повышение коррозионной, жаро-, теплостойкости и ряда других свойств поверхностных слоев изделий из сплавов железа, используются в промышленности крайне редко. Это связано, прежде всего, с тем, что разработанные для их осуществления диффузионно-активные среды в большинстве случаев требуют применения сложного и дорогостоящего нестандартного оборудования [12].

#### 1. Насыщение углеродом.

Цементация — процесс поверхностного насыщения стальных деталей углеродом. Цель цементации получить детали с вязкой сердцевиной и твердой поверхностью. Такие детали во время работы не разрушаются от ударов и хорошо сопротивляются истиранию. Цементации подвергают детали из углеродистой и легированной стали с содержанием углерода от 0,08 до 0,35%. Богатые углеродом смеси, применяемые для цементации, — карбюризаторы — могут быть твердыми, жидкими и газообразными [13].

Цементация в твердом карбюризаторе — обработка, которой подвергают стальные детали для повышения их твердости, теплостойкости и износостойкости, достигаемых при последующей закалке. При цементации насыщение стали углеродом происходит путем непосредственного соприкосновения частиц угля с поверхностью стальных деталей в газовой среде, которая служит передатчиком углерода. При правильном подборе карбюризатора содержание углерода в поверхностном слое не превышает 1,0-1,10%, что можно считать нормальным [10, с.69].

Цементация в пасте. При единичном и мелкосерийном производстве применяют цементацию в пасте, позволяющую сократить продолжительность процесса.

Цементация является промежуточной операцией, цель которой — обогащение поверхностного слоя углеродом. Требуемое упрочнение поверхностного слоя изделия достигается закалкой после цементации. Закалка должна не только упрочнить поверхностный слой, но и исправить структуру перегрева, возникающую из-за многочасовой выдержки стали при температуре цементации [14].

#### 2. Насыщение углеродом и азотом [12].

Низкотемпературная нитроцементация — это обработка, которой подвергают технологическую оснастку, изготовленную из быстрорежущей стали всех марок для одновременного насыщения поверхностного слоя азотом и углеродом, образующимися в результате разложения жидкого цианизатора (триэтаноламина  $(C_5H_5O)_3N$ , жидкого или газообразного карбюризатора и аммиака при их одновременной подаче в печь. В качестве жидких карбюризаторов применяют керосин, легкое индустриальное масло, пиробензол; в качестве газообразных — природный газ и газ, используемый для бытовых нужд.

Низкотемпературная нитроцементация повышает твердость поверхности изделий, сопротивление износу и задиру, обеспечивает хорошую

прирабатываемость и высокую износостойкость. При низкотемпературной нитроцементации инструмента из быстрорежущих сталей за 1-4 ч происходит образование диффузионного слоя глубиной 0,03-0,08 мм с содержанием углерода 0,96-1,02% и азота 0,15-0,30%. Слой имеет высокую твердость и износостойкость. Хрупкого слоя, содержащего избыточную  $\epsilon$ -фазу, на поверхности инструмента не образуется. Поверхность приобретает матовый, синеватый цвет.

Карбонитрирование – одно из перспективных направлений увеличения стойкости быстрорежущего инструмента, состоящее в термодиффузионном насыщении поверхности инструмента азотом и углеродом (жидкое азотирование). Значительный эффект получается при карбонитрировании зубчатых колес, кулачков, резьбовых соединений из ферромагнитных конструкционных сталей и др.

Насыщение поверхностных слоев инструмента углеродом, азотом, серой или несколькими элементами одновременно повышает его твердость, износостойкость, сопротивление усталости и соответственно стойкость. Однако применяемые в настоящее время способы химико-термической обработки имеют ряд недостатков.

Так, процесс цианирования с использованием цианидов натрия (NaCN) и калия (KCN) не находит широкого применения из-за высокой токсичности. Газовое азотирование инструмента – очень длительный процесс. Например, для обработки этим способом крупногабаритных штампов необходимо 36-40 часов. Поэтому перспективным является процесс низкотемпературного жидкостного азотирования, осуществляемый с применением неядовитых солей – цианатов и карбонатов.

### 3. Насыщение азотом [4].

Азотирование – процесс насыщения поверхности стали азотом. Азотированию подвергают преимущественно технологическую оснастку, изготовленную из легированных сталей, для получения высокой поверхностной твердости и износостойкости. Азотирование проводят в шахтных электрических печах сопротивления с герметичным муфелем из жаростойкой стали, снабженными вентилятором и трубками для ввода и вывода газов.

Несмотря на достаточно высокие результаты, достигаемые при использовании газового азотирования, при этом способе не исключается возможность образования хрупкой  $\epsilon$ -фазы, которая даже в небольшом количестве резко тормозит диффузию азота и препятствует увеличению глубины упрочненного слоя.

С целью интенсификации процесса азотирования и повышения качества азотированного слоя используют способ, изложенный в [15].

При газовом азотировании деталей из инструментальных сталей поочередную выдержку в насыщающей среде и инертном газе, например аргоне, ведут с последовательным уменьшением длительности операций. Причем соотношение между длительностями последующей и предыдущей выдержек поддерживают равным 0,5-0,85.

На этапе первой выдержки в насыщающей среде при температуре азотирования 580 °С образуется слой ненасыщенного  $\alpha$ -раствора, толщина которого увеличивается с течением времени. Верхний предел времени насыщения выбирают из условия образования на поверхности хрупкой  $\epsilon$ -фазы, появление которой резко тормозит диффузию азота. Степень насыщения  $\alpha$ -раствора азотом возрастает в период первой выдержки. Поэтому длительность последующих выдержек следует уменьшить. В противном случае, т. е. при сохранении равной длительности выдержек, возможно возрастание степени концентрации азота в  $\alpha$ -растворе до величины, соответствующей появлению  $\epsilon$ -фазы. Кроме того, повышение содержания азота в слое способствует сохранению остаточного аустенита после закалки, что также снижает качество слоя.

Продолжительность каждой выдержки в насыщающей среде 30-60 мин. Циклы выдержки повторяют 2-5 раз.

Дальнейшую интенсификацию процесса азотирования и увеличение твердости азотированного слоя (преимущественно в инструментальных сталях штампового назначения) можно обеспечить термоциклированием непосредственно перед закалкой с нагревом до 1200-1250°С и охлаждением в масле при совмещении отпуска с азотированием [16].

Жидкостное цианирование – обработка, которой подвергают детали машин и технологическую оснастку после окончательной обработки резанием. При цианировании происходит одновременное насыщение поверхностного слоя азотом и углеродом. Различают три способа цианирования: низкотемпературное при 540-580°С, среднетемпературное при 820-860 °С и высокотемпературное при 920-960°С. Цианирование на небольшую глубину (0,15-0,5 мм) осуществляют при нагреве изделия в среде цианирования до температуры 840-870°С в течение 0,5-2 ч с последующей закалкой (непосредственно из ванны цианирования). Цианирование проводят в соляных (с наружным электрообогревом) или электродных печах-ваннах.

Цианирование твердыми карбюризаторами и пастами [4].

Ионное азотирование в тлеющем разряде – способ упрочнения инструмента, заключающийся в обработке (бомбардировании) поверхности заготовки потоком ионов азота. Ионы проникают в поверхностный слой детали на контролируемую глубину – 100-1000 атомных слоев. Процесс проводят в разреженной азотсодержащей атмосфере. Азотируемые изделия подключают к отрицательному электроду (катоде). Анодом служит контейнер установки (печи). Между катодом (изделием) и анодом возбуждается тлеющий разряд. Ионы азота, бомбардируя поверхность изделия, нагревают ее до температуры насыщения.

Одним из основных недостатков ХТО является длительность процесса (при азотировании он может составлять более 70 часов), поэтому он применяется лишь в крайних случаях для изготовления ответственных деталей.

## 1.5 Упрочнение методами пластического деформирования

Использование пластической деформации металлов имеет двойную цель: основная, исходная - получение готового изделия определенной формы и размера, и вторая – улучшение свойств обрабатываемого металла при пластическом деформировании путем изменения кристаллической структуры. При этом достигается не только упрочнение, как таковое, но и изменение пластичности, физических и химических свойств, например, магнитных, коррозионной стойкости, электрического сопротивления, иногда теплопроводности и т.д. Таким образом, упрочнение – только один из путей изменения свойств обрабатываемых металлов в необходимом направлении.

### 1.5.1 Упрочнение методами поверхностного пластического деформирования (ППД)

ППД используют для повышения сопротивления усталости и твердости поверхностного слоя металла, а также для формирования в этом слое направленных внутренних напряжений (преимущественно напряжений сжатия) и образования регламентированного рельефами кроне ровностей на поверхности [10, с.254].

Сущность способа заключается в следующем. Под давлением деформирующего инструмента микро выступы (микронеровности) поверхности детали пластически деформируются (сминаются), заполняя микро впадины обрабатываемой поверхности, что способствует повышению твердости поверхностного слоя. Более того, в поверхностном слое возникают благоприятные сжимающие напряжения, что способствует повышению усталостной прочности на 30...70%, износостойкости – в 1,5...2 раза, значительно снижается шероховатость поверхности упрочняемой детали [17].

К наиболее распространенным способам упрочнения ППД относятся:

- обкатка рабочих поверхностей шариками или роликами;
- алмазное выглаживание;
- дробеструйная обработка;
- ультразвуковое упрочнение;
- упрочнение наклепом;
- статико-импульсная обработка (СИО).

Обкатку шариками или роликами (для внутренних поверхностей – раскатка) выполняют с помощью специальных шариковых или роликовых накаток (раскаток) на токарно-винторезных станках, при этом упрочняющий инструмент закрепляют на суппорте станка. Это перспективный способ ППД, так как способствует снижению шероховатости поверхности, микротвердость поверхностного слоя увеличивается на 40...60%, возрастает глубина упрочненного слоя металла [11].

Эффективно применение упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием на финишных операциях технологического процесса изготовления деталей машин взамен операций окончательной

обработки резанием лезвийным или абразивным инструментом. При обработке нежестких в сечении тонкостенных деталей наиболее пригодна динамическая обработка пластическим поверхностным деформированием инструментами ударного действия, ультразвуковое или импульсное обкатывание [10, с.254].

Пластическое деформирование, выполняемое без использования внешней теплоты для обеспечения нужного комплекса свойств поверхностного слоя, называют наклепом, а слой металла, в котором проявляются эти свойства, соответственно – наклепанным [18].

В результате наклепа повышаются все характеристики сопротивления деформации металла, понижается его пластичность и увеличивается твердость [10, с.254].

Упрочнение незакаленной стали происходит в результате изменения структурных несовершенств (плотности, качества и взаимодействия дислокаций, количества вакансий, а также в результате уменьшения зерен кристаллитов металла при пластической деформации), дроблением блоков и созданием микронапряжений. При упрочнении закаленных сталей, помимо этого, происходит частичное превращение остаточного аустенита в мартенсит и выделение дисперсных карбидных частиц. Поверхностная деформация приводит к образованию сдвигов и упругому искажению кристаллической решетки, изменению формы и размеров зерен [4].

Наклеп поверхности выполняют бомбардированием ее струей стальной или чугунной дроби и шариков, а также суспензией, содержащей абразивные частицы; обкатыванием роликами, шарами или ротационным инструментом; чеканкой.

Дробеструйный наклеп обеспечивает неглубокую пластическую деформацию до 0,5-0,7 мм. Применяют для обработки поверхностей небольших деталей сложных форм, а также деталей малой жесткости типа пружин, рессор, мембран и др. Глубина наклепа при дробеструйной обработке не превышает 0,8 мм. Поверхность детали приобретает некоторую шероховатость; последующей обработке не подвергается. Режим обработки определяется скоростью подачи дроби (до 90 м/с), расходом дроби в единицу времени и экспозицией – временем, в течение которого обрабатываемая поверхность находится под ударами дроби. Режимы обработки устанавливают экспериментально. Поверхность детали должна быть полностью покрыта следами – вмятинами. Обычно экспозиция равна 0,5-2 мин на обрабатываемую поверхность [4].

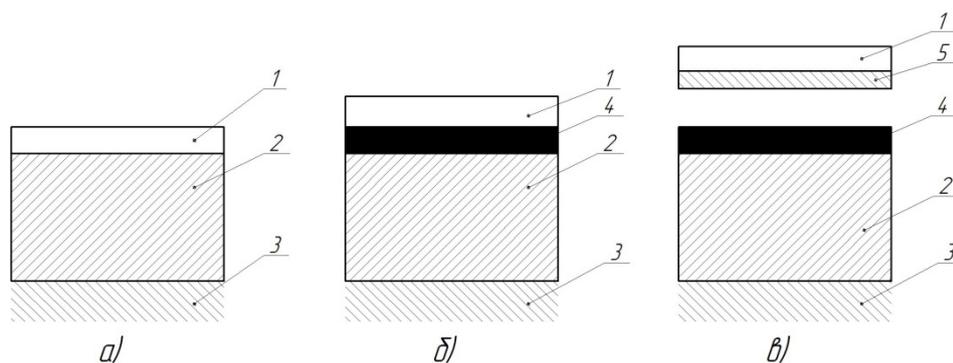
Обкатку роликами или шариками осуществляют с помощью различных приспособлений, устанавливаемых на токарных или строгальных станках. Приспособления изготавливают одно- или много роликовыми. Давление роликов или шариков создают механическим (пружинным) или гидравлическим способом [11].

Алмазное выглаживание применяют для упрочнения изделий твердостью до 65 HRC, а также вместо операции окончательного шлифования, полирования, доводки и супер финиширования поверхности. Метод универсален и широко применяется для обработки стальных закаленных или термически неупрочненных деталей, с поверхностными покрытиями и без них,

а также деталей из цветных металлов, их сплавов, высокопрочных чугунов. Выглаживание выполняют специальными инструментами – выглаживателями, оснащенными сфероидальными, трапециевидными или конусообразными деформирующими элементами, изготовленными из синтетических сверхтвердых материалов – карбонада, гексанида-Р, эльбора-Р и других материалов, реже – из природных алмазов или твердых сплавов [4].

Гидроабразивное упрочнение. Наклеп поверхностного слоя струей суспензии (жидкость с абразивными частицами) применяют для случаев, когда необходимо получить упрочненный слой небольшой глубины. Подача абразивной суспензии к соплам установок для гидроабразивной обработки осуществляется в зависимости от конструктивных особенностей и типа установки самотеком, инжекцией сжатым воздухом или под давлением с помощью насоса [10, с.260].

Упрочнение энергией взрыва [10, с.270]. Энергия взрыва повышает износостойкость поверхностей изделий при истирании, их твердость, пределы прочности и текучести, статическую прочность (сварных соединений в результате сквозного наклепа сварного шва и зоны термического влияния), циклическую прочность (из-за повышения пределов прочности и текучести материала). Упрочнение при импульсных нагрузках взрывом существенно отличается от упрочнения в обычных условиях. При ударе с большой скоростью, свойственной взрыву, эффект упрочнения возрастает по мере увеличения скорости удара. В металле могут возникнуть высокие локальные температуры, вызывающие фазовые превращения в локальных участках. Одновременно действуют процессы, присущие упрочнению при обычных скоростях деформирования, такие, как двойниковые, сдвиги и фрагментация. Упрочнение энергией взрыва осуществляют по схемам, показанным на рисунке 1.2, в зависимости от конструкции и назначения упрочняемого изделия.



1-заряд; 2 - деталь; 3 - опора; 4 -среда; 5 - пластина

а - с укладыванием взрывчатого вещества на поверхность;

б - с использованием передающей среды; в- с метанием пластины на поверхность

Рисунок 1.2 - Схемы процесса упрочнения с помощью взрыва

Упрочнение методами электромеханической пластической обработки [4]. Электромеханическая пластическая обработка (ЭМПО) – способ обработки

металла термомеханическим местным воздействием на поверхностный слой, при котором в процессе обработки детали через место контакта инструмента с деталью пропускают ток большой силы и низкого напряжения (рисунок 1.3). Возникает сильный нагрев неровностей и поверхностного слоя металла, снижаются его прочность и твердость. Давлением инструмента обеспечивают деформацию и сглаживание поверхности, придают ей новые прочностные свойства.

Особенности процесса: тепловое и силовое воздействие на поверхностный слой осуществляют одновременно, а не последовательно. Нагрев при этом сопровождается действием значительных давлений. Нагрев поверхностного слоя металла происходит под действием двух источников теплоты: внешнего (теплота трения) и внутреннего (теплота, выделяемая при прохождении тока).

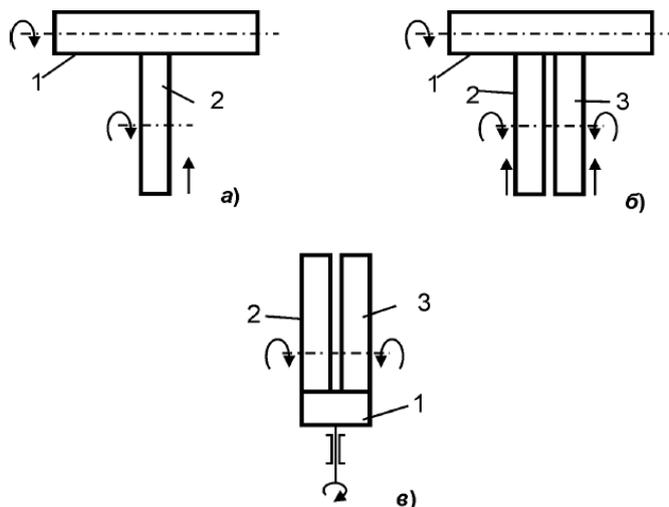
Д.т.н., проф. А.Н. Евдокимовой предложен метод фрикционного упрочнения поверхностных слоев деталей машин для повышения их трибохарактеристик [4].

Для улучшения качества поверхностных слоев деталей машин применяют разные технологические методы, среди которых известной эффективностью отличается фрикционный метод, позволяющий формирование белых слоев. Эти слои отличаются высокой твердостью, износостойкостью и коррозионной стойкостью и получаются при одновременном влиянии на сталь высоких температур и деформаций.

На рисунке 1.3а показана обычная схема, по которой реализуют упрочнение фрикционным диском. При большой скорости диска 2, порядка 70 м/с, в поверхностных слоях детали 1 образуется белый слой некоторой толщины. При этом диск, который вращается, создает в поверхностных слоях детали сдвиговые деформации, которые ограничивают величину рационального деформирования и, вследствие этого, возможность увеличения твердости и глубины белого слоя. В связи с этим предлагается генерировать в поверхностных слоях знакопеременные деформации путем использования совместной работы двух дисков (рисунок 1.3б, в). В зависимости от направления вращения дисков 2, 3 в поверхностных слоях возникают однонаправленные или знакопеременные деформации. Было обнаружено, что во время знакопеременного деформирования возникают более экстремальные условия для деформирования белых слоев, чем во время однонаправленного. В результате было определено, что толщина белых слоев увеличивается в 1,5-2 раза сравнительно с однонаправленным деформированием, с соответствующим увеличением поверхностной твердости в 1,2-1,4 раза. Такие слои с более твердым и вытянутым в глубину белым слоем показали повышенную на 30-40% износостойкость при работе деталей на трение скольжения. Кроме того, возросла также предельная погрузка на заедание.

Таким образом, знакопеременное деформирование поверхностных слоев во время фрикционного упрочнения позволяет существенным образом улучшить эксплуатационные свойства деталей машин, которые работают в

разнообразных парах трения, по сравнению с существующими методами упрочнения.



1 – деталь, 2,3 – фрикционные диски  
 а – упрочнение одним диском; б – упрочнение двумя дисками параллельно осям вращения;  
 в - упрочнение двумя дисками перпендикулярно осям вращения

Рисунок 1.3 – Схемы упрочнения

### 1.5.2 Упрочнение методами интенсивной пластической деформацией [19]

Нанокристаллические материалы, обладающие уникальной структурой и свойствами, в настоящее время привлекают внимание физиков и материаловедов во всем мире, поскольку традиционные методы повышения механических свойств путем легирования и подбора различных способов термомеханической обработки уже не могут обеспечить растущие запросы различных отраслей промышленности. Очевидно, что одним из перспективных направлений является переход к наноразмерной дисперсности компонентов и элементов структур металлов и сплавов, и объемные субмикроструктурные и наноструктурные материалы находят все более широкое применение.

Наиболее перспективными методами получения объемных субмикроструктурных и наноструктурных материалов являются различные способы интенсивной пластической деформации (ИПД). Уникальностью этих методов является возможность деформирования материала на большие степени деформации без значительного изменения внешних размеров изделия, то есть деформация методами ИПД, главным образом, направлена на изменение внутренней структуры материалов, а именно, размеров структурных элементов.

Особенностью рассматриваемых ниже методов является деформационная природа механизмов измельчения структуры. Поскольку для разных по природе материалов техника наноструктурирования имеет свои особенности, то ниже описываются все развиваемые методы. Кроме объемных методов

наноструктурирования представлен поверхностный метод упрочнения и измельчения структуры, также основанный на деформационном воздействии.

Интенсивная пластическая деформация кручением под высоким давлением (КВД). Идея применения деформации кручением под высоким гидростатическим давлением и создания соответствующей аппаратуры была реализована в [20]. Это метод, при котором образец, обычно имеющий форму диска диаметром 10 – 20 и толщиной 0,3 – 1,0 мм, подвергается деформации кручением в условиях высокого приложенного гидростатического давления. Образец помещается внутрь полости, выполненной в нижнем бойке, и к нему прилагается гидростатическое давление ( $P$ ) величиной до 7 ГПа. Пластическая деформация кручением образца осуществляется за счет вращения одного из бойков, рисунок 1.4.

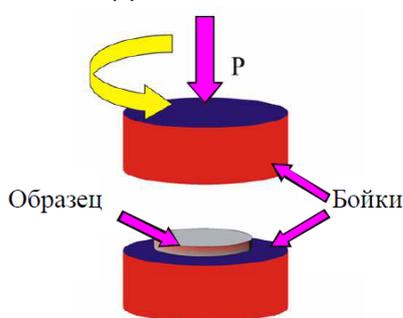
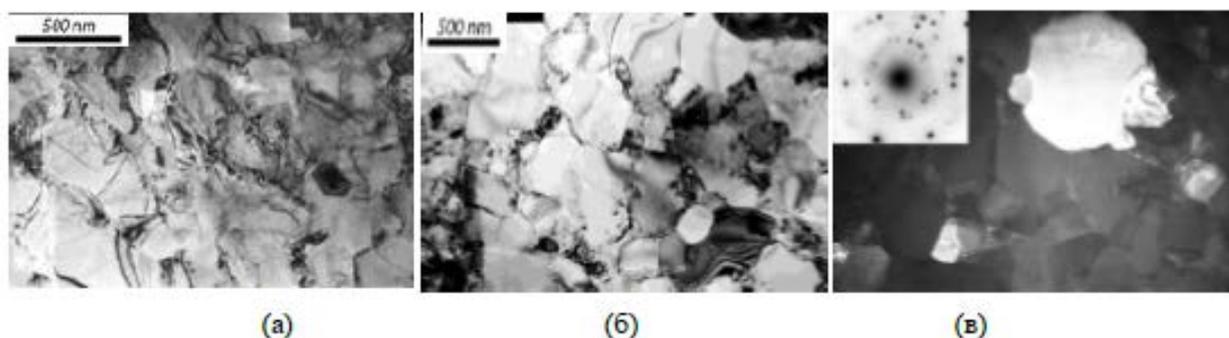


Рисунок 1.4 - Принципиальная схема метода КВД

В работе Столбовского А.В. [19] установлена возможность наноструктурирования меди технической чистоты методом КВД. Структура меди после КВД при комнатной температуре на 1 и 5 оборотов, представлена на рисунке 1.5. После КВД на 1 оборот структура состоит из субмикроструктурных зерен со средним размером 240 нм. В некоторых зернах присутствует сложный дифракционный контраст, указывающий на значительные внутренние напряжения, характерные для состояния после КВД, но зерен с таким контрастом не так много, что указывает на протекание релаксационных процессов. Границы зерен, в основном, широкие и изогнутые, что свидетельствует об их неравновесном состоянии. В то же время в структуре встречаются отдельные крупные зерна (до ~ 500 нм) и зерна с очень низкой плотностью дислокаций, то есть, уже при такой деформации возможно протекание процессов динамической рекристаллизации.

Увеличение степени деформации до 3 оборотов не оказывает существенного влияния на структуру, а при увеличении степени деформации до 5 оборотов она заметно изменяется (рисунок 1.5): структура становится неоднородной, с большим разбросом зерен по размерам (от 100 до 900 нм) и средним размером кристаллитов ~ 270 нм. Границы в основном тонкие и прямые, и в зернах почти отсутствуют дислокации, что говорит об интенсивном протекании процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации. Дальнейшее увеличение степени деформации до 10

оборотов практически не сказывается на структуре, поскольку процесс выходит на установившуюся стадию [21].



а, б – светлые поля; в – темное поле в рефлексе (111) Cu и электронограмма

Рисунок 1.5 - Структура высокочистой Cu (на середине радиуса диска) после КВД при комнатной температуре на 1 оборот (а) и на 5 оборотов (б,в)

С целью подавления процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации КВД высокочистой меди провели в жидком азоте. В образцах, продеформированных при 80К на 1-5 оборотов, структура сильно искажена и состоит из кристаллитов, разделенных изогнутыми границами (рисунок 1.6 а,б). Следует отметить, что в данном случае кристаллиты более мелкие и с меньшим разбросом по размерам, чем в случае КВД при комнатной температуре. При этом изменение степени деформации в этом интервале почти не сказывается на структуре, и только увеличение степени деформации до 10 оборотов приводит к резкому изменению структуры (рисунок 1.6 в). Структура становится полностью рекристаллизованной, со средним размером кристаллитов 500 мкм, что свидетельствует о протекании постдинамической рекристаллизации [19].

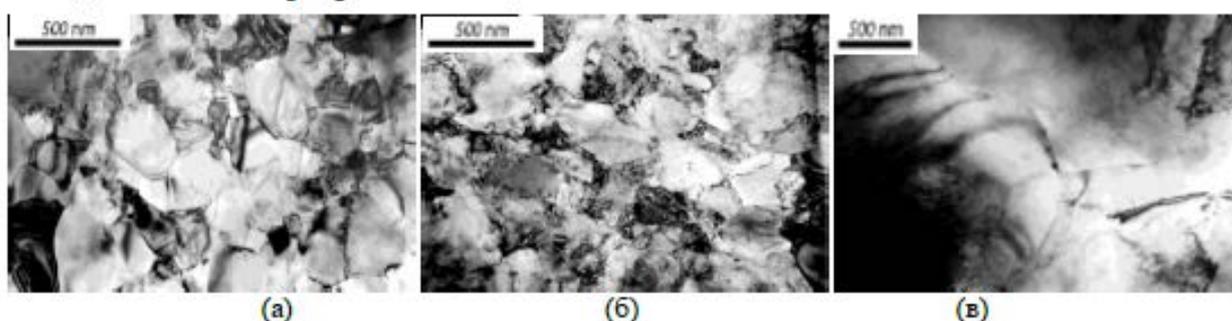


Рисунок 1.6 - Структура высокочистой меди после КВД при 80К на 1 (а), 5 (б) и 10 (в) оборотов

Легирование меди оловом улучшает способность к наноструктурированию и позволяет получить наноструктурное состояние уже при одном обороте КВД при комнатной температуре. Эта структура обладает значительно более высокой термической стабильностью по сравнению с медью.

Однако перспективы использования КВД, как промышленного метода, имеют существенные ограничения, обусловленные, прежде всего, малыми размерами обрабатываемых заготовок и низкой стойкостью инструмента вследствие чрезвычайно высоких нагрузок на него.

Развитие нового метода интенсивной пластической деформации – равноканального углового прессования (РКУП) позволило получить массивные образцы ультрамелкозернистых материалов [22].

Равноканальное угловое прессование в настоящее время является наиболее широко используемым методом ИПД. Как показано на рисунке 1.7, имеющий форму прутка круглого или квадратного сечения образец прессуется в матрице через сопрягающиеся под определенным углом каналы.

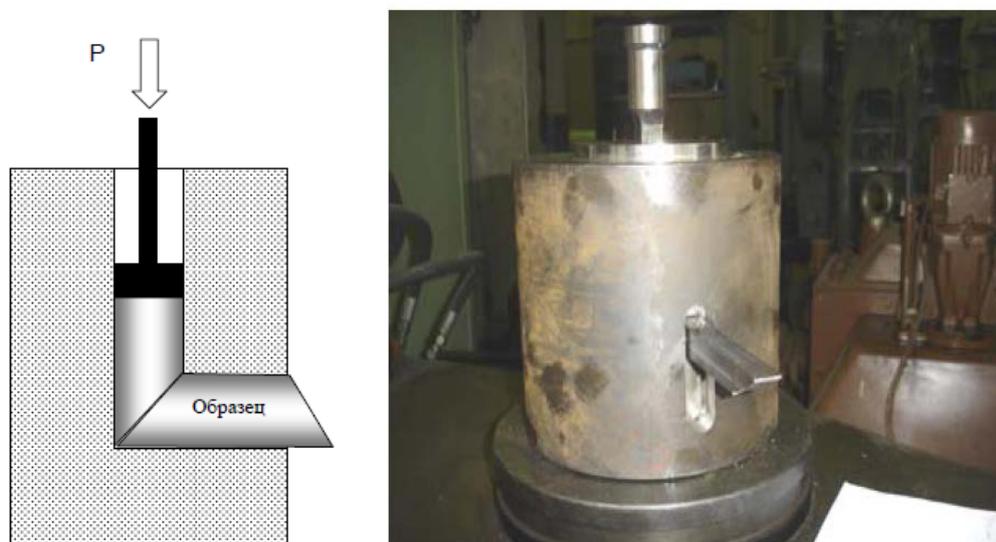


Рисунок 1.7 - Схема равноканального углового прессования

Деформация сдвигом происходит, когда заготовка проходит через зону их пересечения, т. к. размеры заготовки в поперечном сечении не изменяются, прессование может производиться многократно с целью достижения исключительно высоких степеней деформации.

Метод РКУП характеризуется большим количеством параметров, определяющих качество, структуру и свойства получаемых образцов. К таким параметрам относятся исходное структурное состояние материала, угол  $\Phi$ , температура, скорость и степень деформации, а также маршрут прессования (рисунок 1.8).

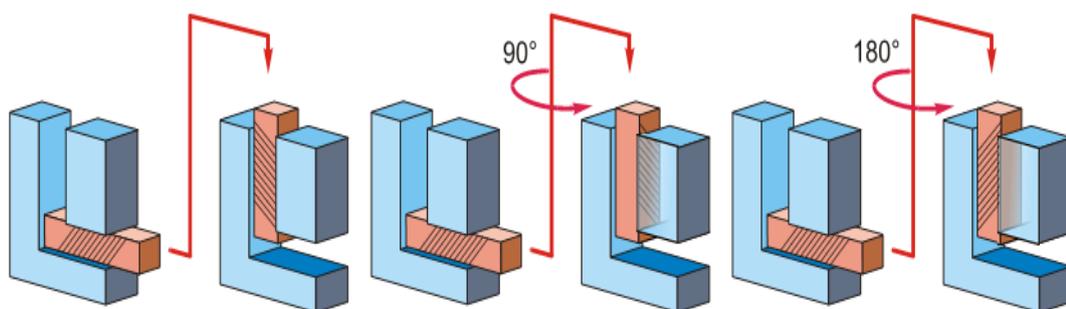
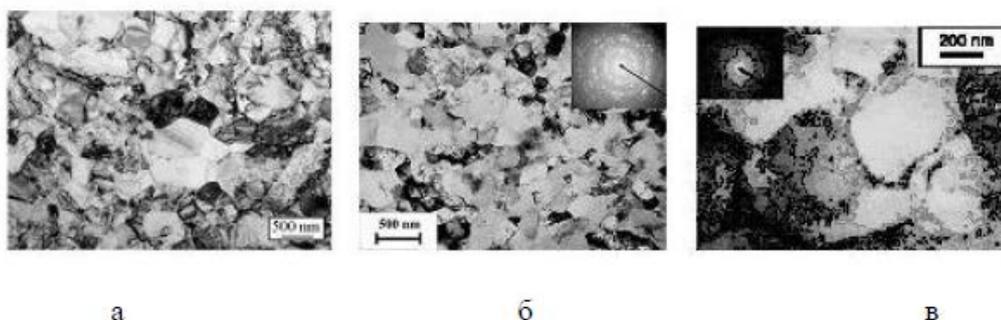


Рисунок 1.8 - Основные маршруты при РКУП

Для большинства разных материалов маршрут РКУП выбирается Вс. Контролируя и варьируя основные параметры и режимы, возможно получение регламентированной структуры, показанной на рисунке 1.9 [23].



а – Grade-2, 450°C; б – TiNi, 450°C; в – Ti-64, 700°C

Рисунок 1.9 - Микроструктура меди после 8 циклов РКУП

Для более эффективного получения длиномерных полуфабрикатов с УМЗ структурой разработан модифицированный метод РКУП в параллельных каналах, см. рисунок 1.10, позволяющий получать необходимую проработку структуры за меньшее количество проходов, а также, путем последовательного прессования заготовок, добиться определенной непрерывности процесса [24, 25].

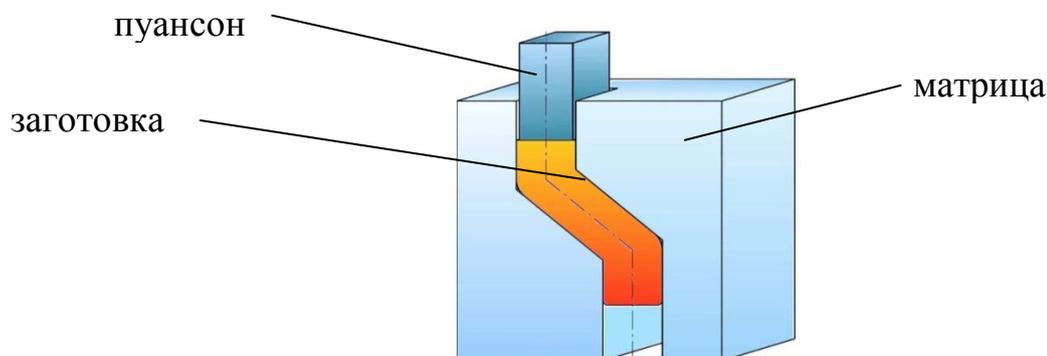


Рисунок 1.10 - Равноканальная ступенчатая матрица для прессования

Отличительной особенностью РКУ прессования с параллельными каналами (рисунок 1.10) является одновременная реализация сдвиговой деформации в двух очагах, соответствующих двум последовательным пересечениям каналов в оснастке. В результате может существенно уменьшиться число проходов, необходимое для обеспечения формирования УМЗ структуры.

Одним из эффективных технологических элементов для РКУП хрупких материалов является противодействие, которое способствует получению цельных, без трещин заготовок и повышению механических свойств [26].

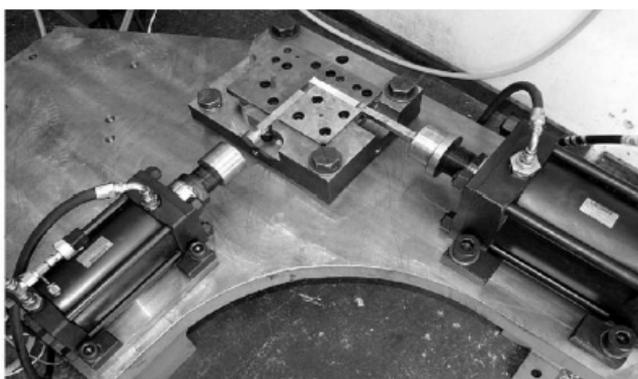
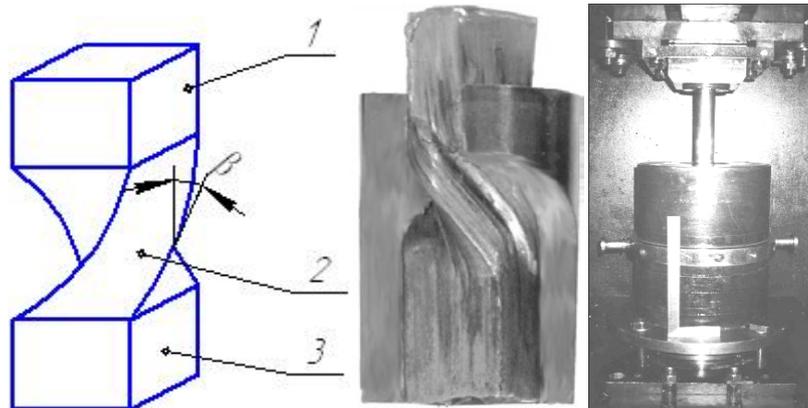


Рисунок 1.11- РКУП оснастка с контролируемым противодействием [27]

Впервые оно было применено для алюминиевых сплавов с использованием горизонтальной оснастки, рисунок 1.11. Отметим, что метод РКУП не ограничивается его применением в лабораторных исследованиях. Примеры разработки технологий получения разнообразных полуфабрикатов на основе метода РКУП подробно представлены в работе [28].

Метод винтовой экструзии (ВЭ), предложенный в работе [29], отличается от известных методов напряженно-деформированным состоянием в образце, а также технологическими возможностями применения (рисунок 1.12). ВЭ позволяет аккумулировать большие деформации в металлах, заметно измельчать их микроструктуру и может быть реализована в установках гидроэкструзии для получения прецизионных длинномерных профилей разной формы (прутки, трубы, сверла и др.). Однако она может приводить к появлению сильной нежелательной анизотропии, например, в чистом титане. Применение последующей прокатки позволяет существенно снизить степень анизотропии, вызванной ВЭ [30].



1–заходной канал; 2- винтовой;3-калибрующий

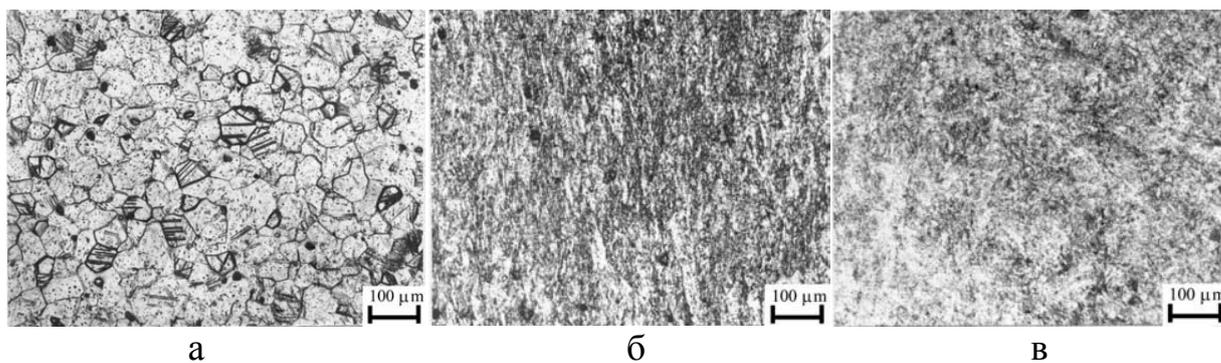
Рисунок 1.12 – Схема канала матрицы для ВЭ

Суть ВЭ заключается в том, что призматическую заготовку продавливают через винтовую матрицу (рисунок 1.13), канал которой состоит из трех участков: заходного 1, винтового 2 и калибрующего 3. Геометрические параметры поперечных сечений всех участков одинаковы. Характеристикой винтового участка 2 является угол  $\beta$  наклона винтовой линии, наиболее удаленной от оси матрицы, к оси экструзии.

Благодаря указанным особенностям геометрии канала при продавливании через него заготовки ее форма не изменяется, что позволяет осуществлять многократную экструзию заготовки с целью накопления интенсивных деформаций. При этом происходит изменение ее структуры и свойств при сохранении идентичности начальной и конечной формы. Геометрические параметры поперечных сечений всех участков одинаковы. Благодаря указанным особенностям геометрии канала при продавливании через него заготовки ее форма не изменяется, что позволяет осуществлять многократную экструзию заготовки с целью накопления интенсивных деформаций. При этом происходит изменение ее структуры и свойств при сохранении идентичности начальной и конечной формы. Минимальной деформации подвергается волокно, расположенное по оси образца, максимальной – наиболее удаленные от оси волокна [31].

На рисунке 1.13 приведены структуры меди после трех проходов ВЭ[32].

Открытая всесторонняя (многопереходная) изотермическая ковка (ВИК) широко исследовалась в ИПСМ РАН и активно предлагается авторами как один из основных и эффективных методов наноструктурирования массивных заготовок. Принцип метода заключается в многократной деформации заготовки с изменением оси нагружения на каждом переходе (рисунок 1.14).



а - исходная структура; б, в – оптическая микроскопия  
(в поперечном и продольном направлениях соответственно)

Рисунок 1.13 - Микроструктуры образцов меди после ВЭ

При этом измельчение структуры обрабатываемого материала достигается не только за счет аккумуляции ее изменений с накоплением деформации, но также и за счет того, что используется принцип поэтапного уменьшения размера зерен при поэтапном снижении температуры деформации, проводимой в изотермических условиях. Для достижения результата на каждом этапековки должно обеспечиваться измельчение зерен обрабатываемого материала за счет прохождения фрагментации и/или непрерывной динамической рекристаллизации [34, 35]. Формирование же все более мелких зерен, в свою очередь, повышает технологическую пластичность материала и обеспечивает возможность его дальнейшего деформирования без разрушения при более низких температурах.



Рисунок 1.14 - Схема выполнения одного этапа открытойковки [33]

Структура, полученная после ВИК, представлена на рисунке 1.15 [36].

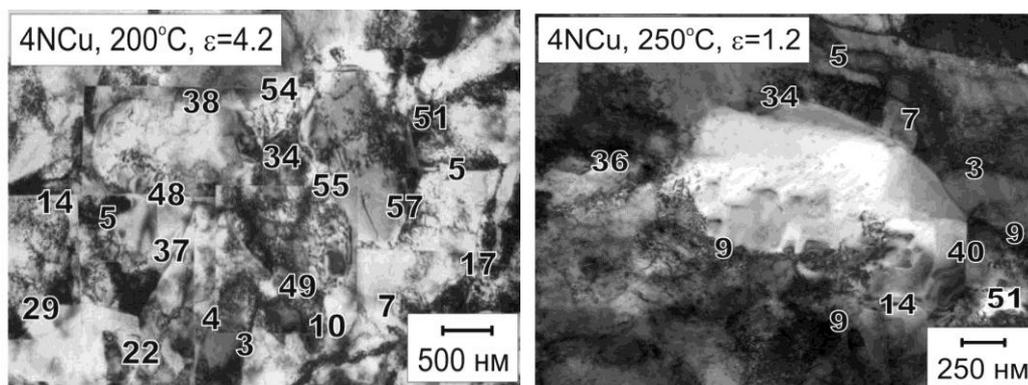


Рисунок 1.15 - Микроструктуры образцов меди после ВИК

Каждый этап ВИК состоит из нескольких высотных осадок заготовки со степенью деформации 40–60% и последующей ее протяжки на исходный размер. При этом ее ось поворачивается на  $90^\circ$  по отношению к предыдущему положению после каждого цикла «осадка-протяжка» (рисунок 1.14). Исходное структурное состояние материала и температурно-скоростной интервал его деформирования выбираются из соображений достижения максимально измельченной и однородной структуры заготовки на каждом этапе, а количество этапов определяется требуемым размером зерна. Методом ВИК получена ультрамелкая и наноструктура в заготовках весом более 50 кг из титана и его сплавов, сталей, никелевых сплавов и интерметаллидов [36]. Для этих же целей и по тому же принципу в [37] А. Гошем была предложена закрытая многопереходная ковка. В этом процессе заготовка также последовательно деформируется по двум или трем осям.

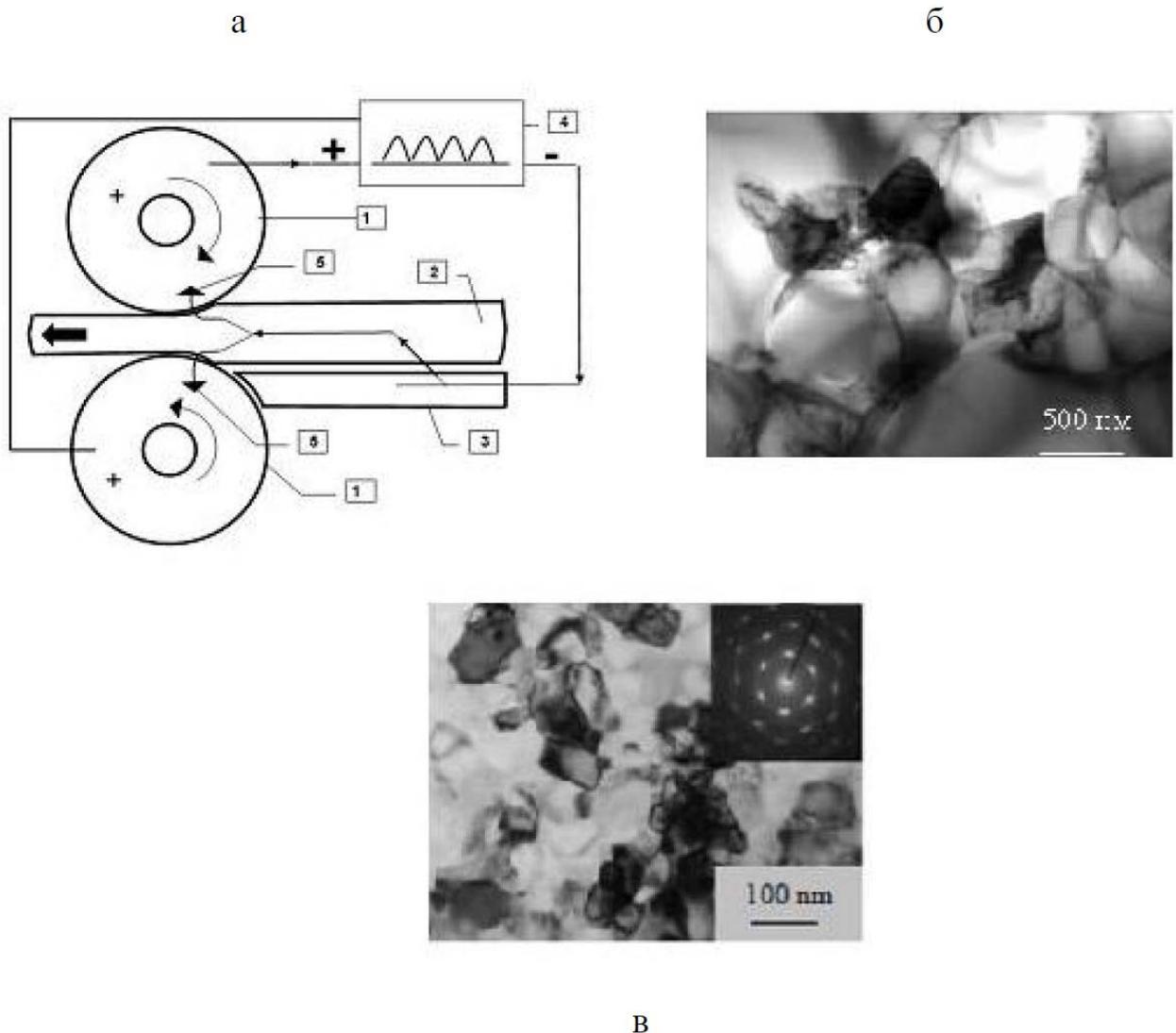
Неоспоримым преимуществом обеих ковок является их простота и отсутствие необходимости использования специального дорогостоящего инструмента. Даже в закрытой схеме инструмент очень прост и дешев. Кроме того, этот процесс легко механизировать. Однако есть один непреодолимый недостаток – ограничение степени однократной деформации из-за потери устойчивости заготовки при осадке. Кроме того, осадке присуща зональная неоднородность деформации заготовки, приводящая к неоднородности ее деформационной структуры. Устранение последней требует большого числа циклов и этапов обработки.

### 1.5.3 Получение длинномерных заготовок методами ИПД

Использование методов интенсивной пластической деформации, таких как ИПДК, РКУП, многосторонняя ковка, винтовая экструзия приводит к измельчению структуры сплавов, однако не применимо для получения длинномерных ультрамелкозернистых заготовок тонкого сечения. Наибольшим потенциалом для этой цели обладает метод электропластической прокатки (ЭПП), впервые использованный сначала для наноструктурирования титанового сплава на основе TiNi [38], а затем для измельчения структуры сплавов ВТ6 и Ti-64 [26, с.2]. Метод и схема ЭПД, как способ измельчения

микроструктуры в длиномерных заготовках тонкого сечения титановых сплавов различной природы, запатентован (патенты РФ № 2367712, № 2367713, 2007) и показан на рисунке 1.16 на примере электропластической прокатки.

Многоходовая ЭПП проводится в плоских валках или ручьевых калибрах при комнатной температуре с постоянной скоростью прокатки 50 мм/с при регулируемом разовом обжатии по сечению образца. Плотность (10-1000 А/мм<sup>2</sup>), частота (500-1000 Гц) и длительность (10-1000 мкс) импульса тока регулируются генератором и поддерживаются постоянными в процессе прокатки. Импульсный ток от генератора (4) подводится отрицательным полюсом к подающему столу (3) и через образец (2) передается на валки (1). От положительного полюса на валках ток передается обратно к генератору. Поскольку пропускание тока сопровождается тепловым эффектом, то при ЭПД возможен нагрев образцов, величина которого будет зависеть от параметров и режима импульсного тока [27, с.162].



1 – валки; 2– образец; 3 – подающий стол; 4 – ГИТ; 5,6 – направление тока  
а - схема подвода тока; б – микроструктуры сплавов VT6и TiNi; в – после ЭПП

Рисунок 1.16 –Схема электропластической прокатки

Способы упрочнения поверхности детали ультразвуковым методом известны достаточно давно, однако их разработки применительно к созданию наноструктур на поверхности материалов появились относительно недавно [39, 40]. В процессе ультразвуковой обработки резанием или выглаживанием поверхностного слоя материала происходит его пластическое деформирование при высокочастотном виброударном воздействии инструмента, который строками движется вдоль поверхности, соударяясь с ней при малых импульсах удара. При этом изменяется как геометрия (чистота) самой поверхности, так и структура тонких поверхностных и приповерхностных слоев материала, в которых возникают слои упорядоченных наноструктур (рисунок 1.17).

В ИМАШ РАН совместно с ЗАО «НТГ-Авторезонанс» разработано и изготовлено устройство ультразвукового выглаживания и упрочнения (далее УЗВУ) поверхности деталей (рисунок 1.18), обрабатываемых на токарных, фрезерных и строгальных станках. УЗВУ содержит ультразвуковой авторезонансный генератор мощностью  $P = 100$  Вт. Генератор соединяется с ультразвуковым излучателем 1 (далее УЗИ) кабелем длиной 1.5-2.5 м. На рабочем конце УЗИ установлен инструмент 2 для выглаживания, представляющий собой шар диаметром 5–10 мм. Сам УЗИ закреплён на втулке 3, имеющей возможность линейно перемещаться, в корпусе 4 устройства.

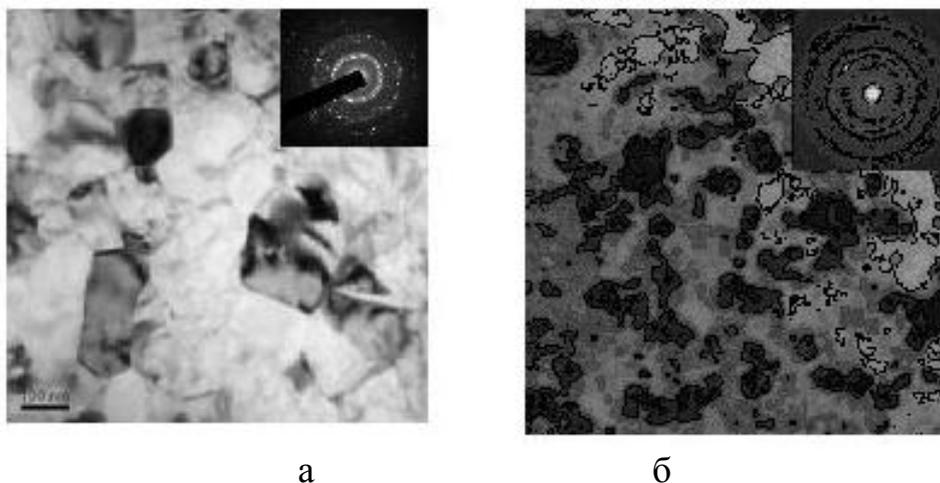
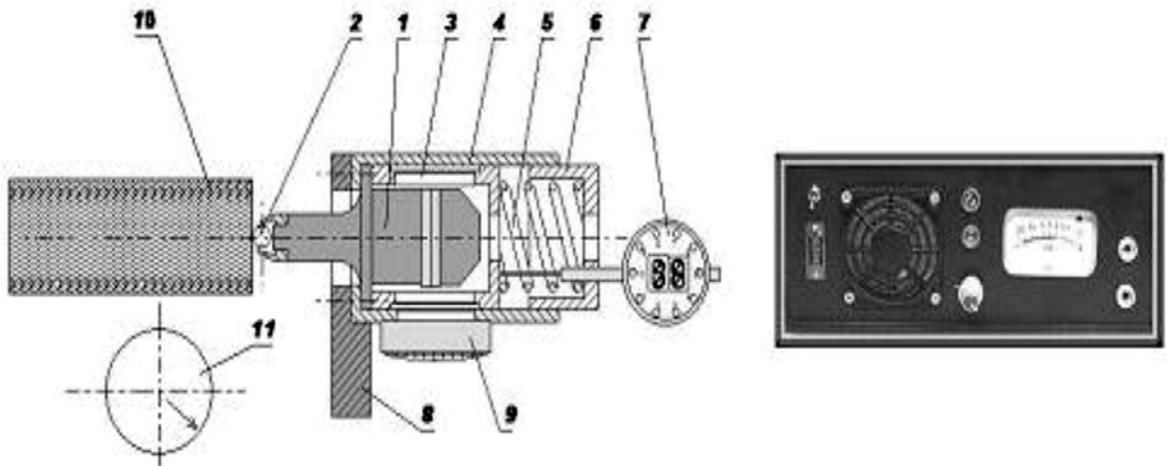


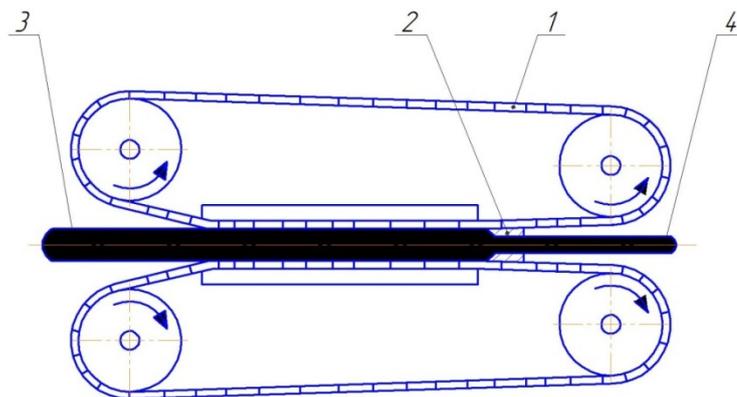
Рисунок 1.17 – Микроструктура приповерхностного слоя сплавов меди (а) и TiNi (б), обработанных методом УЗО



1-ультразвуковой излучатель (УЗИ); 2-индентор; 3-втулка; 4-корпус устройства; 5-пружина; 6-резьбовой стакан; 7-индикатор часового типа; 8-сменный кронштейн; 9-вентилятор; 10-обрабатываемая деталь; 11-вид деформируемой поверхности материала

Рисунок 1.18 – Установка УЗВУ

Особенностью способа Лайнекс (рисунок 1.19), предложенного специалистами фирмы WesternElektrikCo (США), является то, что, давление, необходимое для реализации процесса, создается за счет использования активных сил трения, которые возникают между плоскими поверхностями звеньев бесконечных цепей и верхней, и нижней плоскостями заготовки, имеющей прямоугольное поперечное сечение [27, с.160]. Схема данного способа приведена на рисунке 1.19.



1- приводные цепи; 2 - матрица; 3 - заготовка; 4 – изделие

Рисунок 1.19 – Схема процесса непрерывного прессования способом Лайнекс

При этом величина давления прессования оказывается зависимой от соотношения (разности) сил трения на несмазанных и смазанных плоскостях заготовки. Этот способ применяют для производства алюминиевых шин и проволоки на заводах фирмы Vensuck (США) [41].

Процесс Экстроллинг был предложен в 1975 г., запатентован Б. Авитцуром в 1976 г. и представляет собой способ совмещения процессов прокатки и прессования в одном очаге деформации. Он характеризуется тем, что за счет активных сил контактного трения между валками и заготовкой выдавливание осуществляют через прессовую матрицу[41]. Схема процесса показана на рисунке 1.20.

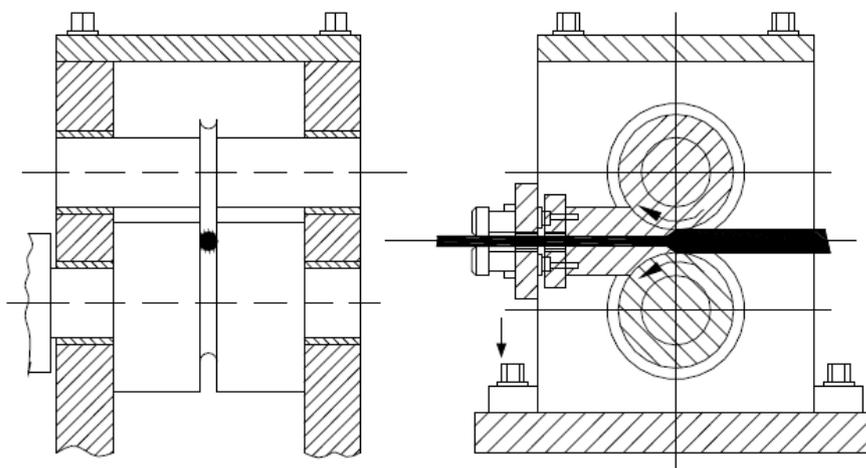


Рисунок 1.20 - Схема устройства для процесса Экстроллинг

Для осуществления процесса исходная заготовка непрерывно задается в калибр, обжимается в нем, что полностью соответствует стадии прокатки и выдавливается в калибрующее отверстие матрицы, установленной на выходе из калибра.

Данный способ реализуется как в холодном состоянии, так и при повышенных температурах и имеет меньшие потери мощности на трение реактивного действия, а также более эффективное заполнение полости калибра металлом заготовки. Рассматриваемый процесс сочетает в себе низкие потери на трение и малую продолжительность обработки, характерные для прокатки, и большие степени деформации, возможные при прессовании. Недостатки прокатки (небольшое единичное обжатие) и прессования (ограниченная длина получаемого изделия) при такой реализации процесса могут быть устранены. Однако способ не нашел должного применения в промышленности, так как предложенное техническое решение (использование открытого калибра, расположение матрицы на общей вертикальной оси валков и т.д.) не обеспечивало устойчивого протекания процесса и создания необходимых для экструдирования металла давлений [42].

Процесс совмещенной прокатки–прессования (СПП) был разработан в развитие процесса Экстроллинг.

Отличие разработанного способа и устройств для его реализации, от способа Экстроллинг, заключается в том, что применяются валки с разными катающими диаметрами с образованием закрытого калибра, а матрица расположена не в плоскости, проходящей через оси валков, а смещена от неё в

направлении прокатки, при этом создается дополнительная зона деформации с активными силами трения, действующими со стороны валков (рисунок 1.21).

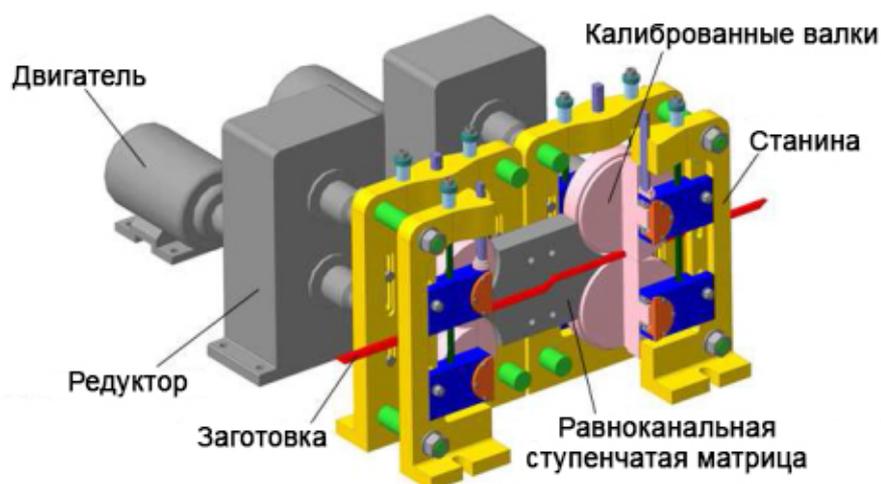


Рисунок 1.21 - Совмещенный способ «прокатка-прессование»

Суть предлагаемого способа деформирования заключается в следующем. Предварительно нагретая до температуры начала деформирования заготовка подается к прокатным валкам, которые за счет сил контактного трения захватывают её в зев валков, а на выходе из него проталкивают через каналы равноканальной ступенчатой матрицы. После того, как заготовка полностью выйдет из зева валков, к ним подается следующая заготовка, которая, пройдя через валки и попав в матрицу, выталкивает ранее продеформированную заготовку из матрицы. То есть в данном случае процесс прессования заготовок в равноканальной ступенчатой матрице реализуется за счет использования контактных сил трения, возникающих на поверхности контакта металла с вращающимися валками [43].

Однако данный способ деформирования имеет следующий недостаток. Поскольку после прокатки в валках заготовка попадает в канал матрицы, необходимо чтобы её ширина не превышала ширину входного канала матрицы, иначе заготовка застрянет на входе в матрицу.

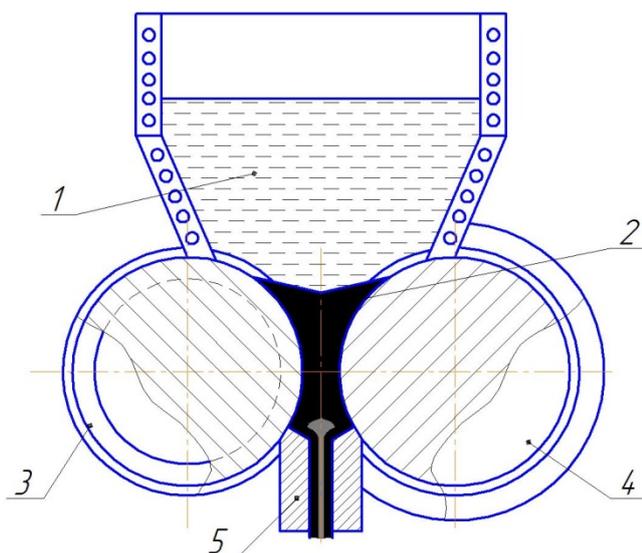
Принцип обработки материалов по схеме conform известен с начала 70-х годов прошлого столетия и основан на использовании активных сил трения для создания силы прессования. Новым направлением развития метода стала его разработка как метода интенсивного пластического деформирования для получения длинномерных изделий с ультрамелкозернистой структурой [44].

За последние годы было разработано большое количество схем conform.

Conform™. Использование единственного вращающегося диска в качестве движущей силы процесса выдавливания позволяет производить продукцию неограниченной длины. В диске самой простой конструкции имеется периферийное углубление при помощи которого поступающее сырье передается на опрессовку [45].

На рисунке 1.22 представлен процесс совмещенного литья и прокатки-прессования (СЛИПП)-ИПД.

Основной особенностью данной разработки является использование разновидности метода РКУП в параллельных каналах, приводящего к значительному изменению схемы деформации на этапе прессования по сравнению с известным процессом СЛИПП [46]. Расплавленный металл 2 заливают в печь-миксер 1, при этом начинается его кристаллизация на поверхностях валков 3 и 4. Далее закристаллизовавшийся металл захватывают валки 3 и 4, прокатывают, распрессовывают и деформируют в канале матрицы 5 за четыре последовательных непрерывных этапа. На первом этапе осуществляют прямое прессование с истинной степенью деформации  $\epsilon \geq 1,6$ . На втором и третьем этапах производят угловое прессование, что приводит, как правило, к повышению однородности структуры металла. И на четвертом этапе осуществляют калибрующую операцию прямым прессованием через круглую калибрующую часть канала матрицы 5 [47].



1-печь-миксер; 2 - расплавленный металл; 3, 4 – валки; 5 – матрица

Рисунок 1.22 – Процесс (СЛИПП)-ИПД

Созданные предпосылки дали возможность дальнейшего развития совмещенных процессов. К примеру, учеными Соединенных Штатов Америки [48] предложен новый способ реализации сдвигового механизма деформации длинномерных заготовок через равноканальную угловую матрицу. Принципиальная схема непрерывного РКУП изображена на рисунке 1.23.

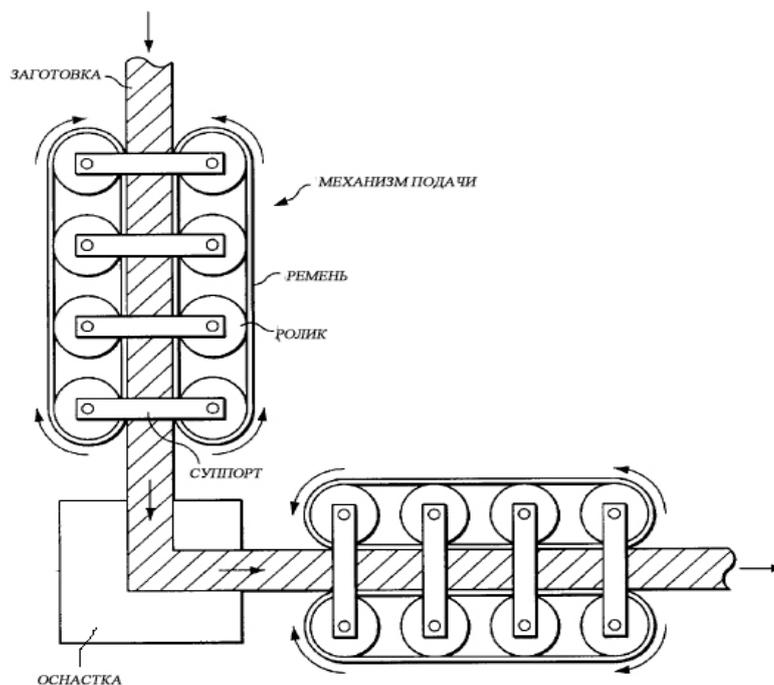
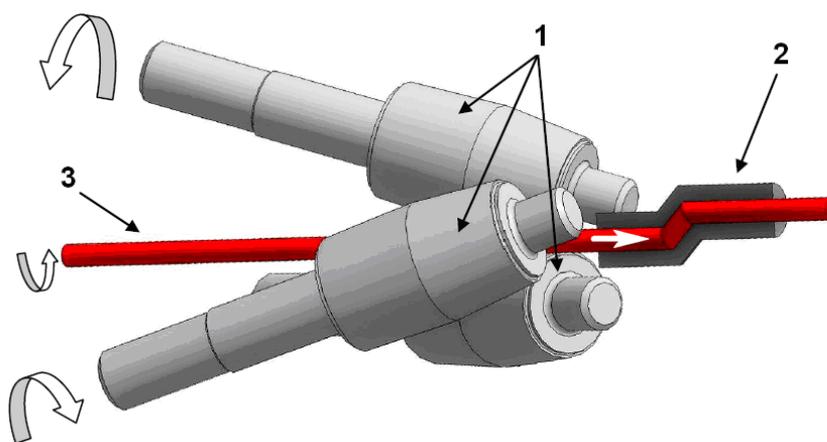


Рисунок 1.23 - Схема непрерывного РКУП

На кафедре «ОМД» Карагандинского государственного индустриального университета был предложен еще один способ деформирования заготовок - совмещенный процесс «винтовая прокатка - прессование» с использованием равноканальной ступенчатой матрицы (рисунок 1.24), который позволяет получать заготовки круглого поперечного сечения, металл которых будет иметь субультрамелкозернистую структуру.



1 – конические валки; 2 – ступенчатая РКУ матрица; 3 – заготовка

Рисунок 1.24 - Совмещенный процесс «винтовая прокатка - прессование»

Суть предлагаемого способа деформирования заключается в следующем. Предварительно нагретая до температуры начала деформирования заготовка подается к прокатным валкам, которая за счет сил контактного трения

захватывают ее в валки, а на выходе из них проталкивают через каналы равноканальной ступенчатой матрицы. После того, как заготовка полностью выйдет из валков, к ним подается следующая заготовка, которая, пройдя через валки и попав в матрицу, выталкивает ранее продеформированную заготовку из матрицы. В данном случае процесс прессования заготовок в равноканальной ступенчатой матрице, так же как и при ранее приведенном совмещенном процессе реализуется за счет использования контактных сил трения, возникающих на поверхности контакта металла с вращающимися валками [49].

Однако данный способ также имеет недостатки, заключающиеся в ограничении длины деформируемой заготовки, которая не может превышать 5-7 м.

## **1.6 Теоретические представления различных авторов на механизм диспергирования кристаллитов**

В последние годы физики и механики, занимающиеся задачей повышения конструкционных свойств металлических материалов, особое внимание уделяют изучению возможностей ее решения посредством больших пластических деформаций. Необходимо отметить, что такие деформации издавна применяли при изготовлении украшений, одежды из драгоценных металлов, тонких покрытий (сусального золота), рыцарских доспехов и холодного оружия из прочных сплавов, в частности из булатной стали. Однако механизмы большой деформации металлических материалов и происходящие в них изменения структуры до сих пор не прояснились. В отличие от традиционных методов деформации методы ИПД позволяют накапливать указанные и большие деформации не только в тонкостенных, но и в объемных заготовках, обеспечивая им вследствие этого рекордно высокие механические свойства.

Известно несколько представлений о механизме образования большеугловых границ, приводящих к формированию УМЗ-структуры при ИПД. Одно из них основано на прохождении процесса низкотемпературной рекристаллизации [50], которую называют также «холодной» [51] и рекристаллизацией на месте [52]. Учитывая диффузионную природу рекристаллизации, еехождение при больших холодных деформациях связывают с накоплением в металлах чрезвычайно высокой концентрации точечных дефектов и со значительным градиентом упругих напряжений, создаваемых дислокационными скоплениями. В пользу рекристаллизационного механизма образования большеугловых границ свидетельствует также известная закономерность снижения температуры начала рекристаллизации в металлах вплоть до температуры возврата с увеличением степени накопленной деформации [53].

Вместе с тем следует отметить, что под температурой возврата обычно понимают температуру, при которой дислокации в несовершенных границах ячеек перестраиваются, образуя совершенные малоугловые границы ячеек-блоков (субзерен). Подавить возврат полностью даже при низкой температуре

деформации невозможно, поскольку на стадии формирования несовершенных границ ячеек он частично реализуется путем аннигиляции противоположных по знаку дислокаций. Поэтому в наблюдаемых скоплениях дислокаций сосредоточены сегменты их петель одного знака и одного типа, известные как зарядовые дислокации. Самопроизвольно без активации нагревом такие границы (скопления зарядовых дислокаций), по-видимому, не совершенствуются и тем более не становятся большеугловыми, что, собственно, и подтверждает присутствие в холоднодеформированном материале несовершенных ячеек. Необходимая тепловая активация при деформации обеспечивается повышением температуры в зонах локализации сдвига. При больших сдвигах это повышение, как отмечено в [54] по экспериментальным измерениям и по расчетным оценкам [55], может кратковременно достигать сотен градусов, что вполне достаточно для перестройки зернограничной структуры, особенно в чистых металлах, отличающихся высокой подвижностью дислокаций. Однако для тотального совершенствования границ необходим общий нагрев материала, по меньшей мере, до температуры возврата, а для формирования большеугловых границ при этом требуется также значительный приток решеточных дислокаций в границы ячеек.

Учитывая, что при ИПД деформация носит немонотонный (разнонаправленный) характер, для образования большеугловых границ согласно [56] даже не требуется накопление в деформированном материале чрезвычайно высокой концентрации точечных дефектов. Роль низкотемпературной диффузии в этом случае играет ротационная (турбулентная) мода деформации, возникающая под воздействием моментов внешних напряжений. С подобным представлением согласуется также условие возникновения ротационных неустойчивостей небольших групп атомов под воздействием моментных напряжений, величина которых при развитых деформациях становится соизмеримой с моментами, создаваемыми внешними напряжениями [57].

В целом вышеотмеченные представления рассматривают стадию преобразования уже сформированных в ходе деформации несовершенных границ ячеек в большеугловые. К более поздней стадии формирования большеугловых границ мелких зерен следует отнести модель, основанную на процессе двойникования [58]. Этот процесс активизируется, когда возникающие при деформации области разориентации (ячейки, субзерна, зерна) приобретают настолько малые размеры, что по вышеотмеченным причинам генерация в них решеточных дислокаций становится невозможной. Отметим также, что двойниковые границы отличаются когерентным строением и хаотичным распределением в материале. Поэтому приводящие к их образованию специфичные кристаллографические сдвиги не вносят заметного вклада в активную деформацию материала. В этой связи двойникование, по-видимому, может быть лишь вспомогательным (аккомодационным) механизмом доизмельчения зерен [53].

Можно выделить два представления о формировании мелких зерен, обусловленных эволюцией линейных дефектов в ходе деформации. Одно из них рассматривает процесс образования границ зерен и субзерен как результат большего или меньшего насыщения несовершенных границ ячеек решеточными дислокациями. Возникающий при этом избыток дислокаций одного знака приводит к повышению энергии границ ячеек, которая снижается путем релаксационной перестройки зернограницной структуры, так что границы ячеек совершенствуются и увеличивают угловые разориентировки до большеугловых. Более подробное описание такого преобразования границ ячеек в границы зерен приведено в работе [59].

Другое представление основано на образовании и движении уже на ранней стадии деформации при  $\epsilon \geq 0,2-0,3$  сильно взаимодействующих коллективных форм дислокаций – частичных дисклинаций (ЧД). В отличие от дислокаций ЧД перемещаются не по кристаллографическим плоскостям, а по плотным скоплениям дислокаций, каковыми и являются несовершенные границы ячеек. При этом результатом перемещения ЧД является образование большеугловых границ микрополос, или (по терминологии [57, с.102]) фрагментов. К формированию зерен, как показано в [60], приводят дробление продольных микрополос и их множественное пересечение с возникающими впоследствии поперечными полосами сдвига.

Работами многих независимых исследователей показано, что в зоне локализации деформации происходят не только изменения дислокационной структуры, но и существенные фазовые и структурные превращения, приводящие к изменению физических свойств вещества. Хорошо известно, что в процессе пластической деформации наблюдается тепловыделение, причем разогрев наблюдается в зонах пластического течения. При этом между напряжениями течения и температурой разогрева существует прямая зависимость, что позволяет использовать термопластический эффект для определения ряда механических характеристик. В процессе пластического течения наблюдается неравномерное выделение тепла по объему деформируемого тела.

Так автором работы [61] было доказано, что при деформации ковкой появляется мартенсит за счет выделения большого количества тепла, которое приводит к мгновенному повышению температуры металла выше точки перехода в аустенит с последующей закалкой в холодной массе образца. Аналогичные данные получены в [62, 63]. Что говорит о том, что при пластической деформации происходят фазовые и структурные превращения.

Еще одним косвенным подтверждением развития теплового эффекта при деформировании являются работы В.П. Кравз-Тарновского [64], который в опытах по осадке стальных образцов ударом обнаружил, что по образующим конуса скольжения наблюдаются «специфические полоски», представляющие мартенситные прослойки в пробе, образовавшееся в процессе деформирования. Ученый предложил следующий механизм из образования: при ударном воздействии сил, т.е. в условиях очень интенсивной деформации, в области конуса скольжения при значительных сдвигах выделяется локально такое

количество тепла, что температура этих областей повышается выше точка перехода  $\alpha \rightarrow \gamma$  (т.е. выше  $900^{\circ}\text{C}$ ), но поскольку эти области окружены холодным металлом, то последние, действуя как закалочная среда, приводит к появлению мартенсита.

Таким образом, В.П. Кравз-Тарновский прямо связывает выделяющееся тепло с областью локализации деформации с развитием деформационного превращения. Высокие температуры разогрева показывают, что количество тепла должно быть очень велико и, по анализу условия опыта не может быть преобразованием механической работы в тепле, так как связана с развитием процесса локализации деформации. Единственно возможное трактовка результатов эксперимента – вывод о том, что мы имеем дело с тепловым эффектом деформационного превращения – развитием локализации деформации.

## 1.7 Выводы

Проведя анализ основных методов упрочнения металлов и сплавов, можно сказать, что повышение эксплуатационных свойств за счет легирования и термической обработки практически исчерпало себя, ХТО является очень длительным процессом и применяется лишь в крайних случаях для изготовления ответственных деталей. Разработка совершенно новых сплавов требует больших материальных затрат по созданию новых композиций, их сертификации и внедрению. Поэтому в последние десятилетия интенсивно развивается новое направление в материаловедении и обработке материалов, заключающееся в формировании в металлах и сплавах ультрадисперсных структурных состояний с помощью ИПД. Это позволяет резко повысить удельную прочность в области эксплуатационных температур, при этом в области температур обработки давлением существенно повышается технологическая пластичность. На базе этого направления можно создать принципиально новый комплекс физико-химических и механических свойств в обычных промышленных материалах [65].

Процессы ИПД осуществляют при температурах ниже температуры рекристаллизации металла и сравнительно малых скоростях деформирования, в основном, на гидравлических прессах. В этих процессах реализуется деформация заготовки сдвигом, когда она проходит через зону сопряжения каналов равного сечения, выполненных в специальной оснастке. Схема простого сдвига обеспечивает возможность многократного циклического деформирования путем изменения направления действия касательных напряжений на границах деформируемого объема после очередного цикла обработки. Это позволяет достигать сколь угодно высоких значений интенсивности накопленных деформаций, причем на каждом цикле деформирования можно обеспечить заданную величину сдвига. Форма инструмента при ИПД позволяет многократно деформировать заготовку и достигать сверхвысоких значений деформации, что является необходимым условием формирования ультрамелкозернистой структуры материала. Также

методы ИПД, являясь, по сути, новыми применениями методов обработки металлов давлением, имеют возможность встраиваться в существующие технологические цепочки на стадиях металлургического передела слитков - полуфабрикат или полуфабрикат – изделие [66]. Из существующих методов ИПД наибольшую популярность получил метод РКУП, который правда не позволяет достичь экстремальных степеней деформации, как, например, при кручении под квазигидростатическим давлением, но его несомненным преимуществом является возможность получения объемных заготовок. Это преимущество позволяет изучать не только структуру, сформированную при ИПД, но и механические свойства материалов при растяжении и сжатии. Для более эффективного получения длинномерных полуфабрикатов с УМЗ структурой разработан модифицированный метод РКУП в параллельных каналах, позволяющий получать необходимую проработку структуры за меньшее количество проходов, а также, путем последовательного прессования заготовок, добиться определенной непрерывности процесса.

Однако для строгого определения структурного состояния интересующих нас нано микрокристаллических материалов указать только на субмикронный размер их структурных элементов недостаточно. Получить такой размер элементов структуры можно и не используя РКУП. Однако другие способы, как правило, позволяют создать структуру, которую правильнее называть не микрокристаллической, а микро фрагментированной – поскольку структурным элементом такой структуры являются фрагменты, разориентированные друг относительно друга на небольшие углы. Для создания микрозеренной - микрокристаллической структуры, с большой разориентацией структурных элементов, нужны очень высокие степени однородной деформации, которые позволяет обеспечить именно РКУП. Для этого необходимо провести, как правило, несколько циклов РКУП в оптимальных температурно-скоростных условиях [67]. Однако даже при РКУП существует предел измельчения структуры, определяющий минимальный размер зерна достижимый для каждого материала с использованием данного метода. Использование комбинации методов ИПД позволяет получить микроструктуру со средним размером зерна меньшим, чем достижимый на данном материале, любым из методов ИПД по отдельности. Но все эти методы не применимы в промышленности, поэтому нам необходимо найти метод, который будет, применим именно в промышленности.

Хотя в последнее время появилось много исследовательских работ, направленных на изучение процессов ИПД, но до сих пор осталось большое количество вопросов посвященных получению комплекса необходимых механических свойств металлических материалов после РКУП. Данная проблема основана на том, что при мегапластической деформации материал сильно упрочняется, но исчерпывает запас пластичности и в результате чего охрупчивается, что затрудняет возможность его практического применения в промышленности. Использование термической обработки позволит повысить пластичность и ударную вязкость такого материала. Подбор оптимального режима термомеханического упрочнения методом РКУП в ступенчатой

матрице необходимо производить индивидуально для каждого металлического материала, так как в разных материалах протекание процессов измельчения структуры и рекристаллизации различно.

Использование РКУП в ступенчатой матрице с совмещенной термической обработкой позволит в промышленности экономить дорогостоящие материалы, за счет замены их менее дорогими, но имеющими ультрамелкозернистую структуру и повышенный уровень механических и эксплуатационных свойств и уменьшить энерго- и трудозатраты.

## 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

### 2.1 Выбор материалов для исследования

Материал, используемый для прессования, тем более с высокими степенями обжатия, должен обладать высокими пластическими свойствами, таким требованиям отвечают цветные металлы и сплавы.

Основное преимущество меди перед другими цветными металлами — низкий коэффициент трения, сочетающийся с высокой пластичностью и хорошей стойкостью против коррозии в ряде агрессивных сред и хорошей электропроводностью. Также медь хорошо обрабатывается давлением в холодном состоянии. При такой обработке суммарные обжатия могут достигать 90% и выше [68].

Медь характеризуется отсутствием полиморфных превращений, что делает ее идеальным модельным материалом для установления особенностей холодной деформации при разработке новых схем деформирования [69]. Поэтому для эталонного модельного материала используем технически чистую медь, химический состав которой представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав меди марки М1, ГОСТ 859-2001

Сплав	Массовая доля элементов, %			
	Cu	Fe	Zn	O
М1	99,94	0,005	0,004	0,051

В качестве объекта исследования из медных сплавов выбрана латунь Л63. Латунь Л63 - двухкомпонентный сплав меди и цинка, химический состав представлен в таблице 2.2.

Таблица 2.2 - Химический состав латуни марки Л63, ГОСТ 15527 - 2004

Сплав	Массовая доля элементов, %					
	Fe	Zn	Pb	Sb	Bi	Cu
Л63	0,2	35,55	0,044	0,005	0,001	основа

Это одна из самых востребованных латуней, в виду большого содержания Zn, хороших механических показателей и низкой стоимости, по сравнению со сплавами, содержащими больше Cu. Кроме того такая латунь имеет эстетическую ценность, изделия из нее хорошо полируются и могут быть использованы в качестве элементов дизайна или в ремесленном деле.

Латунь Л63 имеет небольшое количество  $\beta$  - фазы и формально должна считаться двойной ( $\alpha+\beta$ ) латунью. Но малое количество  $\beta$ -фазы практически не проявляется на большинстве свойств, поэтому её чаще рассматривают как однофазный сплав. Тем не менее, при быстром охлаждении после отжига

содержание  $\beta$  - фазы может оказаться значительным и пластичность снизится [70].

Сплав Л63 подвергается различным видам обработки давлением, хорошо обрабатывается в холодном состоянии, а также может обрабатываться на металлорежущих станках.

Большинство работ, связанных с ИПД направлено на изучение чистых металлов Al, Cu, Ti, Ni и меньше внимания уделяется изучению структуры сталей, полученных методами интенсивной пластической деформации, это связано во-первых, с трудностями сохранения оснастки, так как стали испытывают сильный наклеп при деформировании, во-вторых со сложностью интерпретации полученных данных, так как интенсивная пластическая деформация сплавов, особенно легированных сталей, сопровождается многочисленными фазовыми превращениями. Тем не менее, в последнее годы исследователи все больше внимания уделяют изучению структурных и фазовых переходов при формировании субмикроструктурных и наноструктурных состояний в сталях, так как это позволяет создавать новые высокопрочные материалы с целым комплексом уникальных физико-механических свойств и хорошей перспективой дальнейшего практического использования.

Среднеуглеродистые феррито-перлитные стали являются важным классом конструкционных материалов, но в исходном состоянии имеют не высокие прочностные свойства. Методы интенсивной пластической деформации эффективно улучшают механические свойства сталей за счет формирования в них неравновесного структурно-фазового состояния.

Поэтому для исследования материала с феррито-перлитной структурой была выбрана углеродистая конструкционная сталь марки 45 с пластинчатым строением феррито-карбидной смеси в исходном состоянии. Данная марка стали широко используется для изготовления различных изделий в метизной промышленности. Химический состав стали 45 представлен в таблице 2.3.

Таблица 2.3 - Химический состав стали марки 45, ГОСТ 1050-88

Сплав	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Fe
Сталь 45	0,45	0,20	0,60	0,20	0,20	0,25	основа

Известно, что структуры сформированные методами ИПД, обладают высокой запасенной энергией и могут переходить в крупнокристаллическое состояние при температурных воздействиях. Легирование исходно низкопрочных феррито-перлитных сталей карбидо- и нитридообразующими элементами позволяет улучшить их прочность и термостабильность. Дисперсионное твердение останавливает процессы рекристаллизации и расширяет температурный интервал существования высокопрочного субмикроструктурного состояния в сталях.

Поэтому следующим материалом для исследований выбираем сталь марки 35ХМ.

Основным легирующим элементом данной марки стали является хром (0,8...1,2)%. Он повышает прокаливаемость, способствует получению высокой и равномерной твердости стали. Присутствие небольшого количества хрома стабилизирует структуру твердых карбидов. Это улучшает отклик стали на термообработку [71].

Введение молибдена (0,15...0,46%) в хромистые стали увеличивает прокаливаемость, снижает порог хладноломкости до  $-20...-120^{\circ}\text{C}$ . Молибден увеличивает статическую, динамическую и усталостную прочность стали, устраняет склонность к внутреннему окислению [71, с.231].

Таблица 2.4 - Химический состав стали марки 35ХМ, ГОСТ 4543-71

Сплав	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
35ХМ	0,35	0,25	0,60	0,20	0,95	0,25	0,20	основа

В настоящее время в мире намечена тенденция к возрастанию исследований в области создания и широкого применения металломатричных композиционных материалов. Наиболее дешевыми и надежными являются материалы на основе алюминиевых сплавов, подвергнутых модифицированию и армированию тугоплавкими дисперсными частицами. Среди отличительных свойств таких материалов можно выделить высокие антифрикционные и прочностные свойства, жаропрочность, жесткость, малую плотность, которые обеспечивают существенное снижение массы изделий и конструкций, уменьшают расход материала на изделие с одновременным повышением надежности и увеличением ресурса их работы.

Необходимость создания новых композиционных алюминиевых материалов (КАМ) и технологий их получения продиктована как получением конкурентоспособной продукции, так и ситуацией постепенного истощения природного элитного сырья, его удорожания. В этом плане составляющие КАМ должны быть доступны и дешевы. С этих позиций состав поверхности земной коры содержит до 50%  $\text{SiO}_2$ , около 30%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и только 10% Fe. По этой причине человечество в последние годы более интенсивно осваивает добычу  $\text{Al}_2\text{O}_3$  для получения алюминия и материалов на его основе [72].

Поэтому в работе [72, с.16] исследовалась возможность замены при создании новых материалов дорогостоящего фуллерена на более дешевый фуллереносодержащий материал. Для получения разрабатываемых композитов использовалась литейно-деформационная технология, включающая смешивание порошковых компонентов шихты и проведение механоактивации полученной смеси, экструдирования шихты с получением лигатуры и получение композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы при литье.

При проведении экспериментальных исследований для разработки сплавов применяли промышленный доэвтектический силумин АК9

(ГОСТ 1583-93). Химический состав использованного в работе силумина представлен в таблице 2.5.

Таблица 2.5 – Химический состав силумина, ГОСТ 1583–93

Сплав	Массовая доля элементов, %							
	Si	Mg	Cu	Mn	Zn	Ni	Fe	Al
АК9	9,0	0,30	0,85	0,35	0,30	0,25	1,2	основа

Выбор данного материала обусловлен доступностью, наличием хорошо развитых промышленных мощностей с их использованием в нашей стране, что облегчает внедрение и не требует дополнительного нового оборудования. Кроме того, наличие большого объема отходов (стружки), образующихся при обработке изделий, изготовленных из данных материалов, дает возможность использовать не только литейно-деформационную, но и порошковую технологии производства композитов на их основе.

В работе [72, с.18] модифицирование и одновременное упрочнение сплава АК9 осуществляли наноструктурированным углеродом. В качестве модификатора использовали фуллереновую сажу, фуллереновую чернь, а также для сравнения фуллерен  $C_{60}$  и микрокристаллический графит (рисунок 2.1).

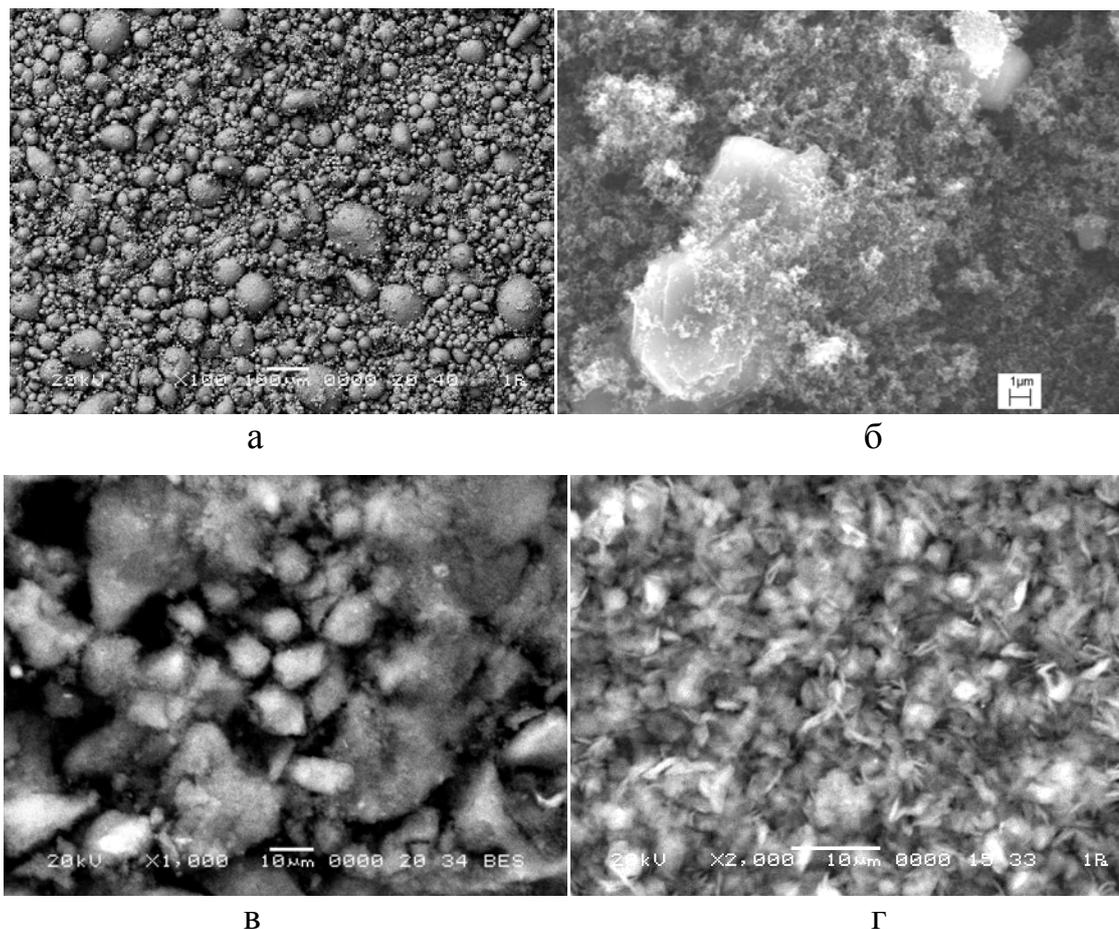
Фуллереновая сажа – сажа, полученная дуговым методом испарением графита. Представляет собой аморфный углерод, насыпная плотность  $250 \text{ кг/м}^3$ , содержание фуллеренов – 11%. Результаты исследования порошка фуллереновой сажи ФТИ им. А.Ф. Иоффе, РАН в сканирующем электронном микроскопе приведены на рисунке 2.1б. Порошок состоит из дисперсных частиц сажи и крупных частиц фуллеренов.

Фуллереновая чернь – экстрагированная фуллереновая сажа после извлечения смеси фуллеренов неполярными органическими растворителями и обработанная паром для удаления органического растворителя. Исследования показали, что фуллереновая чернь на 100% состоит из сажистого углерода, какие либо другие примеси не обнаружены. Порошок состоит из частиц небольшого размера от 3-5 мкм и очень больших частиц, но все это только конгломераты, содержание фуллеренов не более 0,1%, производства ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН (рисунок 2.1 в).

Фуллерен  $C_{60}$  – химическое соединение, молекулы которого состоят только из углерода с четным числом атомов, диаметр молекулы около 70 нм. Черный порошок, насыпная плотность  $1700 \text{ кг/м}^3$ , температура плавления 1450 К, производства ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН.

Микрокристаллический углерод – порошок темно-серого цвета природного происхождения, имеет вид пластинок, чешуек, размером 3,0 – 9,0 мкм со слоистым строением, производства Asbury Graphite Mills, Inc. США [73]. Результаты исследования порошков микрокристаллического углерода различной дисперсности показали, что частицы углерода имеют как вид пластинок, чешуек, типичных для гексагонального кристаллического

строения, так и микрогранул сферической формы. На рисунке 2.1г в качестве примера приведена топограмма микрокристаллического углерода.



а – исходный порошок алюминия, б – тонкая структура фуллереновой сажи,  
в – тонкая структура порошка фуллереновой черни,  
г – порошок микрокристаллического углерода

Рисунок 2.1 – Топограммы порошка

Образцы готовились из порошка или измельченной стружки сплава АК9 и ряда нанокристаллических материалов в соотношении Al – до 10 масс. % C в исходной смеси. Расплав готовили в индукционной печи ИСВ 0,004[74].

Лигатуры, содержащие 10 мас.% углерода, вводили в расплав АК9 при температуре 750–780°C, время расплавления лигатур составило 3-5 мин. Количество вводимой лигатуры в алюминиевый расплав рассчитывалось из условия 1 мас.% углерода в композите[75]. Температуру контролировали многоканальным регистратором РМТ 39D, подключенным к ПК.

Технология получения лигатуры включала: механоактивационную обработку исходных материалов в планетарной мельнице, компактирование в жестких пресс-формах и горячее экструдирование (рисунок 2.2). Механоактивированные порошки компактировали в таблетки при P=450 МПа. Далее таблетки экструдировали при температуре 450-500°C с коэффициентом вытяжки  $\geq 10$  и получали лигатуру в виде прутков.

Механоактивационная обработка проводилась 30–40 мин при частоте вращения центрального вала 400–600 мин<sup>-1</sup> и соотношении массы мелющих тел к массе загружаемых компонентов 20:1.

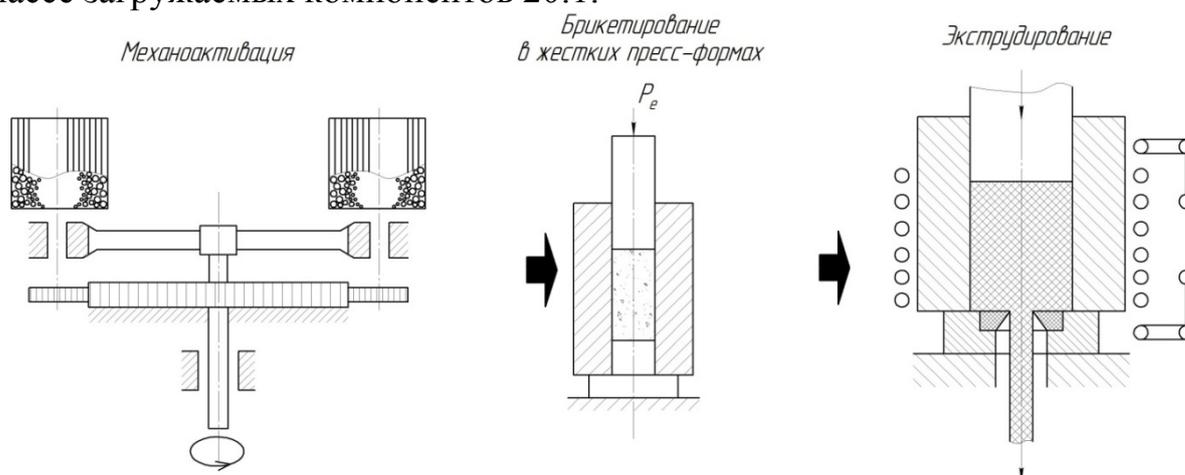


Рисунок 2.2 – Схема получения модифицирующей лигатуры

Температурный интервал экструдирования 720–770 К при скорости 0,005 м/с. При температурах неравномерного всестороннего сжатия ниже 720 К возрастает усилие пресса, требуемое для экструдирования, а при увеличении температуры свыше 770 К в алюминиевой матрице происходит оплавление структурных составляющих, тем самым материал переходит в пограничное состояние[76].

Результаты исследований шихты после ее механоактивации показали, что в шихте системы Al-C при ее механоактивации протекают процессы пластического деформирования исходных порошковых компонентов и не наблюдается изменений элементного и фазового составов. При этом полученные топограммы порошков шихты с различными углеродными добавками схожи. На рисунке 2 в качестве примера приведены топограммы порошка шихты Al + 10% фуллереновой сажи.

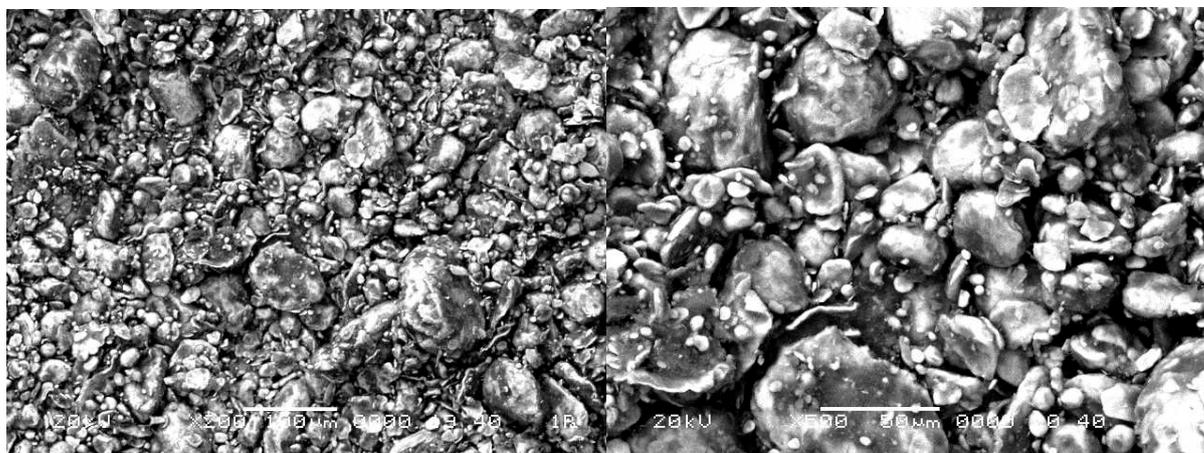
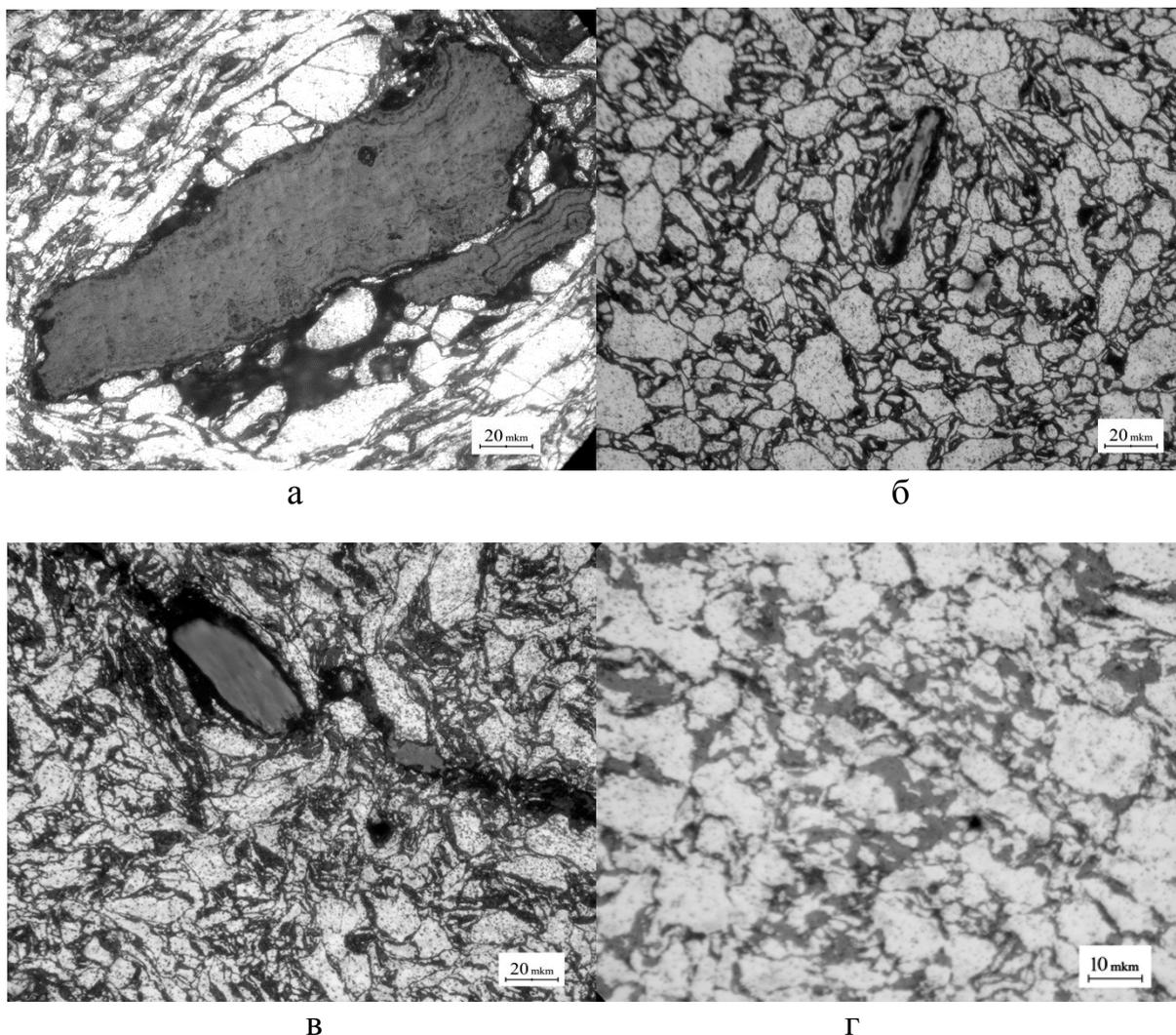


Рисунок 2.3 – Топограммы порошка Al + 10% фуллереновой сажи после механоактивации

В результате исследований композиций Al-C после экструдирования шихты выявлены необычные для Al-C сплавов сверхтвердые частицы серого цвета различных модификаций. При замерах микротвердости (представляют большую трудность) этой фазы обнаружен эффект восстановления отпечатка индентора, что указывает на ее весьма высокие упругие свойства. Микрорентгеноспектральным анализом EDX установлено, что эта сверхтвердая фаза – углеродная (рисунок 2.4).



а – Al + 10% фуллереновой черни,  $\times 500$ ; б – Al + 10% фуллеренов,  $\times 500$ ;  
 в – Al + 10% фуллереновой сажи,  $\times 500$ ;  
 г - Al + 10% микрокристаллического углерода,  $\times 500$

Рисунок 2.4 – Микроструктура образцов лигатур Al-C

В микроструктуре ряда образцов (особенно в серии с фуллереновой чернью) наблюдались частицы серой фазы с волнистой (глобулярный рельеф), без следов шлифования-полирования поверхностью (рисунок 2.4, а), имеющие очень высокую микротвердость: отпечатки индентора на изображении практически не видны, отпечатки съезжают с частицы, оставляя кресты со

сколом. Такое поведение этой фазы при измерении микротвердости свидетельствует о том, что их твердость близка к твердости алмаза.

Такую фазу содержат все изготовленные с наноуглеродными добавками образцы – и с фуллеренсодержащей сажей, и с фуллереновой чернью, и с фуллеренами  $C_{60}$  (рисунок 2.4). Анализ показал, что размеры, форма и количество особотвердой чисто углеродной фазы с высокой упругостью различны в лигатурах разных составов.

Анализ результатов исследования структурного состояния образцов композиций Al-микрористаллический углерод после экструдирования шихты показал равномерное распределение углеродной составляющей (черных и серых включений) в алюминиевой матрице (рисунок 2.4г). При этом малые размеры углеродных включений не позволяют произвести замеры их микротвердости, что не дает возможности идентифицировать их как сверхтвердые углеродные фазы, которые были получены в случае использования наноуглеродных добавок.

Все полученные композиты системы Al-C имеют модифицированную структуру металлической основы с дисперсно распределенными включениями интерметаллидов. Как показали полученные результаты исследований микротвердости вышеуказанные интерметаллиды характеризуются существенно более высокой микротвердостью по сравнению с основой. Определение истинных значений микротвердости интерметаллидов при проведении исследований вызывало затруднения ввиду малых размеров их включений. Однако, при этом были получены значения твердости на уровне 4000-5000 МПа, при твердости основы – 1000-1300 МПа. Таким образом, на основании вышеизложенного можно заключить, что дисперсное распределение вышеуказанных интерметаллидов оказывает упрочняющее действие на структуру композитов Al-C [77].

С помощью спектроскопии комбинационного рассеивания света установлено, что эти фазы аморфны, подобны стекловидному углероду. В лигатурах идентифицированы также карбиды алюминия  $Al_4C_3$  и/или кремния SiC.

Так как результаты исследований, проводимые в [72, с.70], не выявили принципиальных отличий в структурообразовании алюминиевых композитов, полученных с использованием дорогостоящих фуллеренов, в сравнении с композитами, полученными с использованием дешевых наноуглеродных материалов (фуллереновая сажа, фуллереновая чернь), а результаты исследования механических свойств выявили несущественные, но преимущества доэвтектического силумина АК9 модифицированный лигатурой, содержащей наноструктурированный углерод в виде фуллереновой черни и синтезированные частицы стеклоуглерода, образовавшиеся в процессе получения лигатуры, то дальнейшие исследования по изучению влияния процесса прессования алюминиевого композита в равноканальной ступенчатой матрице на механические свойства и структуру будем осуществлять именно для данного композита.

## 2.2 Методика проведения исследований

Для выявления результатов эксперимента необходимо провести ряд испытаний для изучения механических характеристик и микроструктуры полученных образцов. Необходимо зарегистрировать изменения микроструктуры, возникающие при предварительной термической обработке, прессовании и окончательной термической обработки материалов. Затем необходимо провести механические испытания – такие как испытания на растяжение, микротвердость – для выявления изменений прочностных характеристик материала после каждой обработки [72, с.60].

### 2.2.1 Подготовка образцов для исследований

#### 2.2.1.1 Подготовка образцов для изучения микроструктуры

Изучение под микроскопом структуры металлов, а также непрозрачных неметаллических материалов возможно лишь при достаточно интенсивном отражении световых лучей от исследуемой поверхности. Поэтому поверхность образца должна быть специально подготовлена. Для изготовления микрошлифа необходимо вырезать образец из исследуемого металла и получить на нем плоскую и блестящую поверхность [79].

Операция вырезки образцов из заготовки производится с помощью отрезного станка Lobotom-3, который является высокоточным отрезным станком. Абразивное мокрое отрезание обеспечивает минимум повреждений поверхности, что облегчает и ускоряет дальнейшую подготовку образцов.

Для получения требуемой поверхности, вырезанный образец подвергают специальной обработке. Образцы небольших размеров для облегчения обработки заливают специальной эпоксидной смолой. Перед заливкой на пластмассовую крышку устанавливают круглую оправку из пластмассы и внутрь оправки помещают образец таким образом, чтобы подготавливаемая поверхность примыкала к пластинке, затем жидкую массу смолы заливают в оправку [72, с.59].

Далее образцы, залитые эпоксидной смолой, шлифуют с помощью крупной шкурки с целью удаления верхнего слоя эпоксидной смолы и получения более ровной поверхности. Первоначально шлифование шкуркой осуществляют на плоском основании с целью удаления больших рисок. Далее образцы шлифуются на шлифовально-полировальном станке Tegra Pol – Tegra Force фирмы Struers, с применением шлифовальных и полировальных дисков по методике, предложенной данной фирмой [80]. Чтобы избежать вдавливания в поверхность образца абразивных частиц шлифование осуществляют под постоянной струей воды.

После шлифования и полирования микрошлифы травят в специальном травящем растворе. Изучение микрошлифов в нетравленном виде позволило оценить распределение включений по сечению образца и их форму.

Травители приготовлены в соответствии с рекомендациями [81] и по ГОСТ 5639, для стали при выявлении структуры перлита, бейнита и мартенсита использовали четырехпроцентный раствор азотной кислоты в этиловом спирте (4% HNO<sub>3</sub>).

Для травления медных сплавов был выбран раствор хлорного железа с соляной кислотой FeCl<sub>3</sub>, HCl, H<sub>2</sub>O, смешанных из соотношения 1:20:100 [82]. Раствор предназначен для выявления границ зерен меди, латуни, бронзы и сложных сплавов. Хлорное железо окрашивает β – фазу латуни в темный цвет. Далее микрошлифы травят в полученном растворе вначале протиранием, а затем погружением от 30 сек. до 1-2 мин в зависимости от степени деформации. После этого микрошлифы промывают водой и просушивают фильтровальной бумагой [72, с.61].

Для алюминия, в качестве травителя, использовалась смесь взятая в равных пропорциях из плавиковой, азотной кислоты и глицерина.

Микрошлифы, полученные таким образом, пригодны для исследования микроструктуры.

### 2.2.1.2 Подготовка образцов для механических исследований

Для определения прочностных и пластических характеристик образцов необходимо провести ряд механических испытаний: на растяжение и определение микротвердости. Для каждого вида механических испытаний требуются образцы определенных размеров и формы, установленные стандартами.

Образцы для испытаний на растяжение изготавливают по ГОСТ 1497-84. Настоящий стандарт устанавливает методы статических испытаний на растяжение черных и цветных металлов наименьшим размером в поперечном сечении 3,0 мм для определения при температуре 20<sup>+15</sup><sub>-10</sub> °С характеристик механических свойств[83].

Для проведения испытания на растяжение из заготовок на токарном станке изготавливается образец для растяжения III – го типа, согласно ГОСТ 1497-84. Чертеж образца для испытания представлен на рисунке 2.5.

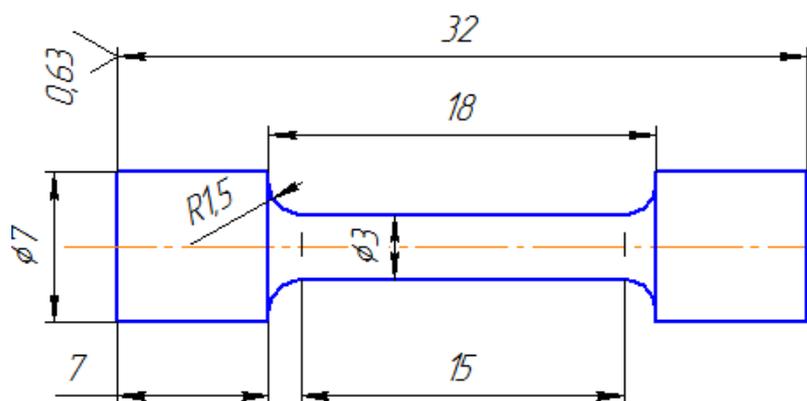


Рисунок 2.5 – Образец для испытаний на растяжение

Согласно ГОСТ 1497-84 форма и размеры головок и переходных частей, цилиндрических образцов определяются способом крепления образцов в захватах испытательной машины. Данный способ крепления предупреждает проскальзывание образцов в захватах, смягчение опорных поверхностей, деформацию головок и разрушение образца в местах перехода от рабочей части к головкам и в головках [83, с.3]. Образцы маркируют вне рабочей длины образца.

Для определения микротвердости использовали полированные образцы после металлографических исследований.

### 2.2.2 Исследование фазовых и структурных превращений с помощью дилатометра [84]

В лабораторных условиях имитацию режимов термической и термомеханической обработок для исследования фазовых превращений осуществляли на высокоскоростном закалочно-деформационном дилатометре DIL805A/D фирмы «Baehr Thermoanalyse» (Германия) с возможностью деформирования сжатием и автоматизированным контролем температуры, степени деформации и скорости нагрева и охлаждения.

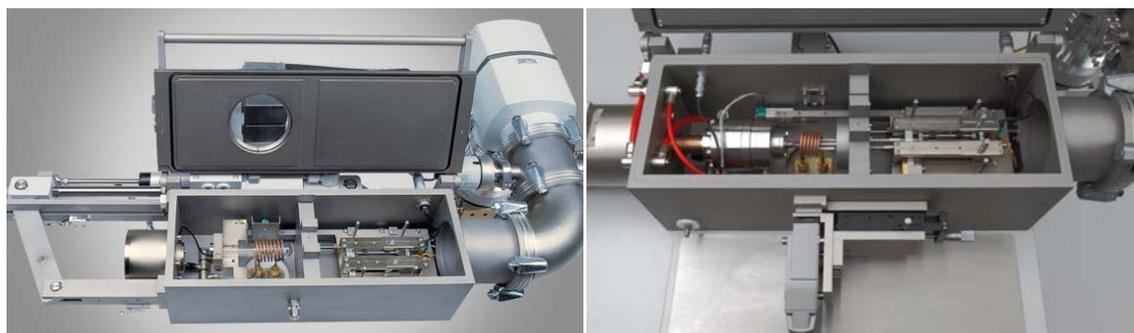
Данный дилатометр позволяет определить температуру фазовых превращений при нагреве и охлаждении материала. Также служит для построения термокинетических и изотермических диаграмм охлаждения стали. Благодаря пластометрической приставке позволяет проводить деформацию в контролируемых условиях.

Прибор позволяет смоделировать различные процессы обработки металлов давлением и термомеханической обработки, контролируя основные термо-деформационные параметры, такие как температура, скорость нагрева и охлаждения, степень и скорость деформации в широких пределах и с высокой точностью. Диапазон рабочих температур составляет (20-1500)°С.

Закалочный модуль дилатометра (рисунок 2.6а) позволяет индуктивно нагревать образец (рисунок 2.6в) до определенного уровня температуры в воздушной атмосфере, под защитным газом или в вакууме, а затем непрерывно охлаждать с различными (линейной или экспоненциальной) скоростями. Фазовые превращения, возникающие в непрерывном процессе охлаждения или в изотермической фазе ожидания (которые могут быть также многоступенчатыми), очевидны из линейной деформации образца. Начало и конец превращений разграничивают поля, например, феррита, карбида, графита, перлита, бейнита, мартенсита или других эвтектоидных фазовых смесей.

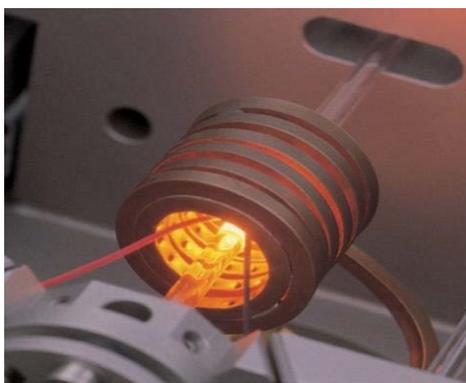
Деформационный модуль дилатометра (рисунок 2.6 б) позволяет деформировать образец при соответствующей температуре и с разными деформационными параметрами. При этом процесс деформации можно реализовать, например, линейно, многоступенчато, с постоянной скоростью деформации или с постоянным усилием.

Для дилатометрических исследований были использованы цилиндрические образцы размером 5x10 мм.



а

б



в

а - закалочный модуль, б - деформационный модуль, в - индукционный нагреватель

Рисунок 2.6 - Закально-деформационный дилатометр DIL805A/D

### 2.2.3 Методы металлографических исследований

#### 2.2.3.1 Оптическая микроскопия

Количественную оценку содержания, типа, морфологии, соотношения и дисперсности структурных составляющих проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 5639 (методом сравнения с эталонными шкалами) на оптическом микроскопе “Leica”, предназначенный для исследования фазового состава и структурных особенностей металлов и сплавов при увеличении от 100 до 1000 крат. Микроскоп оснащен приставкой для определения микротвердости отдельных фаз, а также приставкой для автоматической микрофотосъемки микроструктуры.

#### 2.2.3.2 Растровая электронная микроскопия

Метод растровой электронной микроскопии проводили на сканирующем (растровый) электронном микроскопе JSM 5910 и использовали в основном для

проведения фрактографических исследований разрушенных образцов, а также для исследования морфологических особенностей структуры образцов. Отличительной особенностью данной методики является большая глубина резкости изображения (фокуса), что позволяет получить лучшие изображения, чем в оптическом микроскопе. Результаты этих исследований позволили получить обоснованные представления о характере пластической деформации и разрушения исследуемых образцов, а также связать процессы разрушения со структурными особенностями исследуемых металлов. Микроскоп также предназначен для изучения сверхтонкой структуры на уровне кристаллографических плоскостей, поэтому исследование морфологических особенностей структуры (форма и размеры карбидов, размеры ферритных, перлитных зерен, толщина пластин цементита и межпластиночное расстояние в перлите) оценивали непосредственно на этом приборе. Увеличение микроскопа составляет от 18 до 100000 крат.

### 2.2.3.3 Просвечивающая электронная микроскопия

Электронно-микроскопические исследования проводили на микроскопе JEM2100 в диапазоне увеличений от 1000 до 50000 крат. Основными достоинствами используемого метода являются возможность изучения тонких деталей структуры, количественных измерений параметров тонкой структуры и возможность визуального восприятия сложной реальной структуры деформированного материала.

Из массивных образцов на станке с водяным охлаждением вырезали пластинки толщиной 0,3 мм на высокоточном отрезном станке Accutom 5 фирмы Struers, которые утоняли вначале механическим шлифованием на абразивной бумаге разной зернистости до толщины 0,07-0,08 мм. Дальнейшее утонение фольги производилось при комнатной температуре методом электролитического полирования на стандартной установке в электролите при напряжении 25 В до появления отверстия. Полученные фольги изучали на просвет в электронном микроскопе JEM2100 в светлом и темном поле при ускоряющем напряжении 160 кВ.

### 2.2.3 Механические испытания образцов

#### 2.2.3.1 Методика измерения микротвердости

Микротвердость определяли на твердомере AntonPaar в соответствии с ГОСТ 9450-76[85] методом вдавливания алмазной пирамидки с углом между противоположными гранями  $136^\circ$  при нагрузке 1Н и длительности нагружения 2 с. Для расчета значения микротвердости использовалась средняя величина 5 замеров в каждой рассматриваемой области.

### 2.2.3.2 Испытания на одноосное растяжение

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497-2000 [86] при температуре 20°C на универсальной крутильно-разрывной машине МИ-40КУ со скоростью не более 0,5 мм/мин с записью диаграмм растяжения и фиксированием текущей и максимальной силы растяжения с точностью 1 Н. Перемещение фиксировали через 0,1с с точностью 0,01 мм.

На основании регистрируемых измерений на дисплее ПЭВМ осуществляется построение графиков зависимости усилия от деформации.

Для испытаний использовали стандартные образцы диаметром 7 мм, с начальной расчетной рабочей длиной 32 мм, ограниченной с погрешностью до 1 % рисками. Образцы изготавливались из заготовок квадратного сечения 15×15×70 методом механической (токарной) обработки. Результаты испытаний вычисляли как среднее пяти испытаний образцов для каждой марки материала.

Определяли следующие механические характеристики: физический предел текучести  $\sigma_T$ ; временное сопротивление  $\sigma_B$ ; относительное удлинение  $\delta$ , относительное сужение поперечного сечения  $\psi$ . Испытательное оборудование и средства измерений соответствовали ГОСТ 1497-2000.

Испытание образцов считается недействительным при разрушении образца по ранее имеющимся дефектам (расслой, трещины, раковины).

## 2.3 Выводы

Проведя анализ зарубежных и отечественных публикаций по деформации методом РКУП можно сказать, что основное внимание уделяется пластичным металлам и их сплавам из-за сложности проведения процесса, а для технологических производств, таких как машиностроение и строительство более необходимо изучение менее пластичных сталей. На момент начала исследований по данной работе, процессы и свойства сталей после РКУП были мало изучены и то только на сталях с феррито-перлитной структурой, а комплексных исследований эволюции структуры и карбидной фазы при ИПД и отжигах сталей практически не было. Также не было систематических сравнительных исследований и анализа структурно-фазовых состояний при ИПД сталей с различной исходной структурой.

Анализ высоких прочностных характеристик мелкозернистых структур в сталях с карбидным упрочнением является нетривиальной задачей, так как ИПД сталей носит комплексный характер и одновременно сочетает в себе несколько видов упрочнения: за счет измельчения зерна и накопления дефектов кристаллического строения, за счет дисперсионного твердения и твердорастворного упрочнения. Измельчение карбидов и однородное их распределение в объеме материала позволяет повышать не только прочностные свойства, но и устойчивость ультрамелкозернистой структуры к нагреву. Несмотря на значительные успехи в исследовании процессов измельчения зерна и описании эволюции структуры различных пластичных материалов при ИПД (в том числе железа) и накопленные знания о механизмах дисперсионного

твердения, комплексное действие этих механизмов в сталях недостаточно изучено и требует детального и всестороннего анализа.

Поэтому исследование влияния термической обработки и РКУП на различные металлические материалы даст возможность рассмотреть процессы формирования ультрамелкозернистой структуры в зависимости от фазового и структурного состояния, а также получить представления о влиянии основных упрочняющих факторов, таких как размер зерна, вид исходной структуры, дисперсность и объемная доля частиц на прочностные свойства и стабильность ультрамелкозернистой структуры к нагреву.

Исходя из вышесказанного, в качестве материалов для исследования были выбраны следующие металлические сплавы:

- медь марки М1, которая характеризуется отсутствием полиморфных превращений, что делает ее идеальным модельным материалом для установления особенностей холодной деформации при разработке новых схем деформирования. Также данный металл хорошо исследован и можно будет произвести сравнение с литературными данными;

- латунь Л63 для анализа влияния термической обработки и РКУП на сплав, легированный цинком;

- стали марки 45 и 35ХМ для возможности изучения различной исходной структуры (ферито-перлитной, мартенситной, сорбитной) на структурообразование при РКУП;

- композиционный сплав АК9, модифицированный лигатурой, содержащей наноструктурированный углерод в виде фуллереновой черни и синтезированные частицы стеклоглерода для анализа влияния наноструктурных элементов на процесс РКУП и термическую обработку.

Описанный в данной главе комплекс исследований фазовых превращений, структурного состояния и механических свойств изучаемых материалов позволяет полностью выполнить поставленные задачи и обеспечить надежную достоверность полученных результатов.

### 3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РКУП В СТУПЕНЧАТОЙ МАТРИЦЕ

Как принято в работах по Materials Science, новый объект изучения должен быть рассмотрен в единстве и взаимодействии четырех основных аспектов: технологии его получения, результатов исследования структуры, результатов изучения свойств и моделирования основных процессов: процессов технологии, эволюции структуры и связи свойств со структурой. Поэтому в данном разделе мы уделим внимание моделированию процесса РКУП в равноканальной ступенчатой матрице [67, с.4].

Моделирование различных процессов деформирования в обработке металлов давлением является актуальной задачей, поскольку оно позволяет исследователю заглянуть «внутрь» процесса, оценить возникающие напряжения и деформации, предсказать появление новых дефектов их развитие и закрытие. Также моделирование позволяет выявить рациональные параметры инструмента и заготовки для наилучшего протекания процесса. А современные программные комплексы моделирования предоставляют широчайшие возможности для работы. Они позволяют смоделировать практически любой процесс, минуя дорогостоящие эксперименты.

Несмотря на большое число экспериментальных работ, посвященных изучению процесса формирования ультрамелкозернистой структуры при РКУП, вопрос о причинах измельчения зерна до настоящего времени еще до конца не решен. Большое влияние на измельчения структуры оказывает температура реализации данного процесса, поэтому для изучения влияния температуры на эволюцию микроструктуры были построены модели с температурами нагрева заготовки при прессовании 200°C, 400°C и 800°C. Данные температуры взяты из расчета температуры начала рекристаллизации для стали марки 45. **Для моделирования была выбрана данная сталь, как материал претерпевающий фазовые превращения и обладающий достаточной твердостью и пластичностью.**

В настоящее время существует большое количество программ для моделирования процессов обработки металлов давлением и эволюции микроструктуры, но всего три программы совмещают в себе оба эти модуля: DEFORM (2D, 3D) и QForm (2D, 3D), Simufact.forming (2D, 3D).

DEFORM<sup>TM</sup> – специализированный инженерный программный комплекс, предназначенный для анализа процессов обработки металлов давлением, термической и механической обработки. DEFORM позволяет проверить, отработать и оптимизировать технологические процессы непосредственно за компьютером, а не в ходе экспериментов на производстве методом проб и ошибок. С помощью DEFORM возможно моделировать практически все процессы, применяемые в обработке металлов давлением (ковка, штамповка, прокатка, прессование и др.), а также операции термической обработки (закалка, старение, отпуск и др.) и механообработки (фрезерование, сверление и др.) [87].

Программа QForm основана на методе конечных элементов (ядро системы), предназначена для проектирования оснастки, штампового инструмента, моделирования штамповки,ковки и других процессов ОМД, оптимизации технологических процессов. QForm позволяет моделировать: ковку, объёмную штамповку (холодную и горячую), вальцовку и прокатку, процесс раскатки, экструзию (прессование профилей), термообработку и изменение микроструктуры во время технологического процесса.

QForm – это программа, которая с самого начала разрабатывалась, прежде всего, для специалистов кузнечно-штамповочного производства, а программа DEFORM является более универсальной, так как позволяет моделировать широкий круг технологических процессов, применяемых на производстве. Также QForm имеет более слабую базу материалов и не умеет считать температурные поля в инструменте.

Simufact.forming позволяет получить реалистичное представление технологических процессов с полноценной 3D визуализацией всех инструментов и деталей. Данная программа оснащена базой данных Matilda для оценки микроструктуры стали и сплавов. Для получения данных по микроструктуре Matilda использует данные напряженно-деформированного состояния, скорости деформации и температуры моделей, полученных Simufact.forming. Затем она дополняет их данными физико-химических свойств для данного материала и его структуры из базы данных, затем, используя алгоритм Yada [88], вычисляет параметры процессов статической и динамической рекристаллизации, что может приводить к изменению размера зерна.

Так как процессы статической и динамической рекристаллизации в нашем случае очень важны при моделировании будем использовать программу Simufact.forming.

В ходе проведенных ранее исследований в работах [72, с. 8;87, с.30;89], были выявлено, что основными геометрическими параметрами ступенчатой матрицы, позволяющими получить оптимальную структуру, являются: угол наклона между каналами матрицы  $2\theta=125^\circ$ , длина наклонного участка - 14,14 мм, скругления на стыках каналов матрицы отсутствуют, длина входного участка - 100мм, выходной участок матрицы - 110 мм в длину. Моделирование проводилось на заготовках квадратного сечения 15x15x70 мм, которые соответствуют поперечному сечению каналов равноканальной ступенчатой матрицы.

Материалом для прессования выбрана сталь AISI1045, которая соответствует нашей стали марки 45. При моделировании микроструктуры в программе используется допущение о том, что заготовка до деформации имеет однородную структуру с одним и тем же размером зерна в любой точке. В качестве исходного размера принят средний размер зерна 40 мкм.

После моделирования процесса РКУП при температурах равных 200°C, 400°C и 800°C, было проведено сравнение по следующим параметрам: эквивалентное напряжение, эквивалентная деформация, распределение температуры, статическая и динамическая рекристаллизация и размер зерна.

### 3.1 Исследование напряженного состояния металла при РКУП

При исследовании любого процесса обработки металлов давлением основной позицией является исследование напряженно-деформированного состояния (НДС). НДС позволяет рассмотреть распределение напряжений и деформаций в предлагаемом процессе, а также определить их критические значения.

Эквивалентное напряжение является условной величиной, которая включает в себя все компоненты тензора напряжений. Оно определяет интенсивность деформации в каждой точке заготовки. Эквивалентное напряжение является обобщенным результатом действия трех главных напряжений и всегда принимает положительное значение, так как является подкоренным значением.

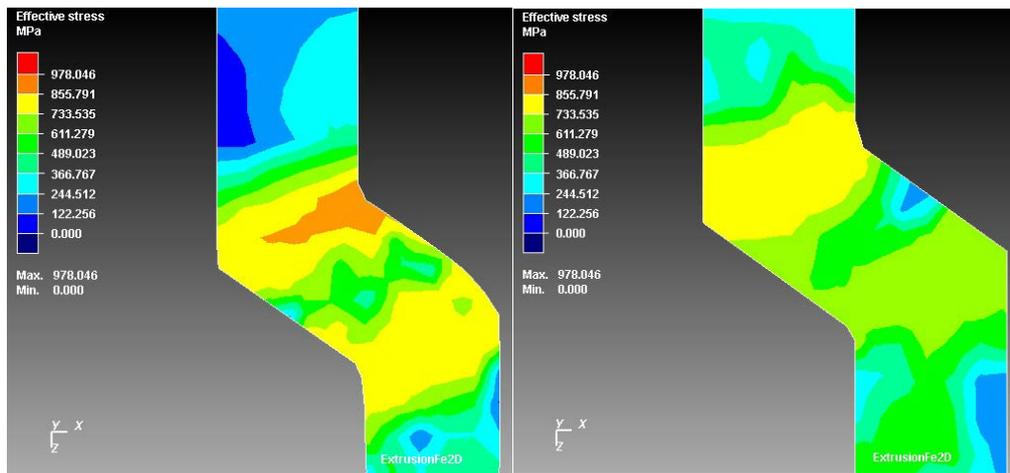
На рисунке 3.1 показано распределение эквивалентного напряжения в зависимости от величины температуры нагрева заготовок при РКУП.

Как показало сравнение эквивалентного напряжения, при разных температурах возникают разные картины распределения данного параметра. При РКУП заготовки при  $200^{\circ}\text{C}$  возникают максимальные значения эквивалентного напряжения, особенно на первых проходах и составляют 900-950 МПа, но с увеличением количества циклов данный параметр снижается до 830-860 МПа на 6 проходе. Снижение эквивалентного напряжения происходит из-за повышения степени накопленной деформации с каждым проходом, в результате чего снижается температура возврата и рекристаллизации.

При нагреве заготовки до  $400^{\circ}\text{C}$  эквивалентные напряжения составляют 580-600 МПа на первом проходе и увеличиваются с увеличением количества циклов до 680-700 МПа.

С увеличением температуры прессования до  $800^{\circ}\text{C}$  происходит заметное снижение исследуемого параметра до 60-80 МПа на первом проходе и 180-200 МПа на 6 проходе. Такие низкие значения эквивалентного напряжения получаются из-за происходящих процессов динамической рекристаллизации.

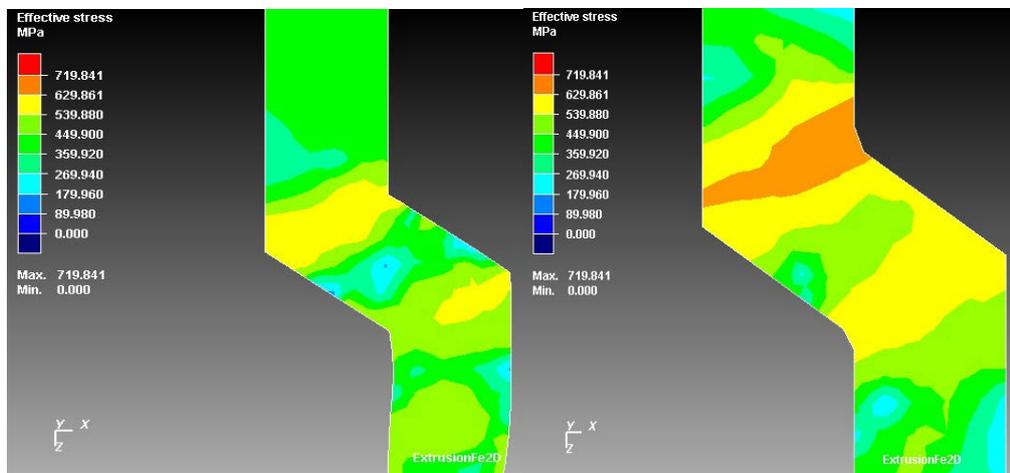
Полученные данные согласуются с данными динамической рекристаллизации, приведенными ниже. Также проведя анализ распределения эквивалентного напряжения видно, что максимальное значение данного параметра достигается на стыках каналов. После первого прохода в заготовке на поверхностях непосредственно контактирующих с внешним и внутренним радиусом матрицы формируются сжимающие остаточные радиальные напряжения. В центральном сечении возникают растягивающие остаточные радиальные напряжения. Аналогичная картина прослеживается и в отношении тангенциальных и осевых остаточных напряжений.



1 проход

6 проход

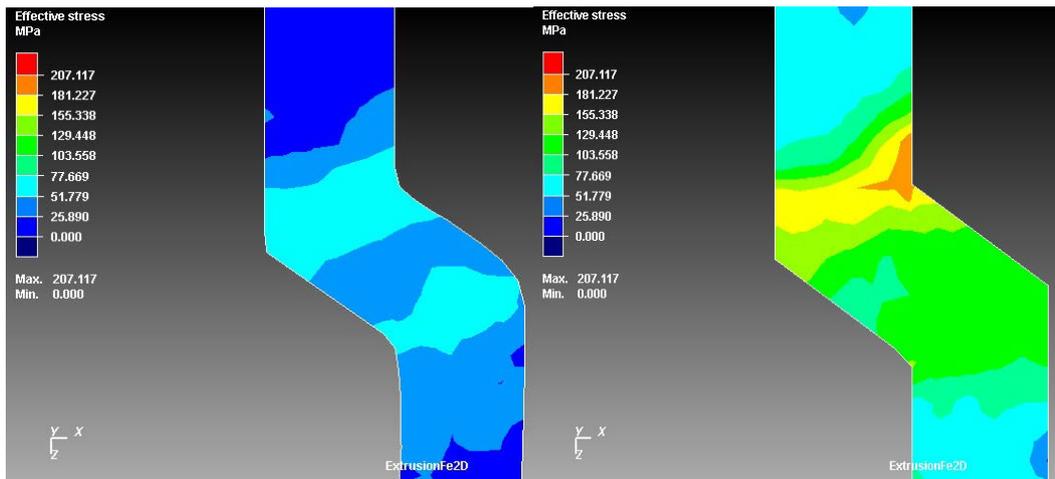
а)



1 проход

6 проход

б)



1 проход

6 проход

в)

а)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T=400^{\circ}\text{C}$ ; в)  $800^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.1 – Распределение эквивалентного напряжения при РКУП

### 3.2 Исследование деформированного состояния металла при РКУП

При разработке любого технологического процесса обработки давлением исследование деформированного состояния является одним из важнейших этапов. Так как именно анализ деформированного состояния позволяет изучить распределение накопленной деформации во всем объеме заготовки при деформировании, выявить те зоны, которые в большей мере подвержены деформации, а на основе этого определить рациональные как геометрические, так и технологические параметры деформирования [90].

При изучении деформированного состояния необходимо не только обеспечить высокий уровень эквивалентной деформации, необходимой для формирования ультрамелкозернистой структуры, но и равномерное распределение этого параметра по сечению заготовки.

Распределение эквивалентной деформации в зависимости от величины температуры нагрева заготовок при РКУП показано на рисунке 3.2.

Эквивалентная деформация показывает интенсивность проработки заготовки по всему ее сечению. В процессе прессования происходит значительное увеличение этого показателя за счет реализации знакопеременных деформаций при движении заготовки через каналы матрицы. Из рисунка 3.2 видно, что наибольший уровень эквивалентной деформации реализуется после 6 проходов, преимущественно при нагреве заготовки до 400°C.

После первого прохода РКУП при температурах нагрева заготовок до 200°C и 400°C значение эквивалентной деформации достигает 0,8; при этом распределение деформации по сечению является равномерным. Такое развитие деформации можно объяснить с точки зрения двух позиций: с точки зрения обработки давлением такое развитие деформированного состояния становится возможным благодаря реализации интенсивных сдвиговых деформаций, которые возникают при прохождении заготовки через первую зону стыка каналов матрицы. При попадании во вторую зону стыка каналов также реализуются сдвиговые деформации, но здесь они уже имеют обратное направление, т.е. являются знакопеременными. Именно за счет возникновения знакопеременных сдвиговых деформаций в заготовке не только реализуется достаточно высокий уровень проработки исходной структуры металла за один проход, но и его равномерное распределение по всему сечению. С точки зрения материаловедения такое распределение деформированного состояния становится возможным благодаря тому, что при данных значениях температуры в рассматриваемом материале еще не начинается процесс динамической рекристаллизации, который ведет к разупрочнению заготовки.

После первого прохода РКУП при температуре нагрева заготовок до 800°C значение эквивалентной деформации достигает 0,8÷0,9 в центральных слоях заготовки и 1,2÷1,3 в поверхностных слоях. Такое неравномерное распределение эквивалентной деформации объясняется тем, что при данном значении температуры нагрева в заготовке возникает процесс динамической

рекристаллизации, который начинается, когда заготовка проходит через зоны стыков каналов.

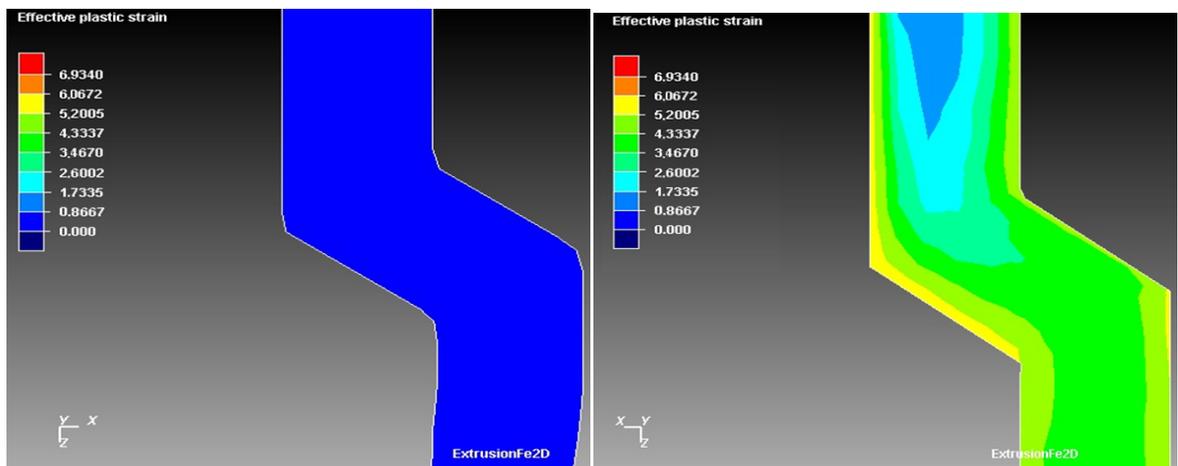
На первых проходах показатель эквивалентной деформации примерно одинаковый для всех температурных интервалов, так как данный показатель, как показано в источнике [59] зависит только от двух параметров:

$$\varepsilon_N = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[ 2 \cot \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \operatorname{cosec} \left( \frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right] \quad (3.1)$$

В нашем же случае, когда скругление канала  $\psi=0$ , то  $\varepsilon_N$  будет зависеть только  $\Phi$  – угла стыков каналов и выражение 3.1 примет следующий вид:

$$\varepsilon_N = \frac{2N}{\sqrt{3}} \cot \varphi \quad (3.2)$$

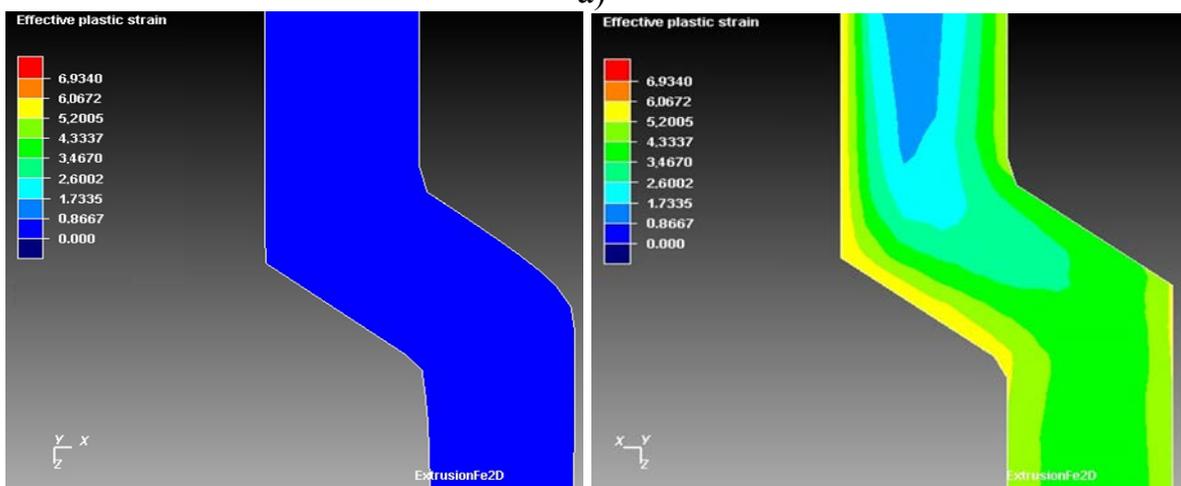
А так как угол стыка в нашем исследовании не меняется, то эквивалентная деформации будет напрямую расти от количества проходов.



1 проход

6 проход

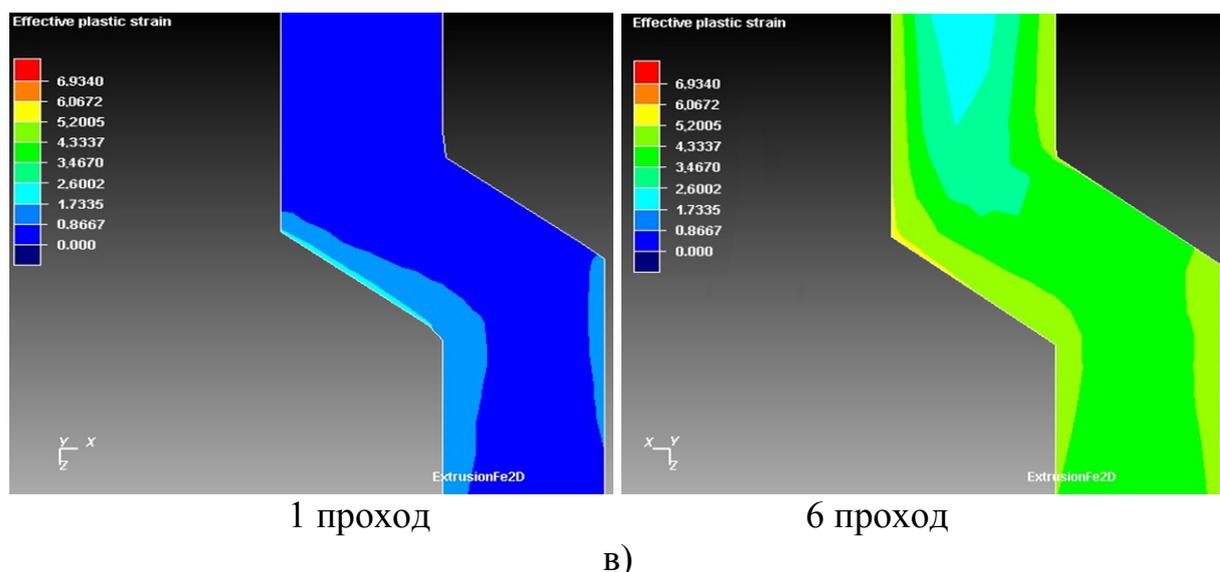
а)



1 проход

6 проход

б)



а)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T=400^{\circ}\text{C}$ ; в)  $800^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.2 – Распределение эквивалентной деформации при РКУП

Однако, при прохождении второго канала, в заготовке реализуются знакопеременные сдвиговые деформации, за счет которых в поверхностных слоях происходит выравнивание эквивалентной деформации, что видно на рисунке 3.2в (выходная ступень первого прохода).

После шестого прохода в заготовке продолжается развитие эквивалентной деформации, что так же можно объяснить с точки зрения обработки давлением и материаловедения. Однако на данном этапе деформирования возникают существенные отличия от условий процесса на первом этапе.

Во-первых, заготовка в начале шестого прохода уже имеет определенный уровень эквивалентной деформации, которая по своей природе носит кумулятивный характер, т.е. накапливается от прохода к проходу и, в отличие от напряженного состояния, не обнуляется при снятии нагрузки.

Во-вторых, за счет совместного действия знакопеременных сдвиговых деформаций и динамической рекристаллизации в ходе предыдущих пяти проходов, распределение эквивалентной деформации в начале шестого прохода носит крайне неравномерный характер, что отчетливо видно на рисунке 3.2а-в (входной канал матрицы). Казалось бы, при температурах нагрева заготовок до  $200^{\circ}\text{C}$  и  $400^{\circ}\text{C}$  распределение эквивалентной деформации должно быть таким же равномерным, как и в первом проходе. Но здесь необходимо учитывать тот факт, что с повышением числа проходов возрастает и общий уровень деформационной проработки, что прямо пропорционально отражается на упрочении деформируемого материала. На определенном этапе процесса, за счет того, что в зонах стыка каналов отсутствуют радиусы скругления, в при контактных слоях деформируемого металла при прохождении стыков каналов возникают зоны локального торможения, что вызывает дополнительные сдвиги поверхностных слоев, вызывая повышение неравномерности распределения эквивалентной деформации. Чтобы такого эффекта не возникало, необходимо

использовать радиусы скругления. Но это, с другой стороны, приводит к существенному снижению уровня сдвиговых деформаций (часть деформации сдвига заменяется изгибом).

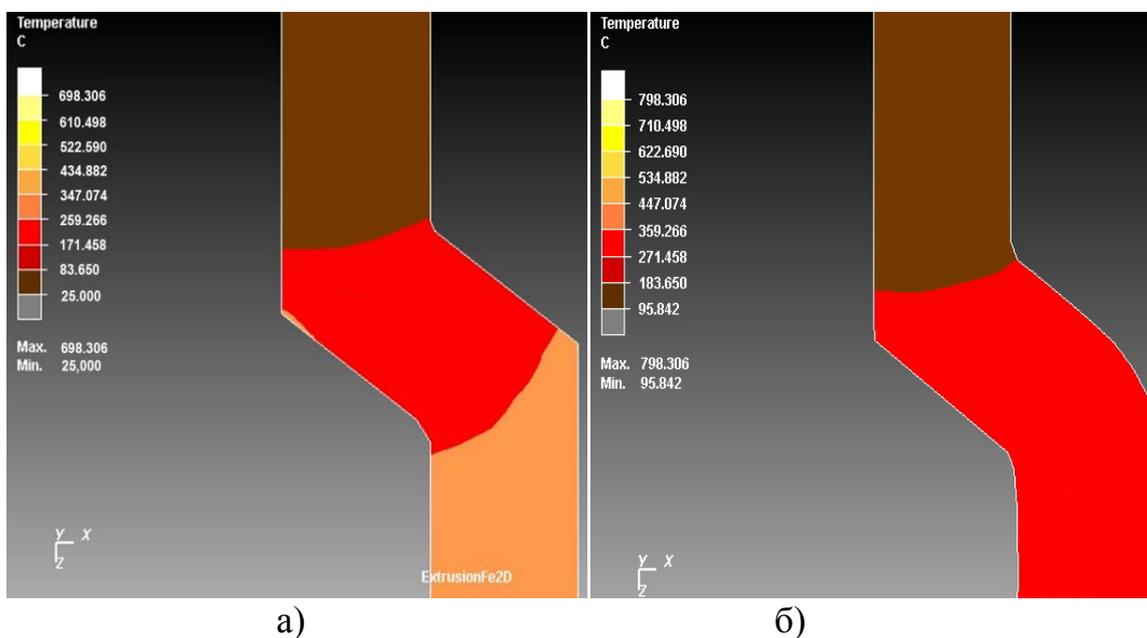
Поэтому после шестого прохода при температурах нагрева заготовок до 200°C и 400°C значение данного параметра находится в пределах 3,4÷3,7 в центральных слоях заготовки и 4,7÷5,0 в поверхностных слоях.

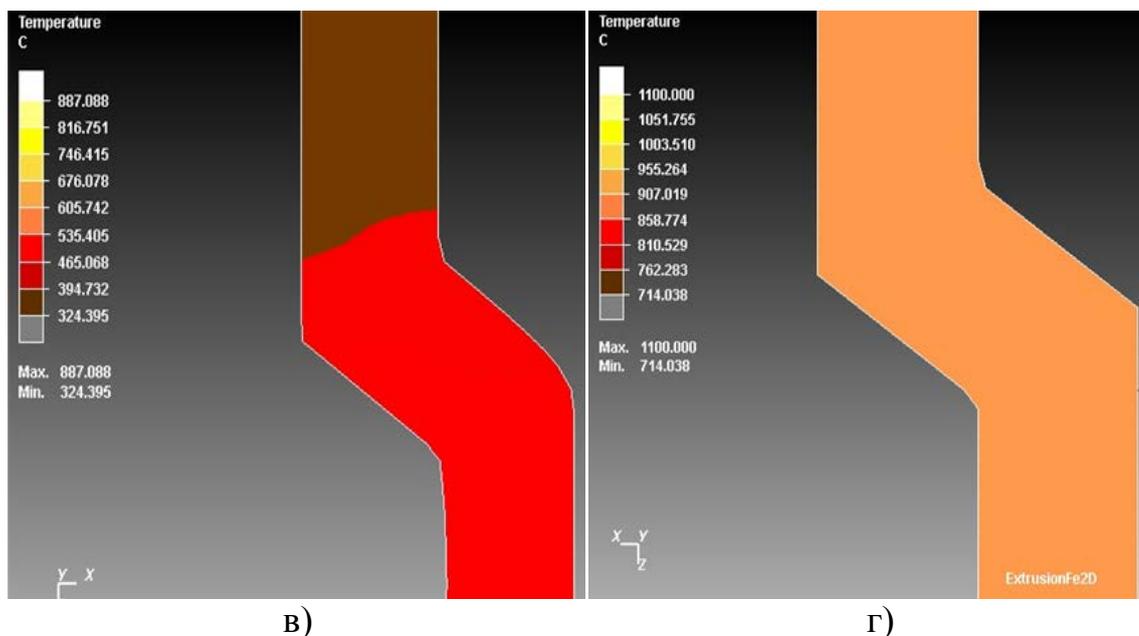
При температуре нагрева заготовок до 800°C распределение эквивалентной деформации в центральных слоях заготовки находится в пределах 3,8÷4,0; в поверхностных слоях равно 4,9÷5,3. Как и на первом этапе, повышение общего уровня деформации связано с тем, что при данном значении температуры нагрева в заготовке возникает процесс динамической рекристаллизации. При прохождении второго канала, за счет знакопеременных деформаций происходит выравнивание данного параметра в поверхностных слоях.

### 3.3 Исследование распределения температуры и эволюции микроструктуры в металле при РКУП

Для определения возможности разогрева заготовки в процессе холодного пластического деформирования было проведено моделирование процесса РКУП при комнатной температуре  $T=25^{\circ}\text{C}$ .

Распределение температуры по заготовке при прессовании показано на рисунке 3.3.





а)  $T=25^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; в)  $T=400^{\circ}\text{C}$ ; г)  $800^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.3 – Распределение температуры при РКУП

Как видно из рисунка 3.3а при проведении РКУП при комнатной температуре происходит разогрев заготовки при прохождении наклонного канала. На рисунках 3.3б и 3.3в показано, что если не происходит подогрев матрицы, то при помещении заготовки во входной канал матрицы происходит падение ее температуры за счет охлаждения о холодные стенки матрицы, но затем происходит разогрев заготовки при прохождении наклонного канала, как и при холодном прессовании.

При нагреве заготовки до  $800^{\circ}\text{C}$  и подогреве матрицы падения температуры практически не происходит, рисунок 3.3г.

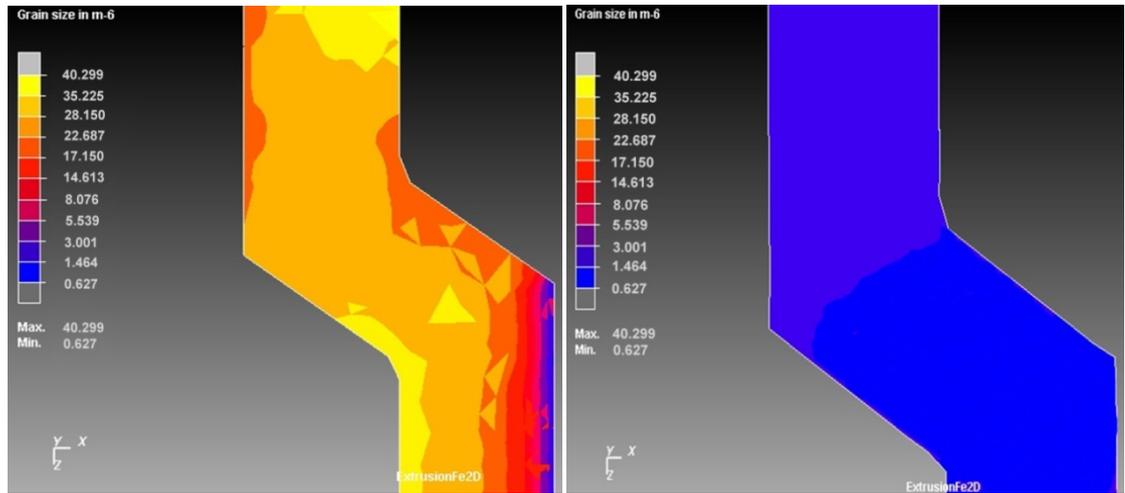
После изучения базовой модели была поставлена задача определить, как влияют на размер зерна изменение основных технологических параметров, а именно температура нагрева заготовки (рисунок 3.4).

Из рисунка 3.4 видно, что при РКУП во всем объеме происходит последовательное накопление пластической деформации, которая приводит к структурным изменениям и динамической рекристаллизации, что согласуется с ранее полученными данными моделирования. С увеличением количества проходов уменьшается разброс размеров структуры, она становится более однородной.

После проведения шестого цикла деформирования при  $T=200^{\circ}\text{C}$  была получена ультрамелкозернистая структура со средним диаметром зерна  $0,7$  мкм. При прессовании при  $T=400^{\circ}\text{C}$  получена ультрамелкозернистая структура со средним диаметром зерна  $0,9$  мкм. Увеличение температуры прессования до  $800^{\circ}\text{C}$  приводит к увеличению среднего размера зерна до  $10$  мкм после 6 прохода, что говорит о процессах статической рекристаллизации при повторном нагреве заготовки перед прессованием. Также при данной

температуре мы видим высокий разброс значений величины зерна по всей заготовке от 27 до 7 мкм.

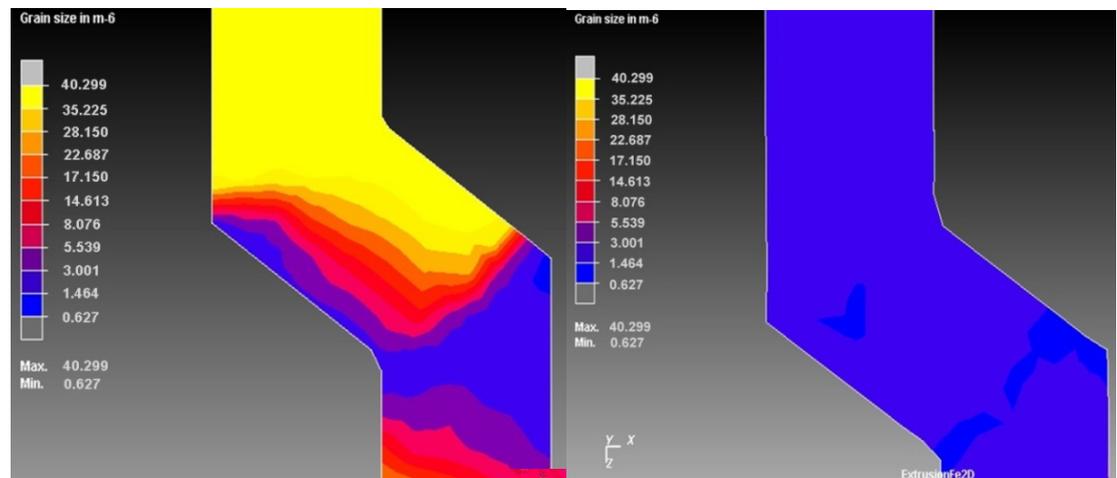
Несмотря на то, что модель с самой низкой температурой нагрева является наиболее оптимальной, с точки зрения более интенсивного измельчения зерна, но для нее необходимы большие усилия деформации (на 30% выше, чем при 400°C), поэтому наиболее оптимальной является температура равная 400°C [91].



1 проход

6 проход

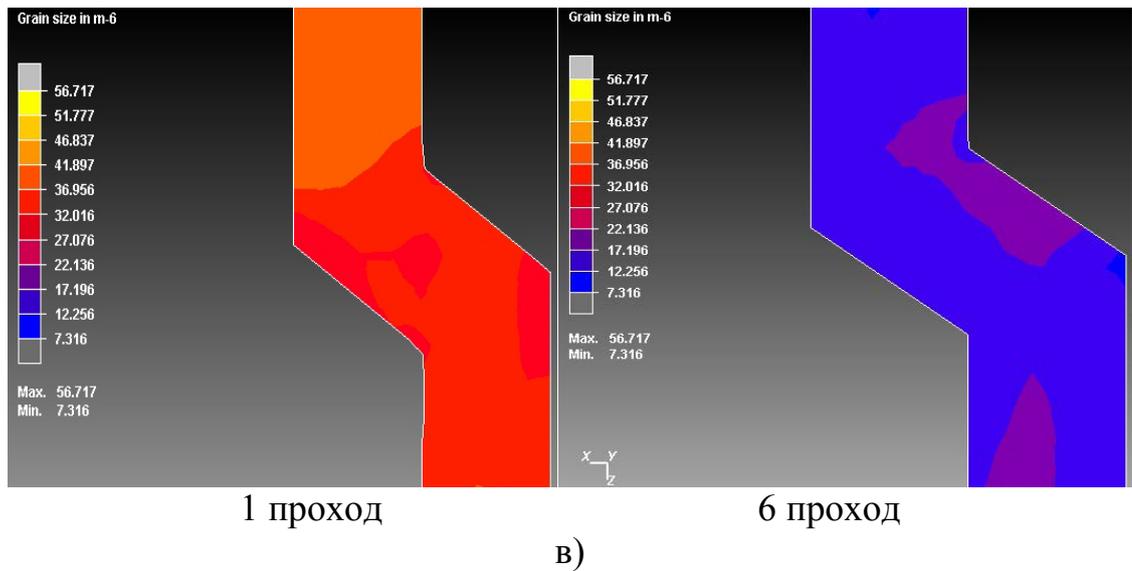
а)



1 проход

6 проход

б)

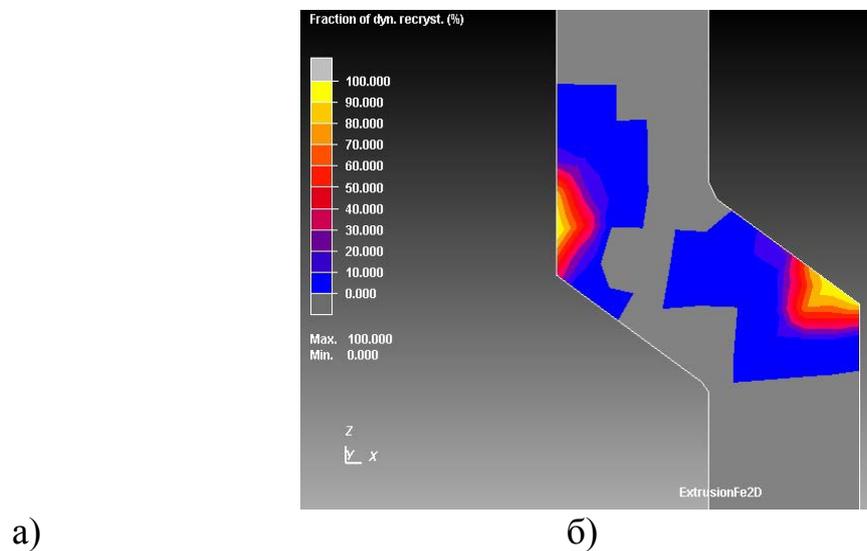


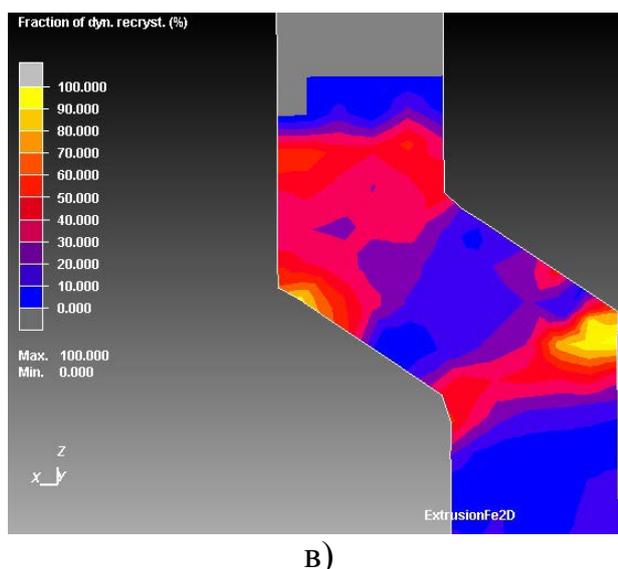
а)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T=400^{\circ}\text{C}$ ; в)  $800^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.4 – Эволюция микроструктуры при РКУП

### 3.4 Исследование динамической рекристаллизации при РКУП

Распределение доли динамической рекристаллизации в процессе РКУП при разных температурах нагрева заготовки представлено на рисунке 3.5.





а)  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; б)  $T=400^{\circ}\text{C}$ ; в)  $800^{\circ}\text{C}$

Рисунок 3.5 – Распределение динамической рекристаллизации при РКУП

Как видно из рисунка 3.5 при нагреве заготовки до  $200^{\circ}\text{C}$  на первом проходе доля динамической рекристаллизации равна 0%. При нагреве до  $400^{\circ}\text{C}$  происходит увеличение данного показателя в среднем до 20%, а в зоне сдвиговой деформации до 70%. Увеличение температуры до  $800^{\circ}\text{C}$  способствует увеличению динамической рекристаллизации во всем объеме заготовки. В результате высокой динамической рекристаллизации в металле возникает неоднородная субструктура. В тех участках, где рекристаллизация прошла раньше, успевает возникнуть высокая плотность дислокаций и сформироваться развитая субзеренная структура. В других участках, где рекристаллизация прошла позже, плотность дислокаций может быть невысокой, а субзерна еще не успевают образоваться [92].

С увеличением количества проходов, в не зависимости от температуры прессования увеличивается доля динамической рекристаллизации во всем объеме деформируемого металла, и в котором при после деформируемом нагреве реализуется метадинамическая рекристаллизация.

С увеличением степени деформации даже при холодном РКУП наблюдается протекание динамической рекристаллизации, которая возникает из-за получения критической степени деформации, что позволяет сделать вывод о реализации в локальных объемах материала интенсивной пластической (мегапластической) деформации.

### 3.5 Выводы

За последние время были достигнуты большие результаты в области моделирования эволюции микроструктуры металлических материалов. Тем не менее, моделирование не в состоянии решить все многообразие существующих сейчас процессов. Так как модели, заложенные в программу, как правило,

применяются только к конкретным распространенным технологическим процессам. И структура, которая задается первоначально, бывает, далека от реальной структуры образцов. Точность моделирования изменения размеров зерна зависит от точности коэффициентов используемой модели рекристаллизации.

Несмотря на вышесказанное, при моделировании было установлено, что метод РКУП позволяет существенно измельчать исходную микроструктуру образцов в не зависимости от температуры деформации, но температура нагрева заготовки значительно влияет на степень измельчения зерна. Так ультрамелкозернистая структура была получена при нагреве до 400°С после 6 проходов РКУП в равноканальной ступенчатой матрице.

Следует также отметить, что результаты моделирования микроструктуры достаточно хорошо коррелируют с результатами исследования динамической рекристаллизации, распределение которой во многом похоже на картину эволюции микроструктуры. Не смотря на то, что модель с самой низкой температурой нагрева является наиболее оптимальной, с точки зрения более интенсивного измельчения зерна, но для нее необходимы большие усилия деформации, поэтому наиболее оптимальной, на наш взгляд, является температура равная 400°С.

## 4 ПОДГОТОВКА И ПРОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТА

### 4.1 Проведение предварительной термической обработки заготовок

Во избежание разрушения образцов при равноканальном угловом прессовании необходимо подготовить исходную структуру сплавов перед данным процессом и придать ей большую ударную вязкость, измельчить зерно, достичь требуемых механических свойств. Для этого перед РКУ-прессованием заготовки подвергались предварительной термической обработке.

Исследование структуры и механических свойств сталей в различных исходных структурных состояниях при ИПД дают возможность рассмотреть процессы формирования зерна в зависимости от исходного фазового и структурного состояния металла, а также получить представления о влиянии основных упрочняющих факторов, таких, как размер зерна или структурных составляющих, дисперсности и объемной доли дисперсных частиц на прочностные свойства и стабильность субмикроструктурной структуры к нагреву [93].

В работах, посвященных ИПД сталей, исследователи чаще всего используют материалы с исходной феррито-перлитной структурой. Из-за этого проведено мало сравнительных исследований структурно-фазовых состояний при ИПД сталей с различной исходной структурой. При этом оптимизация исходного состояния может способствовать получению однородного распределения карбидов в структуре сталей после ИПД, повышая тем самым, эффективность дисперсионного твердения, увеличивая прочность и устойчивость ультрамелкозернистой структуры к нагреву.

#### 4.1.1 Предварительная термическая обработка меди

При разработке технологии предварительной термической обработки меди и ее сплавов приходится учитывать две их особенности: высокую теплопроводность и активное взаимодействие с газами при нагреве. В связи с высокой теплопроводностью при упрочняющей термической обработке медных сплавов не возникает проблемы прокаливаемости [68, с.286].

В меди нет полиморфного и мартенситного превращений, поэтому термические обработки, связанные с этими превращениями, можно исключить. Но в работе [94] показано, что с помощью термической обработки медные сплавы можно сделать либо более мягкими, либо более твердыми. А также в отличие от латуни наиболее высокую твердость медь приобретает при медленном остывании на воздухе, а мягкость приобретает при быстром охлаждении в воде. Исходя из вышесказанного, проведем для меди стандартные термические обработки: отжиг, нормализацию и закалку (название термических обработок взято для понимания способа охлаждения, при них не происходит никаких превращений). Отжиг меди проведем с целью устранения тех отклонений от равновесной структуры, которые возникли в результате предшествующего механического воздействия.

Температуры термических обработок взяты со справочника [95] и приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Режимы термической обработки меди

Вид термической обработки	Температура, °С	Длительность выдержки, мин	Среда охлаждения
Полный отжиг	600	15	вместе с печью
Нормализация	600	15	на воздухе
Закалка	700	15	в воде

Время выдержки выбиралось из учета того, что для равномерного прогрева образца по всему сечению, необходимо 1 минута на 1 мм сечения, таким образом, время выдержки составило 15 мин.

#### 4.1.2 Предварительная термическая обработка латуни Л63

Для получения в образцах латуни Л63 разного структурного состояния необходимо получить разный фазовый состав. Для этого рассмотрим диаграмму Cu-Zn представленную на рисунке 4.1.

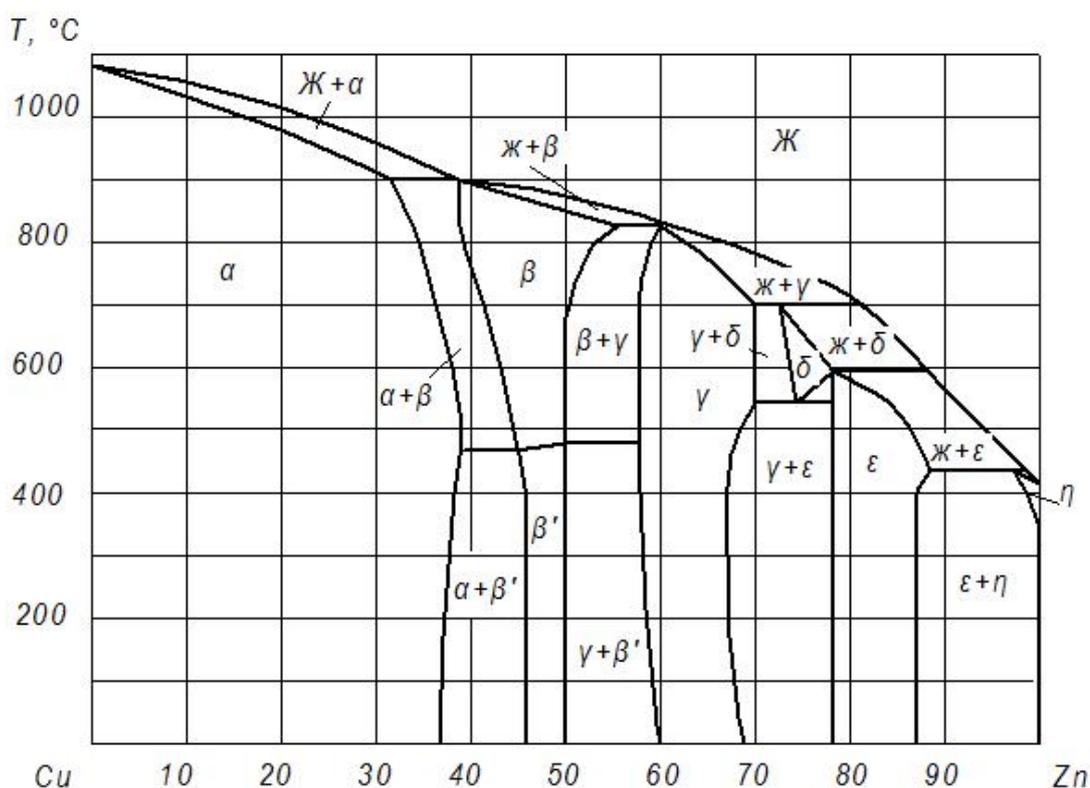


Рисунок 4.1 – Диаграмма состояния системы «Cu – Zn»

Для подготовки структуры латуни марки Л63 подвергали закалке при разных температурах. Выбор температур нагрева под закалку был обусловлен

желанием получить разный фазовый состав сплава. Первая температура 400°С, что немного выше температуры упорядочения  $\beta$ -фазы, но при быстром нагреве можно ожидать растворение частиц хрупкой и твердой упорядоченной  $\beta'$ -фазы и образование небольшого количества пластичной  $\beta$ -фазы в нагретом состоянии. Нагрев до 600 °С позволяет получить в нагретом состоянии двухфазную структуру ( $\alpha+\beta$ ) с достаточно большим количеством  $\beta$ -фазы. При температуре нагрева 800 °С следует ожидать получения в нагретом состоянии однофазной структуры, которая состоит из кристаллов  $\beta$ -фазы.

Полученные температуры термических обработок для латуни Л63 приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Режимы термической обработки латуни Л63

Вид термической обработки	Температура, °С	Длительность выдержки, мин	Среда охлаждения
Отжиг	600	15	с печью
Закалка	400	15	в воде
Закалка	600	15	в воде
Закалка	800	15	в воде

Время выдержки выбиралось из учета того, что для равномерного прогрева образца по всему сечению, необходимо 1 минута на 1 мм сечения, таким образом, время выдержки составило 15 мин.

#### 4.1.3 Предварительная термическая обработка стали марки 45

Для получения феррито-перлитной структуры сталь марки 45 подвергали нормализации при 700°С. Также феррито-перлитную структуру получили после полного отжига, но более крупнозернистую с меньшей твердостью. После закалки от 850°С с охлаждением на воду получили структуру мартенсита.

Когда требования к твердости не высоки целесообразно применить высокий отпуск при температуре 550°С, выдержку при этой температуре и охлаждение на воздухе. При таком отпуске почти полностью ликвидируются закалочные напряжения, увеличивается пластичность и вязкость, хотя заметно уменьшается твердость и прочность стали. Так после закалки от 850°С и высокого отпуска (улучшение) при температуре 550 °С получили сорбитную структуру.

Выбранные температуры термических обработок для стали марки 45 приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Режимы термической обработки стали марки 45

Вид термической обработки	Температура, °С	Длительность выдержки, мин	Среда охлаждения
Отжиг	740	15	вместе с печью
Нормализация	740	15	на воздухе
Закалка	820	15	в воде
Улучшение	закалка 820+ отпуск 550	15	в воде, на воздухе

#### 4.1.4 Предварительная термическая обработка стали марки 35ХМ

Термическая обработка легированных сталей по сравнению с обработкой углеродистых имеет ряд технологических особенностей. Эти особенности заключаются в различии температур и скорости нагрева, длительности выдержки при этих температурах и способе охлаждения [71, с.201].

Структура после термических обработок будет такая же, как в стали марки 45, но с наличием карбидов.

Полученные температуры термических обработок для стали марки 35ХМ приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Режимы термической обработки стали марки 35ХМ

Вид термической обработки	Температура, °С	Длительность выдержки, мин	Среда охлаждения
Отжиг	800	20	вместе с печью
Нормализация	800	20	на воздухе
Закалка	850	20	в масле
Улучшение	закалка 850+ отпуск 550	20	в масле

#### 4.1.5 Предварительная термическая обработка алюминия АК9+С

Основные структурные составляющие в литом состоянии сплава АК9+С – это дендриты твердого раствора алюминия ( $\alpha$ -фаза) и алюминиево-кремниевая эвтектика. Для стабилизации структуры подвергнем полученные заготовки отжигу. Учитывая, что отжиг обеспечивает выделение и коагуляцию равновесной фазы, деформирование отожженного сплава рекомендовано проводить при комнатной температуре, так как сплав будет обладать при этом достаточной пластичностью.

Учитывая, что для некоторых силуминов рекомендуется проведение в качестве начальной термической подготовки сплава перед деформированием закалки, решено исследовать микроструктуру сплава после закалки.

Поэтому для сплава АК9+С проведем 2 основные термические операции отжиг и закалку, температуры которых приведены в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Режимы термической обработки сплава АК9+С

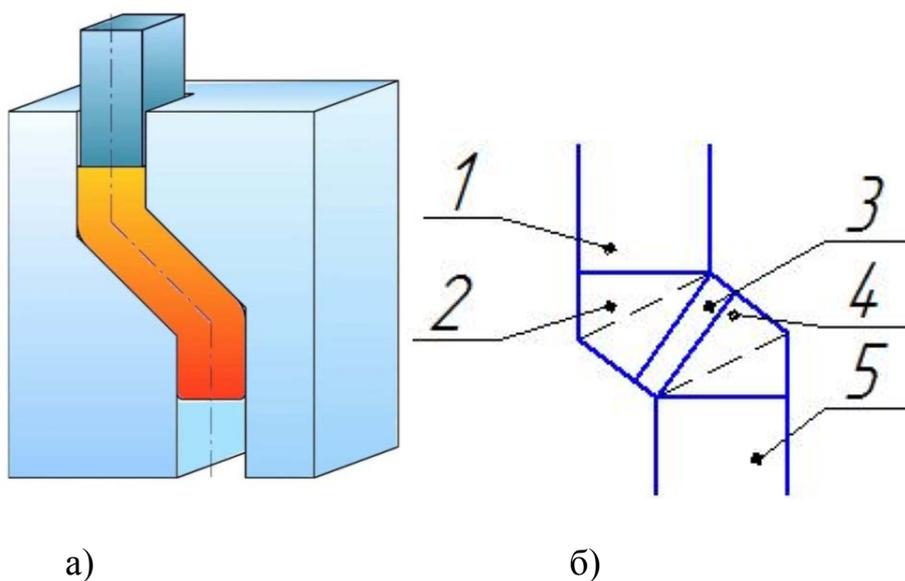
Вид термической обработки	Температура, °С	Длительность выдержки, мин	Среда охлаждения
Отжиг	535	15	вместе с печью
Закалка	535	15	в воде

## 4.2 Разработка и изготовление образцов и оснастки для РКУП

### 4.2.1 Разработка и изготовление равноканальной ступенчатой матрицы

Основным устройством, необходимым для проведения лабораторного эксперимента при прессовании является равноканальная ступенчатая матрица. Исходя из этого, первоначально необходимо изготовить матрицу [87, с.8].

Канал равноканальной ступенчатой матрицы представляет собой последовательный ряд проходов прямоугольного сечения, расположенных под углами друг к другу. На рисунке 4.2 показана схема канала деформирования, разбитая на 5 участков.



1-5 – участки матрицы  
а – конструкция равноканальной ступенчатой матрицы; б – схема каналов матрицы

Рисунок 4.2 - Равноканальная ступенчатая матрица

На участках 1, 3 и 5 пластическая деформация не происходит, и усилие прессования расходуется только на преодоление сил трения о стенки канала матрицы. Металл находится в упругом состоянии и удельное давление на

стенки матрицы не может быть больше сопротивления деформации предела текучести. На 2 и 4 участках все усилие прессования расходуется на осуществления сдвиговой деформации.

Геометрические размеры матрицы приняты, согласно результатам, полученным при моделировании в работе [87, с.30]. На основании результатов проведенного моделирования, угол наклона между каналами матрицы был принят равным  $2\theta=125^\circ$  [89, с.49]. Длина наклонного участка, также выбранная по результатам моделирования, равна 14,14. Скругления на стыках каналов матрицы отсутствуют с целью интенсификации сдвиговых деформаций. Длина входного участка составляет 100мм с целью надежного удержания заготовки в начальный период прессования, а также с целью избегания возникновения несоосности пуансона и заготовки в процессе деформирования (длина заготовки составляет 70 мм). Выходной участок матрицы составляет 110 мм в длину. Данное решение принято с целью создания противодействия последующим вводимым заготовкам, что создаст условия гидростатического сжатия и предупредит возникновение существенных дефектов в объеме заготовки. Таким образом, каждая предыдущая заготовка будет создавать противодействие для последующей заготовки.

Согласно выбранной технологии изготовления, матрица будет состоять из двух половин. Данное решение принято для облегчения извлечения заготовок при возникновении раздачи заготовки внутри канала.

На основе выше представленных значений был построен чертеж равноканальной ступенчатой матрицы с расчетом на заготовки из материала размерами  $15 \times 15 \times 70$  мм, который представлен на рисунке 4.3.

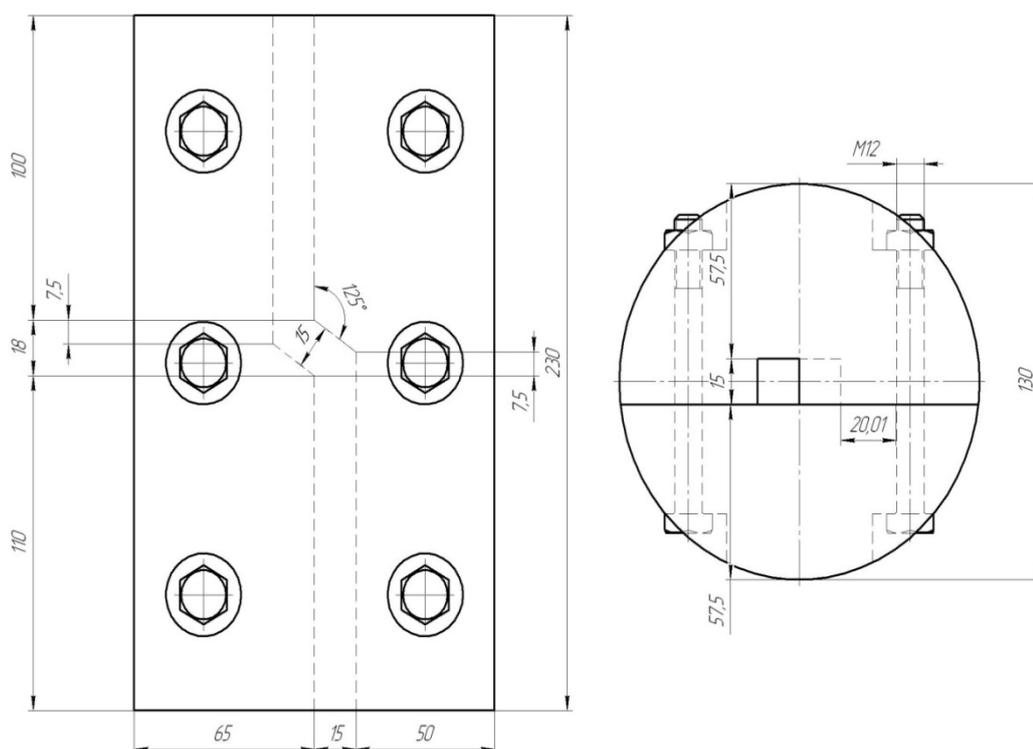


Рисунок 4.3 – Чертеж матрицы для РКУП

Равноканальную ступенчатую матрицу изготавливали в условиях ТОО «Курылысмет» АО «АрселорМиттал Темиртау» из стали марки 5ХВ2С (рисунок 4.4).



Рисунок 4.4 - Матрица для РКУП

#### 4.2.2 Изготовление пуансона

Для изготовления пуансона была выбрана сталь 5ХВ2С, такая же, как и для матрицы.

Схема нашего пуансона представлена на рисунке 4.5.

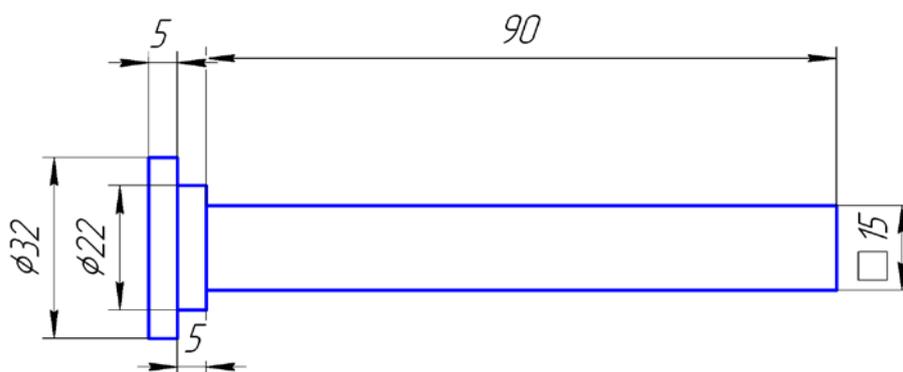


Рисунок 4.5 – Схема пуансона

#### 4.2.3 Изготовление образцов для проведения эксперимента

При проведении анализа научно-технической литературы было

выявлено, что равноканальному угловому прессованию могут быть подвергнуты заготовки с максимальным поперечным сечением до 25 мм. Для прессования заготовок большего поперечного сечения потребуются большие энергозатраты и мощности оборудования, которые невозможно осуществить в лабораторных условиях. Кроме того, было установлено, что в заготовках круглого поперечного сечения в отличие от квадратного сечения, проявляется существенная неравномерность деформаций (порядка 12-16% за проход) в приповерхностном слое заготовки, обусловленная трением и геометрией штампа РКУП [96]. Согласно этому было принято решение проводить эксперимент на заготовках квадратного сечения 15×15×70 мм, которые также соответствуют поперечному сечению каналов изготовленной для эксперимента равноканальной ступенчатой матрицы.

Данные размеры выбраны с целью обеспечения возможности проведения механических испытаний после осуществления процесса прессования.

Заготовки были изготовлены из катанки, приобретённой на заводе. Для получения образцов нужных размеров заготовки подвергались резке на абразивно-отрезном станке Labotom 3. Резка абразивным кругом проводилась с использованием охлаждающей жидкости. Полученные заготовки представлены на рисунке 4.6.



Рисунок 4.6 – Образцы для проведения испытаний

### 4.3 Выбор параметров деформирования

#### 4.3.1 Выбор маршрута прессования

Из обзора научно-технической и патентной литературы на данный момент известны четыре основных маршрута деформации заготовки при равноканальном угловом прессовании: А – без ее вращения, В<sub>А</sub> – с переменным вращением на 90° по и против часовой стрелки, В<sub>с</sub> – с вращением на 90° в одну сторону и С – с вращением на 180° (рисунок 4.7).

Один проход приводит к формированию ориентировочных субграниц с малоугловой разориентацией. Последующее развитие структуры зависит от выбранного маршрута РКУП. Субзерна превращаются в зерна с высокоугловыми границами наиболее быстро при использовании маршрута В<sub>с</sub>, менее быстро – при использовании маршрута С, и это преобразование наиболее медленно происходит при маршруте РКУП А. После маршрута А вытянутые субзерна сохраняются даже после четвертого прохода. После маршрута В<sub>с</sub> можно наблюдать равноосную структуру. Дифракционная картина после маршрута С подобна полученной после маршрута А без вращения образца вообще.

В процессе РКУП скорость течения металла по сечению заготовки не одинакова – нижние слои опережают верхние. Это приводит к искажению первоначальной формы заготовки – заострению на торцах. При многоцикловом прессовании этот эффект нежелателен, т.к. возникает необходимость дополнительной правки заготовки между проходами. Чтобы свести этот негативный эффект к минимуму рационально применение так называемого маршрута В, при котором заготовка после каждого цикла кантуется (поворачивается) вокруг продольной оси на 90°. Кроме того такая кантовка обеспечивает знакопеременную деформацию и помогает измельчать зерно в процессе прессования [97].

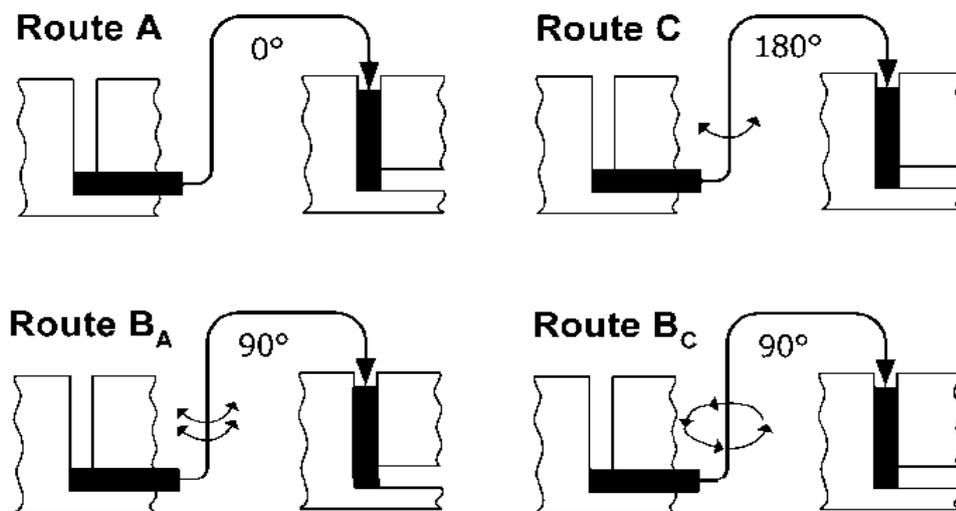


Рисунок 4.7 - Основные маршруты при РКУП

#### 4.3.2 Выбор температуры деформирования

Наиболее важным параметром для формирования ультрамелкозернистой структуры при РКУП является температура деформирования. Для получения ультрамелкозернистой структуры при деформировании заготовок в равноканальной угловой матрице процесс прессования необходимо вести при температуре, не превышающей порога начала рекристаллизации  $(0,3 \div 0,4)T_{пл}$  для чистых металлов и  $(0,5 \div 0,6)T_{пл}$  для сплавов. При повышении температуры

начала деформирования усиливается вероятность прохождения в ходе горячего деформирования динамической собирательной рекристаллизации, приводящей к нежелательному укрупнению зерна. Поэтому выбор температурного режима основывается на том, чтобы в процессе горячей деформации первичная рекристаллизация проходила полностью, а собирательная была подавлена. Одной из особенностей нано- и микрокристаллических материалов, полученных методами интенсивного пластического деформирования, является существенная нестабильность их структуры при нагреве. В частности, температура рекристаллизации в нано- и микрокристаллических материалах оказывается существенно ниже обычной температуры рекристаллизации чистых металлов и составляет  $T_1=0,275\div 0,35T_{пл}$  [98].

Так для меди  $T_{рекр}=(1083+273)\cdot 0,3=407\text{K}=134^\circ\text{C}$ .

Также при выборе температуры нагрева необходимо учитывать, что в одном случае РКУП будут подвергаться заготовки с исходной недеформированной и сильно деформированной структурой. В таком случае, нежелательно допускать появления рекристаллизованных зерен, так как будет изменяться полученная структура. Учитывая, что различные опыты должны быть проведены при одинаковых исходных условиях, для дальнейшего сравнения результатов, то оптимальной температурой нагрева для меди является  $t=100^\circ\text{C}$ . Так как медные сплавы считаются одними из наиболее пластичных, будем подвергать их РКУП при комнатной температуре. Поэтому за температуру прессования меди выберем  $t=25^\circ\text{C}$  и  $t=100^\circ\text{C}$ .

Для латуни Л63  $T_{рекр}=(906+273)\cdot 0,4=407\text{K}=199^\circ\text{C}$ . Температура прессования  $t=25^\circ\text{C}$ ,  $t=150^\circ\text{C}$ .

Температура рекристаллизации ультрамелкозернистой углеродистой стали 45:  $T_{рекр}=(1490+273)\cdot 0,4=725\text{K}=432^\circ\text{C}$ . Температура прессования  $t=400^\circ\text{C}$ .

В стали марки 35ХМ содержатся легирующие элементы хром и молибден, которые образуют карбиды и повышают температуру рекристаллизации:  $T_{рекр}=(1480+273)\cdot 0,5=877\text{K}=604^\circ\text{C}$ . Температура прессования  $t=500^\circ\text{C}$ .

Прессование композиционного сплава АК9+С проведем при комнатной температуре, чтобы избежать процессов рекристаллизации. Оптимальный температурный нагрев для деформирования нового сплава определим с помощью пластометра, результаты исследования приведены в разделе 5.2.5 настоящей работы.

#### 4.3.3 Выбор количества проходов при прессовании

Проведенный анализ зарубежных и отечественных литературных источников показывает, что в большинстве случаев рост накопленной деформации при РКУП после 6-8 проходов не приводит к дальнейшему измельчению структуры [28, с.6]. Также моделирование в программных комплексах DEFORM и Simufact.forming РКУП меди марки М1 и стали марки 45 подтверждает данные литературных источников. Следовательно, можно полагать, что с увеличением накопленной деформации внутрикристаллические

сдвиги не приводят к формированию новых дислокационных стенок и, соответственно, фрагментов, т.е. деформация происходит преимущественно за счет аккомодационных межфрагментных сдвигов и этот механизм деформации становится преобладающим.

Также при повышении степени деформации сдвигом свойства деформируемого металла улучшаются, тем не менее, при накоплении определенной степени деформации может произойти разрушение образца, что не допустимо. В связи с этим количество циклов деформирования было принято определить экспериментально.

#### **4.4 Проведение эксперимента по реализации предлагаемых технологий**

Заготовки квадратного сечения 15x15x70мм, подвергнутые предварительной термической обработке подвергаются прессованию в равноканальной ступенчатой матрице с геометрическими характеристиками, приведенными на рисунке 4.3. Эксперимент проводится на кривошипном горячештамповочном одностоечном прессе усилием 1000 кН модели ПБ 6330-02 при следующих температурах:

- для технической чистой меди марки М1 -  $t = 25^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 100^{\circ}\text{C}$ ;
- для латуни марки Л63 -  $t = 25^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 150^{\circ}\text{C}$ ;
- для стали марки 45 -  $t = 400^{\circ}\text{C}$ ;
- для стали марки 35ХМ -  $t = 500^{\circ}\text{C}$ ;
- для композитного материала АК9+С -  $t = 25^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 500^{\circ}\text{C}$ .

При деформировании скорость движения пуансона выбрана равной 1 мм/с (минимально возможная скорость для используемого прессы), для исключения трещинообразования при прессовании.

Равноканальная ступенчатая матрица (рисунок 4.4) устанавливается на гидравлический одностоечный пресс и скрепляется с основанием болтовым соединением, для устранения возможного смещения.

Перед опусканием заготовки во входной канал матрицы производится обильное смазывание канала и пуансона графитовой смазкой (смесь машинного масла с графитом). Смазку необходимо применять перед каждым циклом прессования.

Для нагрева партия заготовок для прессования (5 штук) помещается в камерную печь Nabertherm. На панели печи устанавливается температура нагрева и устанавливается время выдержки при заданной температуре. После окончания операций нагрева и выдержки первая заготовка клещами достается из печи и подается в рабочую зону прессы и т.д. Процесс деформирования представляет собой непрерывный процесс продавливания заготовок по следующей схеме: заготовка подается в верхнюю часть матрицы и продавливается через наклонный промежуточный канал в выходной канал. Далее подается вторая заготовка, которая первую заготовку выталкивает из выходного канала, для дальнейшей обработки. На основе анализа зарубежных и отечественных литературных источников и моделирования, проведенного в

работе [87, с.30] количество циклов деформирования для выбранных сплавов рекомендовано принять равным 6. Это связано с тем, что в большинстве случаев рост накопленной деформации при РКУП после 6-8 проходов не приводит к дальнейшему измельчению структуры, а при накоплении определенной степени деформации может произойти разрушение образца, что не допустимо. Для улучшения механических свойств металла заготовок, эксперимент решено проводить по маршруту Вс с кантовкой заготовки на 90° вокруг продольной оси.

#### **4.5 Деформирование с интенсивным охлаждением**

Получение объёмной нанокристаллической меди традиционными методами ИПД практически невозможно. Ограничение эффекта измельчения зёрен в меди при РКУП с ростом накопленной деформации объясняется протеканием динамической рекристаллизацией при достижении определённых степеней деформации. Одним из возможных способов решения этой задачи может служить деформация при температуре жидкого азота (так называемая криогенная деформация). Такая обработка не сопровождается динамическим возвратом или рекристаллизацией, что позволяет более эффективно измельчить зёрненную структуру. Другим достоинством такой деформации является существенное повышение прочности при меньших деформационных усилиях по сравнению с традиционными методами ИПД. При низких температурах также подавляется активность дислокаций и поэтому механические двойники играют решающую роль в интенсивной пластической деформации.

В данной главе исследовано совмещение интенсивной пластической деформации при комнатной температуре методом равноканального прессования с охлаждением деформированной заготовки жидким азотом сразу после выхода из матрицы. Теоретической основой такого способа обработки является представление о процессе пластического деформирования всех кристаллических тел как о физико-химическом превращении, сопровождающемся в процессе деформирования перекристаллизацией [99].

Для исследования совмещенной технологии во второй серии экспериментов с медью после каждого обычного деформирования заготовки в равноканальной ступенчатой матрице при комнатной температуре заготовка после выхода из участка 5 (рисунок 4.2) попадала в емкость с жидким азотом.

#### **4.6 Проведение термической обработки после прессования**

С увеличением количества проходов при РКУ-прессовании ресурс пластичности снижается и дальнейшая деформация, а также использование в промышленности такого металла невозможно, т.к. происходит его разрушение. Для повышения ресурса пластичности такой металл нужно подвергнуть окончательной термической обработке [87, с.38].

Неустойчивая структура пластически деформированного металла стремится освободиться от искажений кристаллической решетки и запаса

остаточной энергии и перейти в устойчивое состояние. Также при больших степенях деформации в металле наблюдается раздробление и удлинение отдельных зерен и создается определенная их ориентация. При отжиге же деформированного металла происходит рекристаллизация, в результате чего создается качественно новая структура, т.е. образуются совершенно новые, чаще всего равноосные зерна.

Как известно, нагрев выше температуры начала рекристаллизации приводит к сильному росту зерна и резкому падению прочности материала, поэтому необходимо определить температуру начала рекристаллизации.

Рассчитав примерную температуру начала рекристаллизации в пункте 4.3.2 настоящей главы, перейдем к эксперименту. Для этого образцы после РКУП разрезаются на тонкие пластинки толщиной 5 мм и нагреваются при температурах в интервале:

- для технически чистой меди марки М1 -  $t = 100 \div 270^{\circ}\text{C}$ ;
- для латуни марки Л63 -  $t = 100 \div 270^{\circ}\text{C}$ ;
- для стали марки 45 -  $t = 300 \div 500^{\circ}\text{C}$ ;
- для стали марки 35ХМ -  $t = 300 \div 600^{\circ}\text{C}$ ;
- для композитного материала АК9+С -  $t = 100^{\circ}\text{C}$ .

В лабораторных условиях эксперимент проводится с применением печей сопротивления без использования защитной атмосферы ввиду невозможности обеспечения полной герметизации печи. Для обеспечения равномерного, всестороннего нагрева, образцы навешиваются на специальное приспособление, имеющее горизонтальный штырь, для чего в образцах просверливается отверстие. Все образцы помещаются в печь одновременно, а затем вынимаются по одному через каждые  $50^{\circ}\text{C}$ , длительностью выдержки составляет 1 час. Охлаждение образцов проводится в воде.

#### **4.7 Выводы**

Исследование структуры и механических свойств материалов при РКУП решено проводить в различных исходных структурных состояниях. Это позволит рассмотреть процессы формирования зерна в зависимости от исходного фазового и структурного состояния материалов, а также получить представления о влиянии основных упрочняющих факторов. Для подготовки исходной структуры сплавов перед деформированием заготовки подвергались различной предварительной термической обработке.

Для более эффективного получения длинномерных полуфабрикатов с ультрамелкозернистой структурой РКУП осуществляется в матрице с параллельными каналами, позволяющей получать необходимую проработку структуры за меньшее количество проходов, а также, путем последовательного прессования заготовок, добиться определенной непрерывности процесса. Для проведения эксперимента изготовлена матрица и пуансоны из стали марки 5ХВ2С, параметры которых выбраны на основании научно-патентного и литературного обзора, а также моделирования в программном комплексе DEFORM. Количество циклов деформирования – 6, по маршруту Вс с

кантовкой заготовки на  $90^\circ$  вокруг продольной оси. Деформирование заготовок проводится при различных температурах в зависимости от температуры начала рекристаллизации деформируемого металла.

После 6 проходов РКУП заготовки подвергаются окончательной термической обработке для повышения ресурса пластичности материала и возможности дальнейшего использования его в промышленности.

В статье [100] утверждается, что у чистых металлов из-за малой концентрации атомов примеси эффект упрочнения, вследствие закрепления дислокаций точечными дефектами, относительно мал. Направленное формирование дефектной структуры с целью повышения прочности чистых металлов осуществляется с помощью различных видов механико-термического воздействия. Одним из относительно простых и эффективных способов упрочнения чистых металлов заключается в достижении высоких концентраций вакансий в их объеме с помощью закалки от высоких температур в охлажденную среду. Поэтому для заготовок из меди М1 нами было дополнительно выполнено охлаждение после РКУП в азоте.

## **5 ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ РКУП НА ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ И СВОЙСТВА ОПЫТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

Свойства металлов определяются их внутренней структурой. Некоторые свойства непосредственно связаны с атомной или кристаллической структурой. Другие зависят от микроструктуры, и именно они рассматриваются в данном разделе. Разные свойства по-разному реагируют на изменения микроструктуры. Одни свойства, по существу, являются структурно нечувствительными, другие сильно зависят от структуры. Механические свойства металлических материалов являются структурно-чувствительными, поэтому для их повышения используют методы деформационно-термической обработки, позволяющие получать различные типы структур.

Металлографические и механические исследования изучаемых материалов позволят полностью выполнить задачи и обеспечить надежную достоверность полученных результатов.

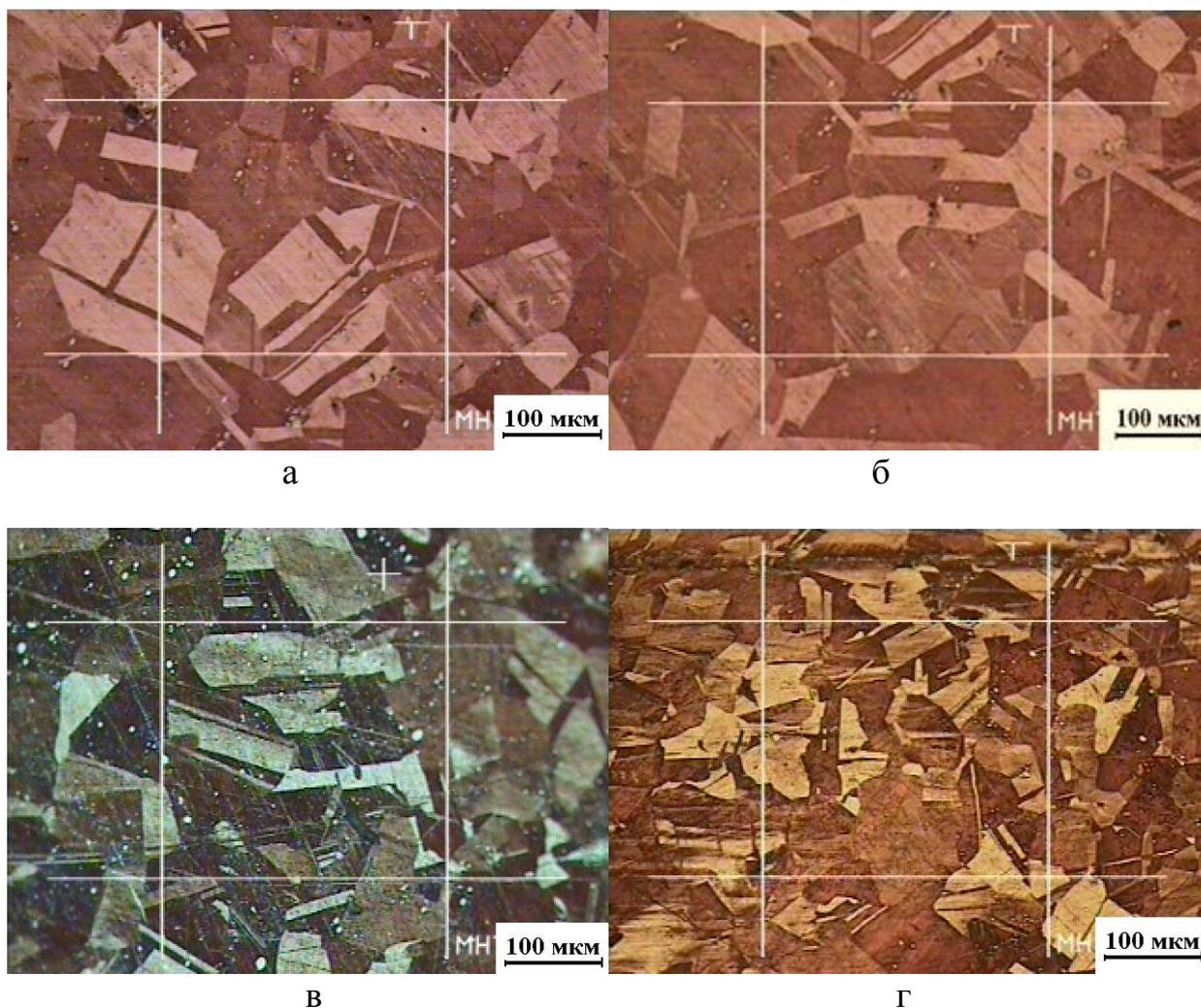
### **5.1 Проведение металлографических исследований после предварительной термической обработки**

Согласно методике, приведенной в главе 2, было проведено исследование микроструктуры материалов после проведения предварительной термической обработки.

#### **5.1.1 Металлографический анализ меди марки М1 после предварительной термической обработки**

На рисунке 5.1 представлены фотографии микроструктуры, полученные при изучении технической чистой меди М1. Благодаря уникальному сочетанию физико-механических, технологических и специальных свойств медь представляет собой очень интересный сплав, свойства которого до сих пор до конца не изучены.

Структура исходной деформированной меди имеет полиэдрические зерна с наличием двойников (рисунок 5.1а), отожженная после деформации медь имеет характерное строение в виде более правильных полиэдрических зерен с многочисленными двойниками (рисунок 5.1б). После нормализации медь теряет свою полиэдрическую структуру, она становится более вытянутой в направлении градиента охлаждения (рисунок 5.1в). Структура закаленного состояния такая же, как и нормализованная, но является более дисперсной (рисунок 5.1г) [101].

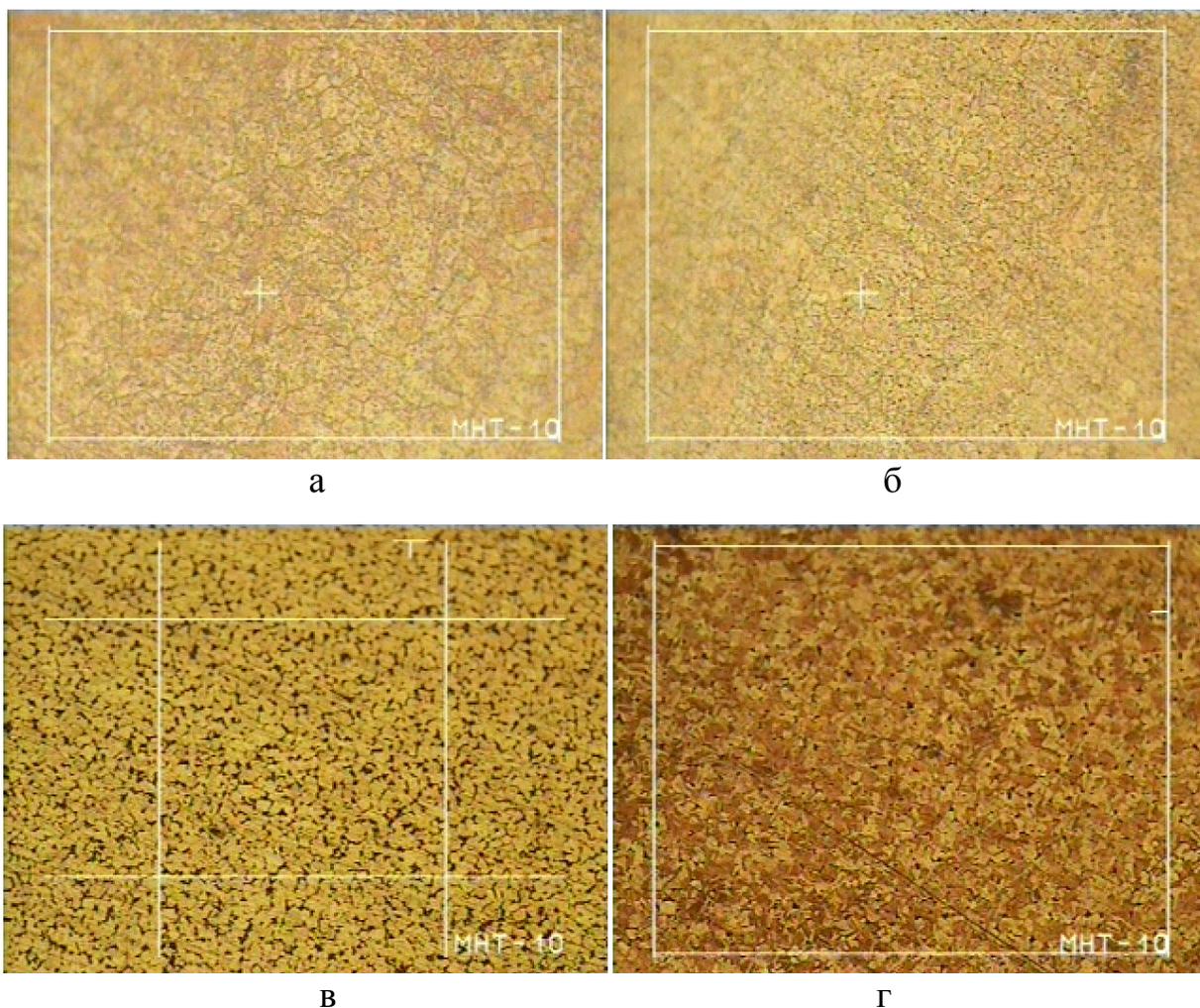


а – исходная структура, средний диаметр зерна 120 мкм;  
 б – отжиг, средний диаметр зерна 150 мкм; в – нормализация, средний диаметр зерна 110 мкм; г – закалка, средний диаметр зерна 100 мкм

Рисунок 5.1 – Оптические фотографии микроструктуры меди после предварительной термической обработки, x100

### 5.1.2 Металлографический анализ латуни Л63 после предварительной термической обработки

Фотографии микроструктуры, полученные при изучении латуни Л63 после отжига и закалок от различных температур, представлены на рисунке 5.2. Фазовое состояние латуней описывается диаграммой состояния системы медь-цинк (рисунок 4.1). Структура латуней состоит из  $\alpha$  или  $\alpha + \beta'$ -фаз, где  $\alpha$ -фаза – твёрдый раствор замещения цинка в меди, имеющий решетку ГЦК, высокую пластичность, низкие значения прочности и твёрдости;  $\beta'$ -фаза – упорядоченный твёрдый раствор на базе интерметаллида CuZn с кристаллической решеткой ОЦК. Эта фаза характеризуется более высокой твёрдостью, чем  $\alpha$ -фаза, и хрупкостью [102].



а – отжиг, средний диаметр зерна 43 мкм; б – закалка при 400°С, средний диаметр зерна 35 мкм; в – закалка при 600°С, средний диаметр зерна 30 мкм; г – закалка при 800°С, средний диаметр зерна 27 мкм

Рисунок 5.2 – Оптические фотографии микроструктуры латуни Л63 после предварительной термической обработки, x100

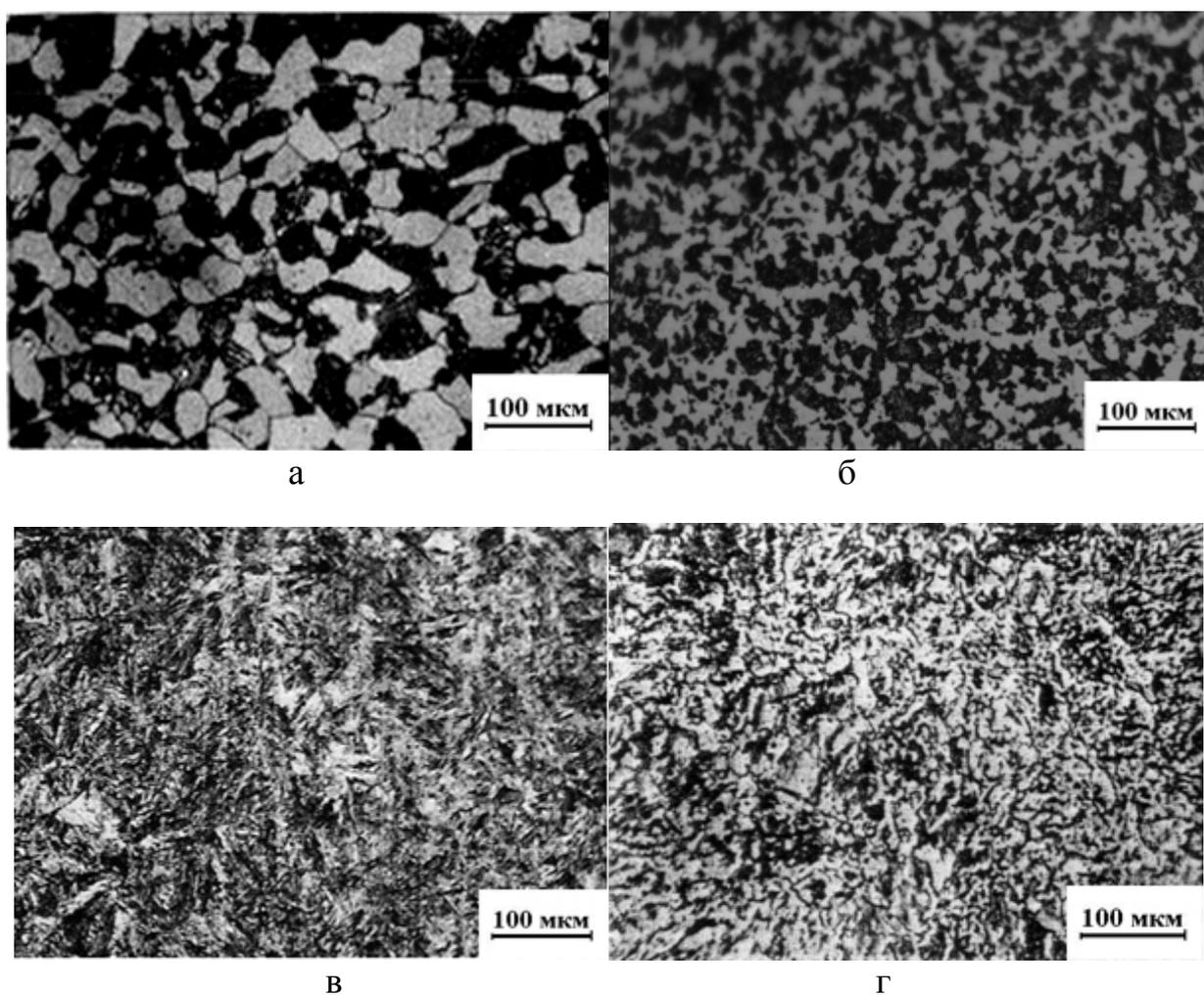
После проведения термической обработки были изготовлены микрошлифы и проведены металлографические исследования. Их результаты показывают, что медленное охлаждение при отжиге обеспечивает максимальный переход  $\beta$ -фазы в  $\alpha$ -фазу (рисунок 5.2а).

После закалки от 400°С получили преимущественно однофазную структуру с некоторым количеством  $\beta$ -фазы, которая характеризуется разнотернистостью, обусловленной формированием по границам зерен  $\alpha$ -фазы зоны очень мелких зерен этой фазы и включений  $\beta$ -фазы. Закалка от 600°С с помощью быстрого охлаждения обеспечила получение однородной структуры мартенситного типа из кристаллов  $\alpha$ -фазы и остатков  $\beta$ -фазы. Кристаллы  $\alpha$ -фазы имели форму пластинок, на границах этих кристаллов находились остатки  $\beta$ -фазы (темные участки). При закалке от 800 °С наблюдается структура состоящая из остатков исходной  $\alpha$ -фазы и участков двухфазной структуры, которая включает кристаллы метастабильной  $\beta$ -фазы с дисперсными

выделениями  $\alpha$ -фазы в середине этих участков. Так как травитель окрашивает  $\beta$ -фазу в темный цвет, видно, насколько возрастает количество  $\beta$ -фазы (рисунок 5.2в).

### 5.1.3 Металлографический анализ стали марки 45 после предварительной термической обработки

На рисунке 5.3 показаны оптические фотографии микроструктуры стали марки 45 после предварительной термической обработки: отжиг, нормализация, закалка и закалка+отпуск.



а – отжиг, средний диаметр зерна 41 мкм; б – нормализация, средний диаметр зерна 24 мкм;  
в – закалка; г –закалка + высокий отпуск, средний диаметр зерна 23 мкм

Рисунок 5.3 – Оптические фотографии микроструктуры стали марки 45 после предварительной термической обработки, x100

После отжига при  $740^{\circ}\text{C}$  доэвтектоидная сталь 45 приобретает феррито-перлитную структуру, которая приведена на рисунке 5.3 а, светлые зерна – феррит, темные – перлит. Зерна выглядят однородными. Такая термическая операция, как нормализация, для доэвтектоидных сталей отличается от отжига

лишь более высокой скоростью охлаждения, которая получается при охлаждении на воздухе. После нормализации получается структура феррит + перлит, аналогичная структуре отожженной стали, но с еще более дисперсным строением перлита (рисунок 5.3б).

После закалки структура стали марки 45 состоит из игл мартенсита (рисунок 5.3в). Размеры игл зависят от содержания углерода в стали и размеров исходного зерна аустенита, из которого образуется мартенсит. Известно, что закаленная на мартенсит сталь обладает повышенной хрупкостью. Это связано с тем, что не успевший выделиться при быстром охлаждении углерод оказывается насильственно задержанным в образовавшейся из аустенита ОЦК-решетке и деформирует ее, создавая огромные внутренние напряжения [103]. Поэтому закалку, как правило, применяют в сочетании с отпуском. Отпуск предназначен для уменьшения хрупкости и повышения вязкости и пластичности после закалки. При высокотемпературном отпуске происходит дальнейший распад мартенсита с обособлением и коагуляцией частиц цементита и образованием феррито-цементитных смесей [103]. По мере повышения температуры отпуска дисперсность феррито-цементитных смесей уменьшается, образуются структура сорбита отпуска (рисунок 5.3г). Эта структура по фазовому составу аналогична одноименной структуре закалки, но отличается от последней тем, что частицы цементита имеют зернистую форму [104].

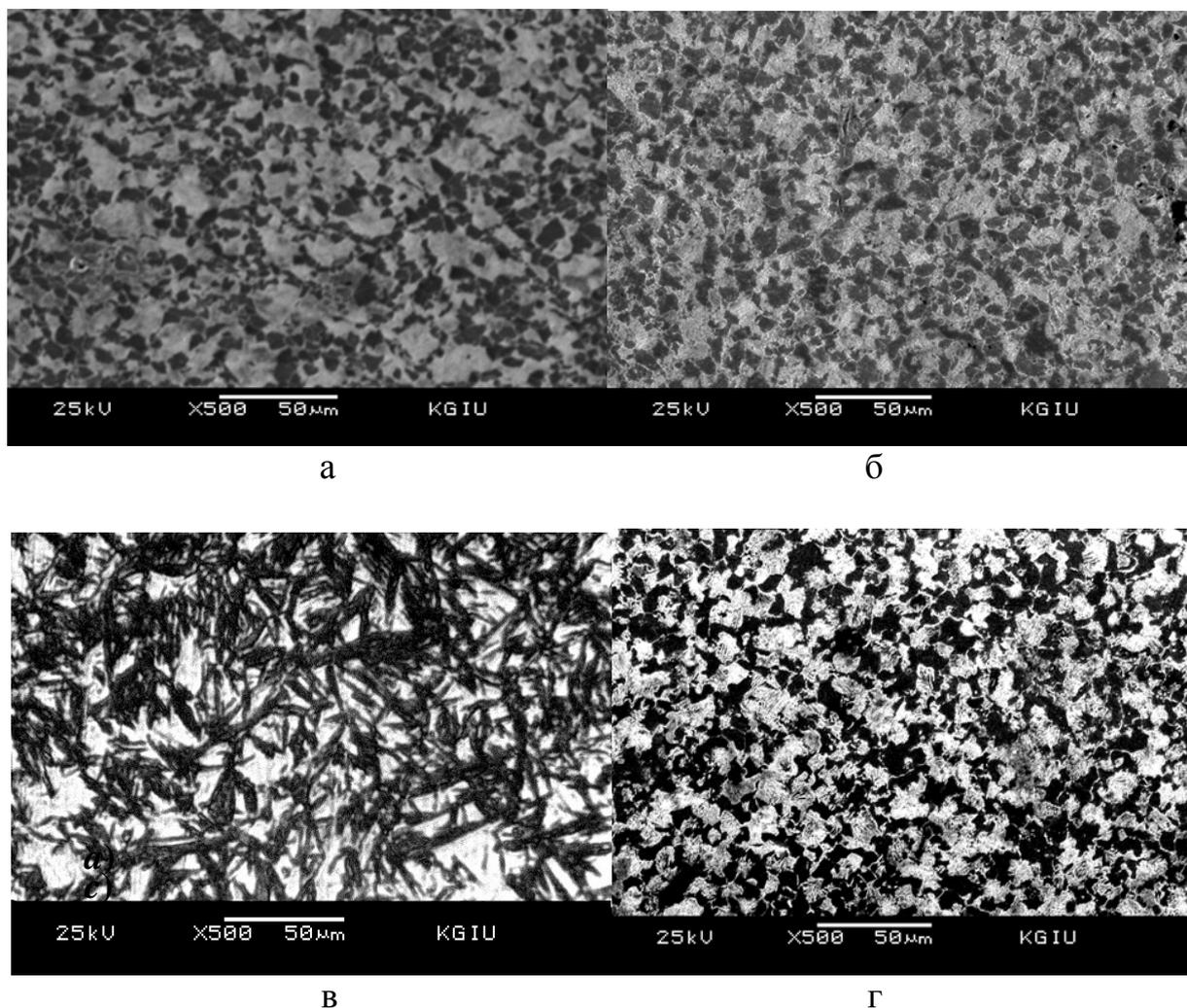
#### 5.1.4 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после предварительной термической обработки

Так как выявить особенности структурных изменений и поведение карбидов методом световой микроскопии не представлялось возможным, исследования стали марки 35ХМ проводились только на сканирующем электронном микроскопе. На рисунке 5.4 показаны фотографии микроструктуры стали после предварительной термообработки, полученные с помощью РЭМ при  $\times 500$ .

Микроструктура стали марки 35ХМ после отжига от  $800^{\circ}\text{C}$  состоит из феррита и пластинчатого перлита, см. рисунок 5.4а, которая характерна для низколегированной стали с содержанием углерода 0,35 %. Размер перлитных колоний соответствует 10-15 мкм. Размер зерна феррита соответствует 12-26 мкм. Хром и молибден находится в цементите перлита. Полученная структура является однородной. Также как и для среднеуглеродистой стали марки 45 режим нормализации для стали марки 35ХМ отличается от режима отжига более высокой скоростью охлаждения. Из-за более высокой скорости охлаждения получается структура феррит + перлит, но с более дисперсным строением перлита равным 4,5-13 мкм (рисунок 5.4б) и феррита 4,5-18 мкм.

После закалки сталь имела структуру игольчатого мартенсита со средним размером бывшего аустенитного зерна 20 мкм. Высокий отпуск позволил получить структуру сорбита отпуска (рисунок 5.4г).

Во всех имеющихся различных исходных структурных состояниях наблюдали смесь мелких и крупных карбидов различного состава и расположенных на границах и по телу зерен [105].

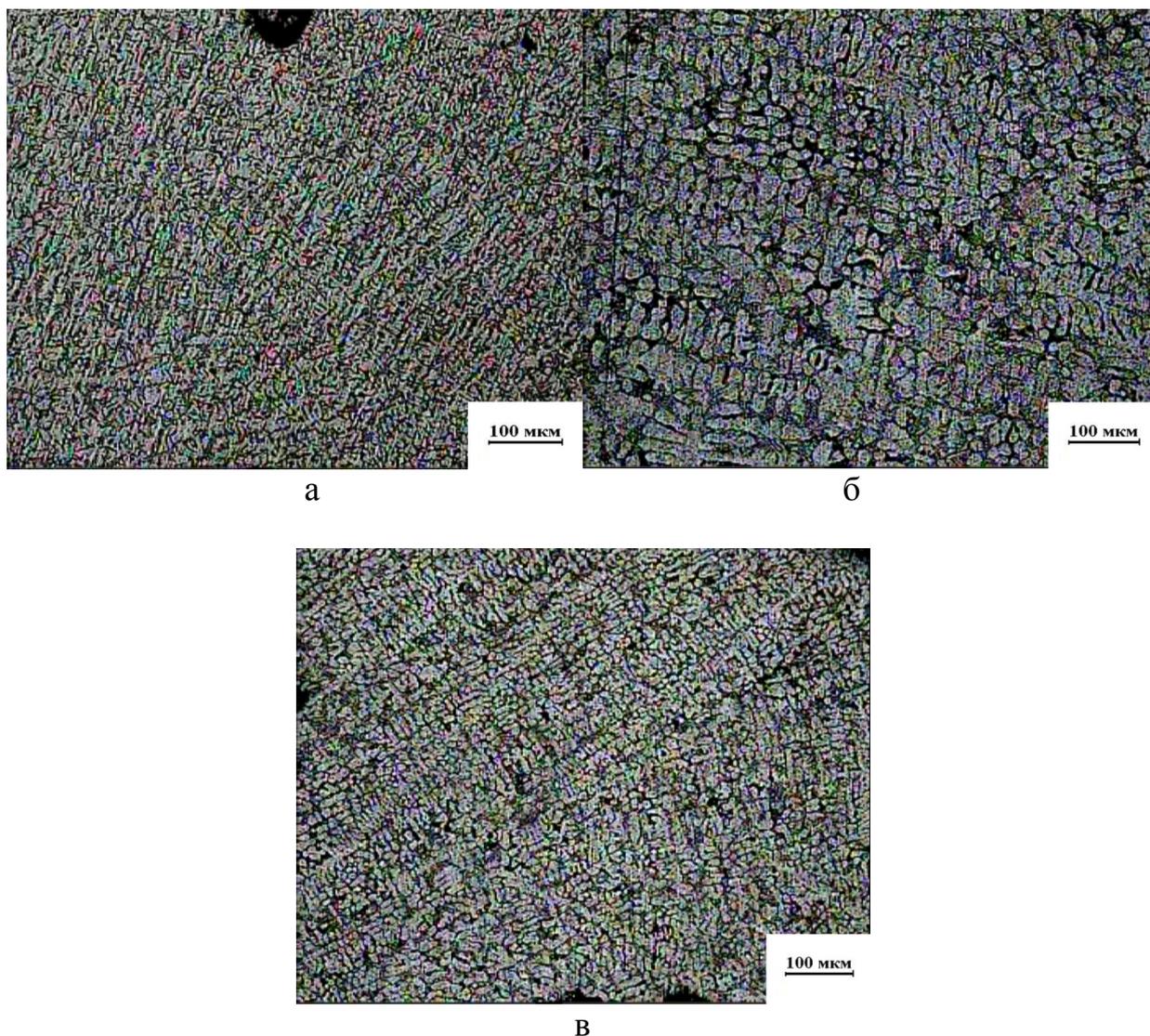


а – отжиг, средний диаметр зерна 18 мкм; б – нормализация, средний диаметр зерна 15 мкм;  
в – закалка; г – закалка + высокий отпуск, средний диаметр зерна 22 мкм

Рисунок 5.4 – Фотографии микроструктуры стали марки 35ХМ после предварительной термической обработки, x500

#### 5.1.5 Металлографический анализ композиционного материала АК9+С после предварительной термической обработки

С целью уменьшения ликвации и выравнивания химического состава по сечению образца исследуемые образцы были подвергнуты отжигу и закалке. Полученная и исходная микроструктура приведены на рисунке 5.5.



а – исходная, средний диаметр зерна 11 мкм; б – отжиг, средний диаметр зерна 22 мкм; в – закалка, средний диаметр зерна 13 мкм

Рисунок 5.5 – Оптические фотографии микроструктуры сплава АК9+С после предварительной термической обработки, x100

Анализ макроструктуры показал, что на поверхности шлифа идентифицируется небольшое количество углеродных включений. При этом уменьшение количества углеродных включений в свободном состоянии в образцах композитов, видимо может быть объяснено расходом части наноуглеродного материала, как более реакционно способного, на образование структурных составляющих с компонентами сплава, возможно карбидов, что может давать основание сделать предположение об увеличении степени усвоения углеродных частиц расплавом при использовании углеродсодержащего сырья ультрадисперсного состояния [106].

Анализируя микроструктуру сплава АК9+С после модифицирования сплава АК9 (рисунок 5.5а) было выявлено, что кристаллы эвтектического кремния измельчились в 4 раза, а ширина дендритов алюминиевой  $\alpha$ -фазы

уменьшилась в 3-3,5 раза. Вышеприведенные результаты исследований процессов структурообразования композитов на основе алюминиевой матрицы, полученных с использованием наноуглеродных материалов, дают основание предположить, что аморфная, подобная стеклоуглероду составляющая структуры лигатур при введении в расплав, способствуя увеличению количества центров кристаллизации, позволяет значительно модифицировать структуру сплава и тем самым повысить комплекс физико-механических свойств. Карбиды алюминия и/или кремния, также являются центрами зародышеобразования при обработке расплава лигатурой, кроме того обеспечивают дисперсное упрочнение композита [107].

Металлографические исследования после проведенного отжига выявили, что полного растворения фаз в  $\alpha$ -твердом растворе не произошло. Это вызвано тем, что концентрация химических элементов в сплаве превышает их предельную растворимость в алюминиевой матрице (рисунок 5.5 б). В результате нагрева под закалку в структуре регистрируется эвтектика, в которой отдельные игольчатые кристаллы кремния раздроблены, но просматривается ее колониальное строение (рисунок 5.5 в). В общем микроструктура не однородна, просматриваются как дисперсные области, так и области с крупными иголками кремния.

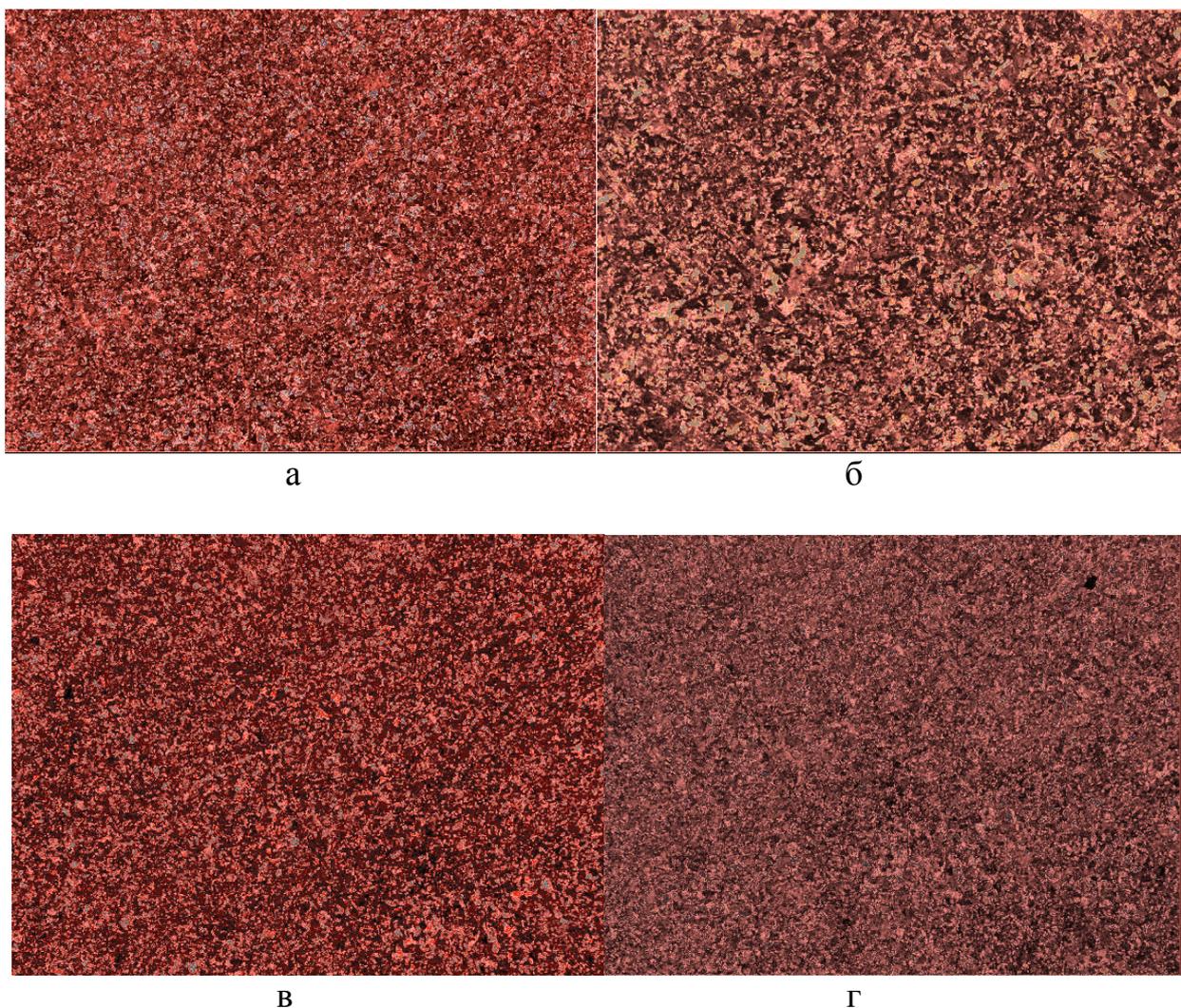
## **5.2 Проведение металлографических исследований после РКУП**

Для оценки эффективности влияния РКУП на процессы структурообразования, необходимо сравнить микроструктуру полученных образцов до и после деформирования.

### **5.2.1 Металлографический анализ меди марки М1 после РКУП**

Фотографии микроструктуры, полученные при изучении меди марки М1 после прессования при различных температурах представлены на рисунках 5.6-5.7.

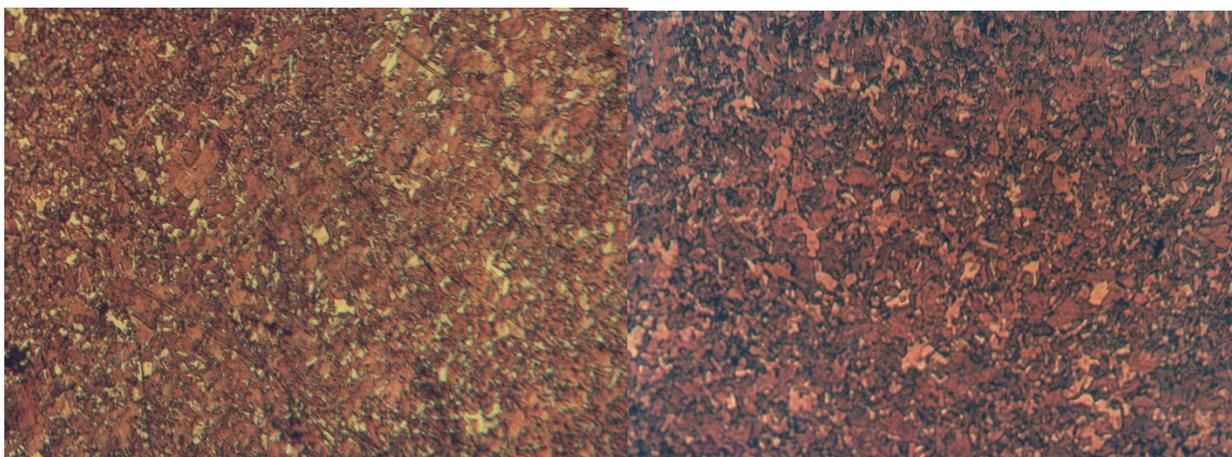
Металлографический анализ меди после РКУП в ступенчатой матрице показал, что интенсивное измельчение зерна наблюдается после осуществления каждого цикла деформирования при обеих температурах прессования. На начальной стадии прессования исходные зерна ориентируются под углом к оси образца, но при этом субструктура исходных зерен не вытравливается. После третьего цикла структура представляет собой частично ячеистую, частично полигонизованную структуру. Также было обнаружено, что зеренная структура в поперечном направлении прорабатывается чуть более интенсивно, однако после осуществления 4-5 циклов прессования проработка структуры практически однородна как в поперечном так и в продольном направлении [108].



а – исходная структура+РКУП, средний диаметр зерна 0,7 мкм; б – отжиг+РКУП, средний диаметр зерна 1,0 мкм; в – нормализация+РКУП, средний диаметр зерна 0,8 мкм; г – закалка+РКУП, средний диаметр зерна 0,6 мкм

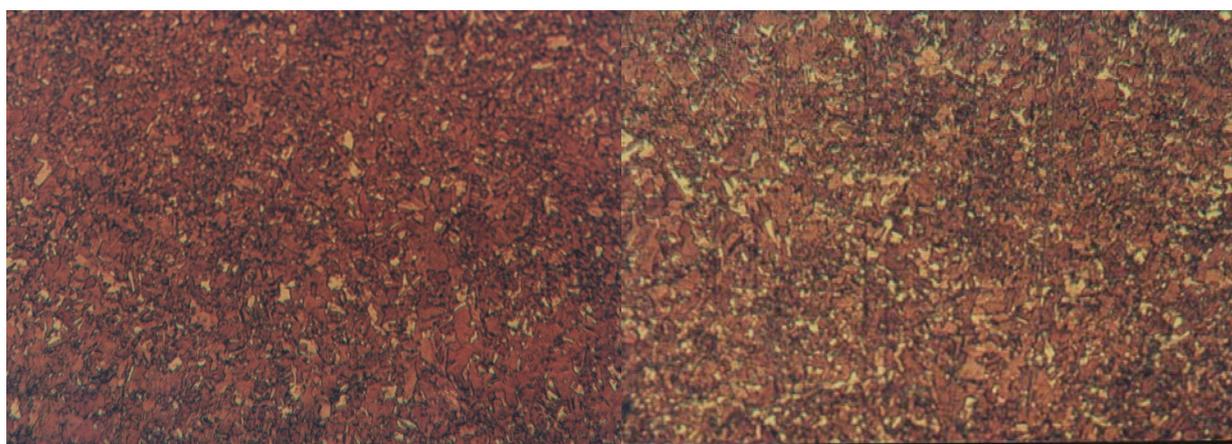
Рисунок 5.6 – Оптические фотографии микроструктуры меди после РКУП при  $t=25^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 1000$

С целью улучшения эффективности измельчения зерна и повышения механических свойств материала до РКУП проводили различную термическую обработку: отжиг, нормализацию, закалку и отпуск. Во всех методах проведения предварительной термической обработки, рассмотренных в данном исследовании, наблюдается измельчение размеров зерен. При этом итоговый размер зерен после РКУП при  $t=25^{\circ}\text{C}$  является практически идентичным, разница не превышает 0,1-0,2 мкм. Исходя из этого выявлено, что размер зерен меди после РКУП мало зависит от предварительной термической обработки, однако проведение закалки снижает значения микротвердости меди на 15%, что помогает снизить усилие прессования на первых проходах с 620 до 510 кН [94, с.14].



а

б



в

г

а - исходная структура+РКУП, средний диаметр зерна 3,3 мкм; б - отжиг+РКУП, средний диаметр зерна 4,1 мкм; в - нормализация+РКУП, средний диаметр зерна 3,8 мкм; г - закалка+РКУП, средний диаметр зерна 2,7 мкм

Рисунок 5.7 – Оптические фотографии микроструктуры меди после РКУП при  $t=100^{\circ}\text{C}$ ,  $\times 1000$

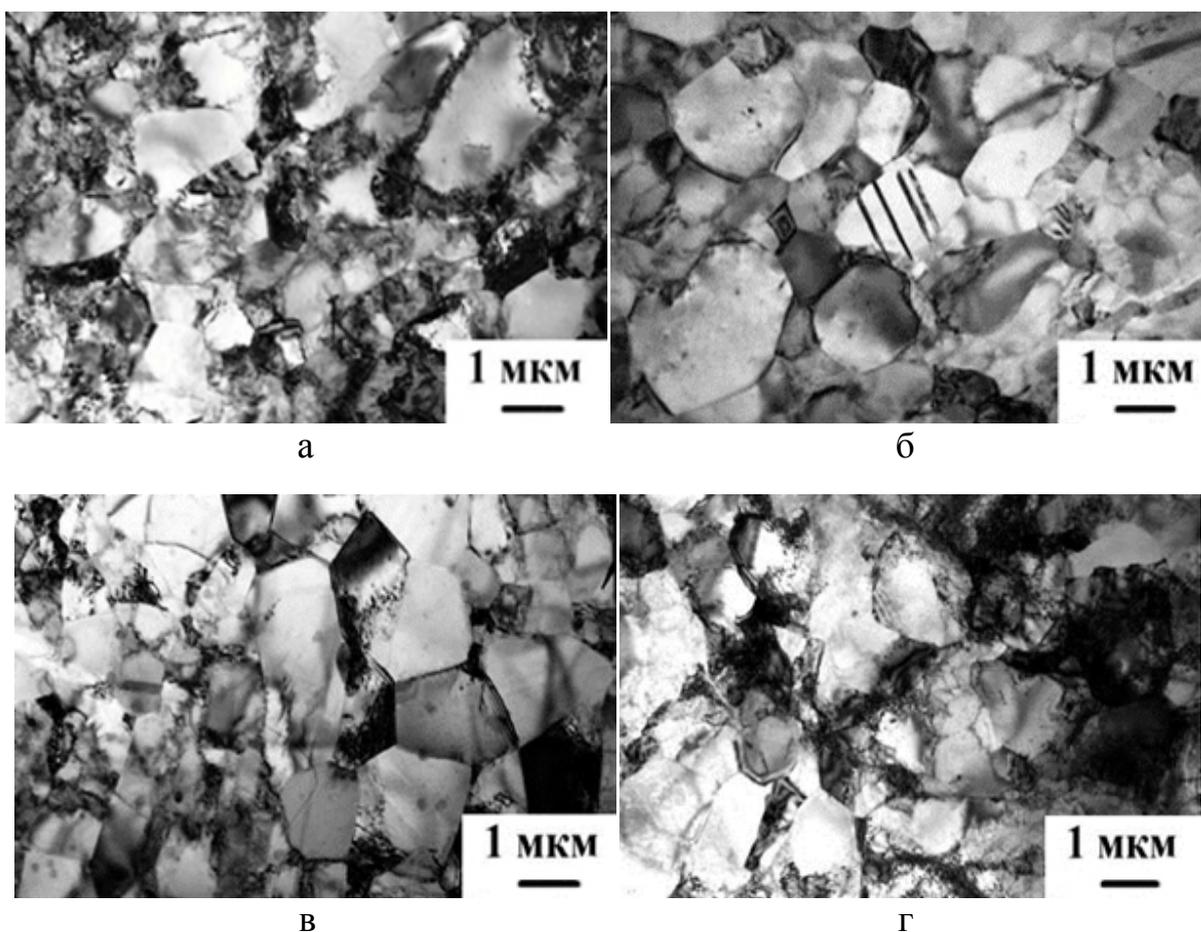
Повышение температуры прессования заготовки до  $100^{\circ}\text{C}$  снижает усилие прессования и сопротивление деформации, но увеличивается неравномерность течения металла, которая возрастает с увеличением температурного перепада между заготовкой и контейнером. Последнее приводит к неравномерному распределению сопротивления деформации по поперечному сечению заготовки. Охлаждение периферийных слоев ведет к более быстрому течению внутренних слоев заготовки (рисунок 5.8). Также при прессовании при  $100^{\circ}\text{C}$  наблюдается увеличение размера зерен (рисунок 5.7) и анизотропия свойств, заключающаяся в том, что в поперечном направлении прочностные характеристики выше, а пластические ниже, по сравнению с продольным направлением.

Исходя из вышесказанного, можно сделать вывод о том, что наиболее рациональным является прессование медного сплава М1 при комнатной температуре [109].



Рисунок 5.8 - Течение меди марки М1, x100

Изменения, происходящие в структуре меди, при РКУП были исследованы с помощью просвечивающей микроскопии по методике, приведенной в разделе 2 настоящей работы. Для возможности сравнения были сделаны снимки после 6 циклов РКУП при различных предварительных термических обработках (рисунок 5.9).



а – исходная структура+РКУП; б – отжиг+РКУП;  
в – нормализация + РКУП; г – закалка+РКУП

Рисунок 5.9 - Микроструктура меди после 6 циклов РКУП в ступенчатой матрице, полученная на просвечивающем электронном микроскопе

Минимальный средний диаметр зерна, полученный в ходе прессования меди марки М1 в равноканальной ступенчатой матрице составляет 0,6 мкм. Такой размер зерна получен после закалки и РКУП при комнатной температуре и 6 циклах деформирования [78, с.15].

### 5.2.2 Металлографический анализ латуни Л63 после РКУП

В результате прессования латуни при комнатной температуре происходит разрушение всех образцов, в не зависимости от их исходного структурного состояния. На рисунке 5.10 представлен вид образца латуни Л63 после РКУП. Видно, что уже после однократного прессования образец разрушился на четыре фрагмента [110].

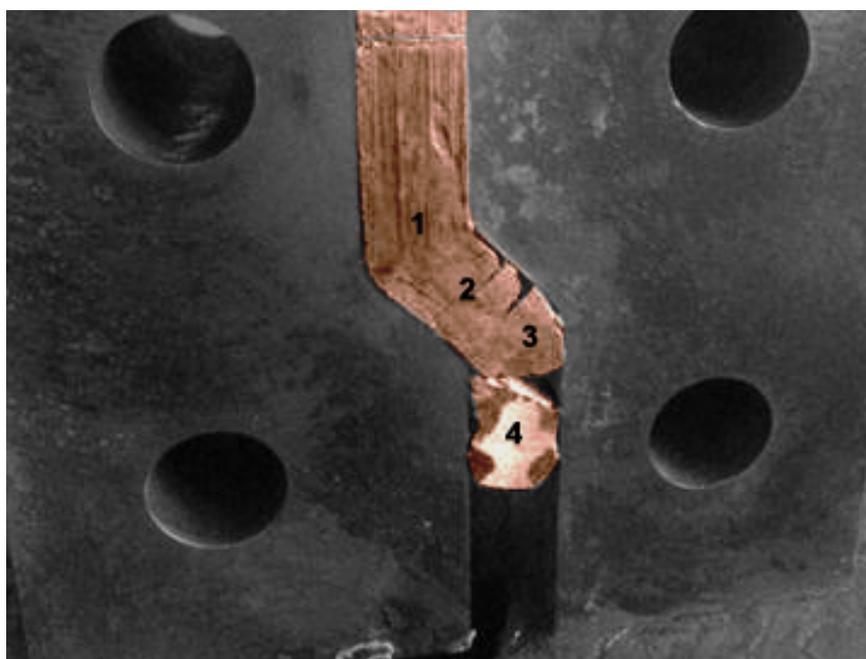
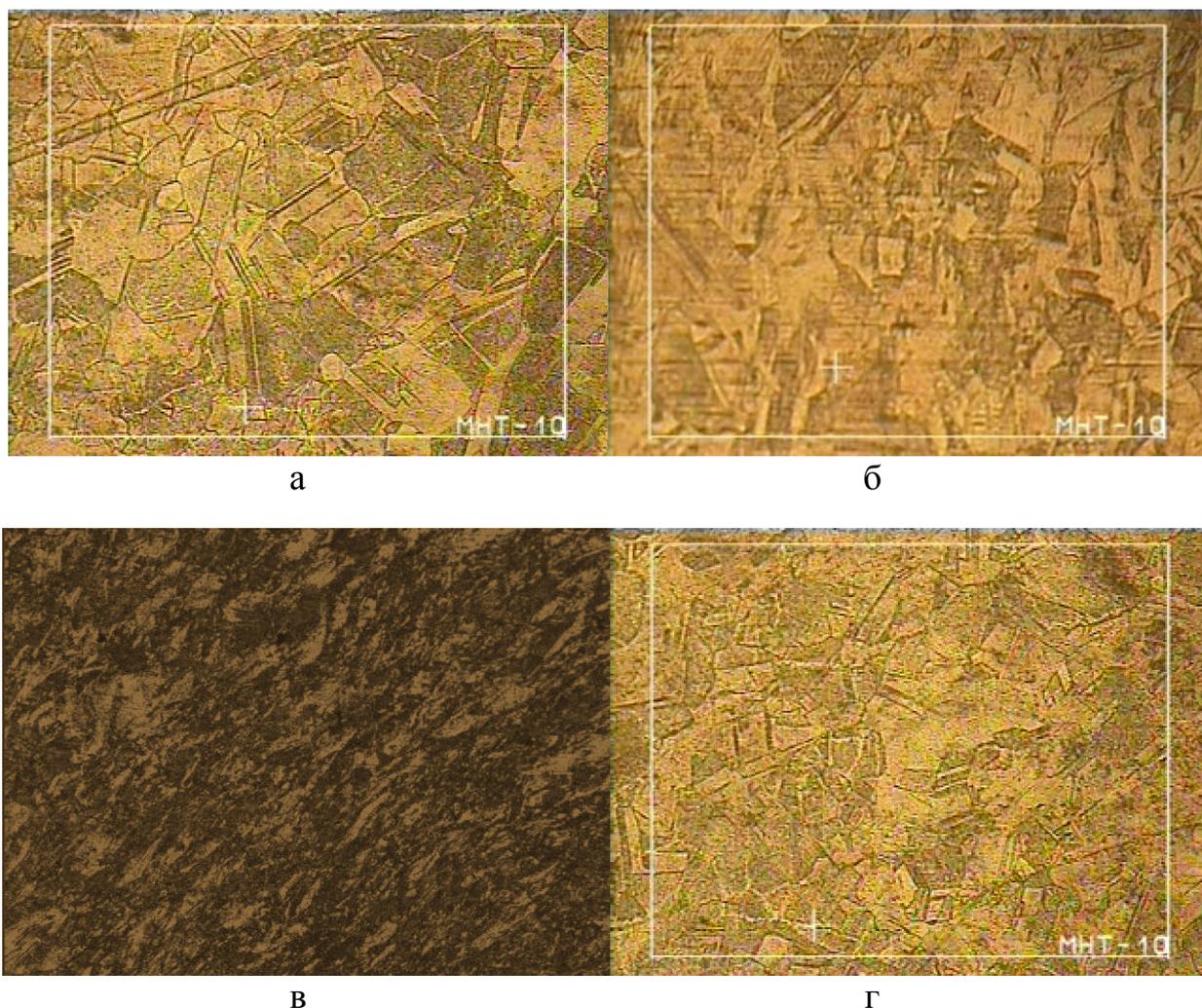


Рисунок 5.10 - Внешний вид образца латуни Л63 после однократного РКУП

Исследование микроструктуры 1-го фрагмента образца (обозначен цифрой 1 на рисунке 5.10), показало, что структура первой части 1-го фрагмента, расположенной после прессования в первом канале, практически не изменилась, по сравнению с исходной структурой (рисунок 5.11 а). Микроструктура второй части 1-го фрагмента на участке образца, расположенном в области перехода первого канала во второй были обнаружены сплюснутые зерна (рисунок 5.11б), образовавшиеся в результате деформации сжатия за счет осадки образца при упоре в дно первого канала. Во 2-м и 3-м фрагментах образца, полностью прошедших угол пересечения каналов (обозначены цифрами 2 и 3 на рисунке 5.10), форма зерен изменяется, они удлиняются вдоль направления течения (рисунок 5.11в). 4 фрагмент имеет уже более фрагментированную и правильную структуру (рисунок 5.11г) [111].



а – 1-ый фрагмент; б – 1-ый фрагмент в области угла; в – 2-ой фрагмент;  
г – 4-ый фрагмент

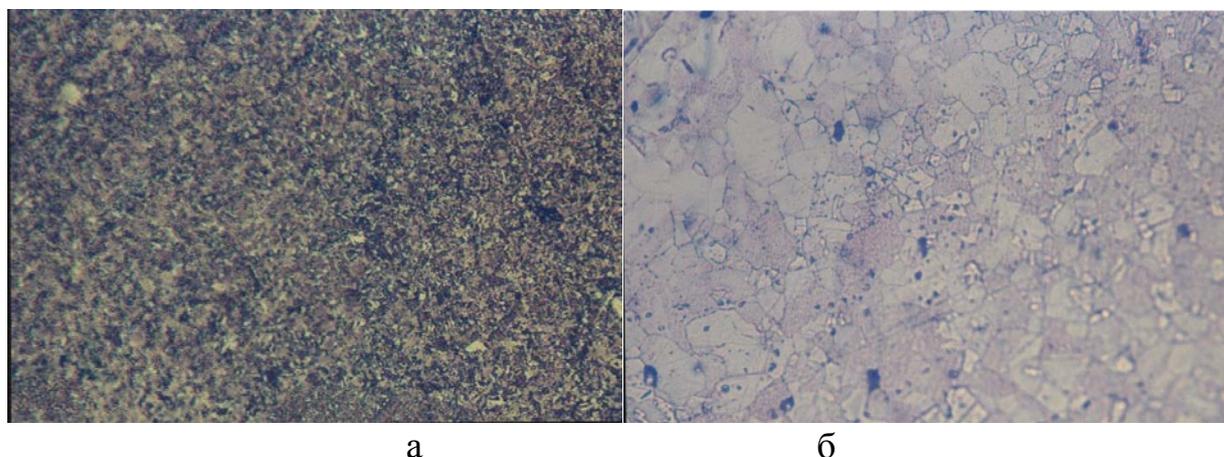
Рисунок 5.11 - Микроструктура образца латуни Л63 после однократного РКУП, х500

Разрушение латунных образцов произошло вследствие того, что латунь Л63 имеет в своей структуре  $\beta$ -фазу – твердый раствор на базе электронного соединения **CuZn** с объемно-центрированной кубической решеткой и упорядоченным расположением атомов. В интервале температур 0 - 458°C  $\beta$ -фаза представляет собой упорядоченный твердый раствор (обозначается на диаграмме  $\beta'$ ).  $\beta'$ -фаза отличается повышенной хрупкостью и твердостью. Присутствие  $\beta'$ -фазы затрудняет пластическую деформацию, но облегчает обработку резанием [112]. Кроме того, малые степени деформации перед термической обработкой латуни могут дать зерно повышенной хрупкости, а исходным материалом для наших заготовок служила катанка.

Так как разрушение образцов происходит из-за твердой  $\beta$ -фазы нагреем латунь при прессовании до 500°C, так как при нагреве выше 450°C  $\beta'$ -фаза превращается в неупорядоченный твердый раствор  $\beta$ , отличающийся большей пластичностью, чем  $\beta'$ -фаза. Прессование при температуре 500°C приводит к

разрушению закаленных образцов, а образцы после отжига выдерживают 3 прохода и затем тоже разрушаются.

Фотографии микроструктуры, полученные при изучении сплава Л63, после прессования, при  $t=500^{\circ}\text{C}$  представлены на рисунке 5.12.



а –  $\times 100$ ; б –  $\times 1000$

Рисунок 5.12 – Микроструктура латуни Л63 после 3 циклов прессования при температуре  $500^{\circ}\text{C}$ , средний диаметр зерна 2,3 мкм

Анализ микроструктуры сплава Л63 после РКУП показал, что после каждого цикла деформирования происходит интенсивное измельчение зерна. Но высокая температура прессования ведет к динамическому разупрочнению, из-за чего структура меньше прорабатывается и получается высокая степень разномерности. Увеличение циклов деформирования также приводит к разрушению образцов, что может быть связано с увеличением предельной растворимости цинка под действием деформации, так как  $\beta$ -фазы после 3 проходов РКУП на рисунке 5.12 наблюдается. Зерна также имеют определенную «крупчатость», свойственную сильно пересыщенным твердым растворам.

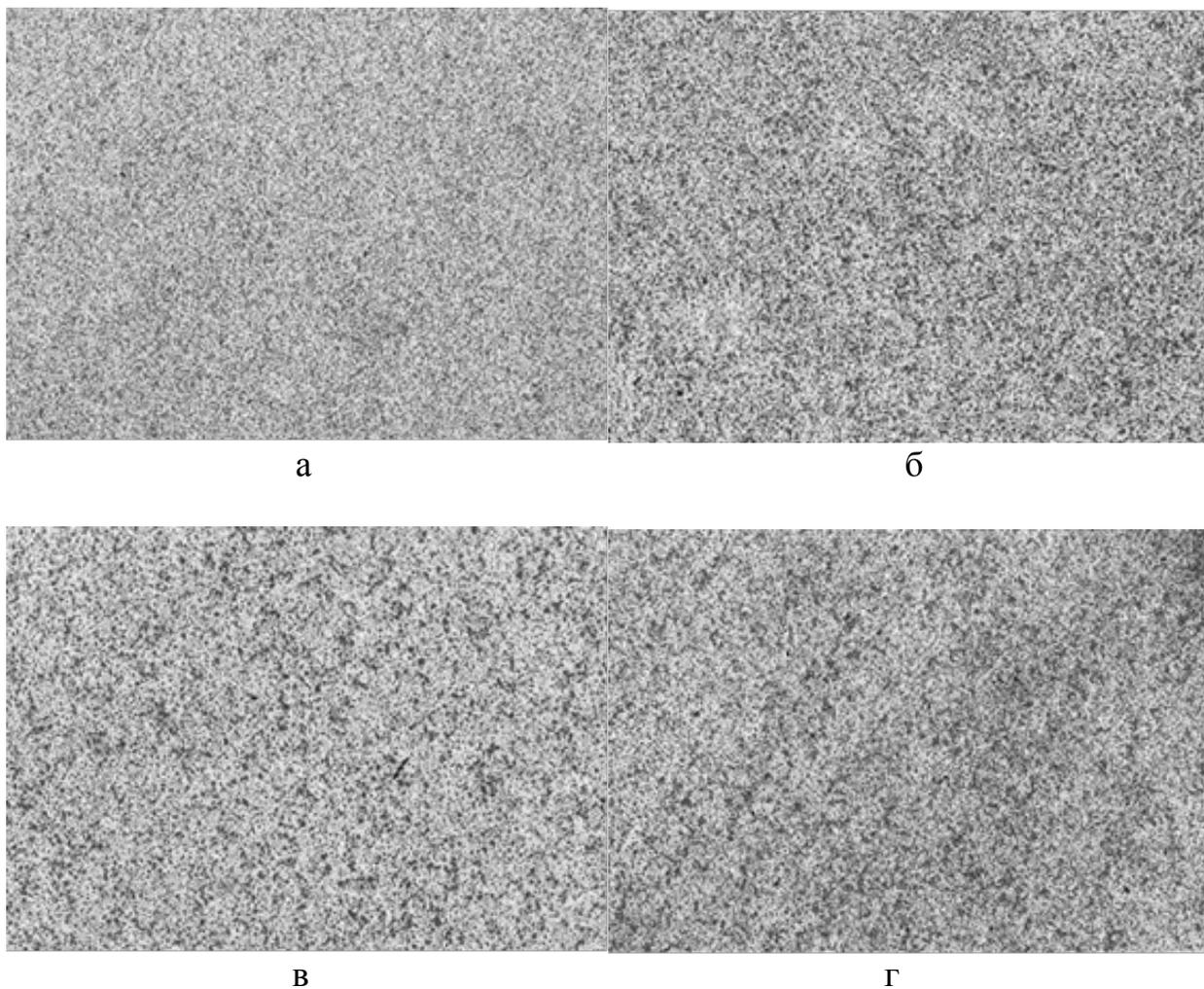
Наиболее интенсивное диспергирование зерен латуни наблюдается в первых проходах, а при последующей обработке скорость уменьшения размеров зерен быстро снижается. Однако из анализа приведенных результатов изменения размера зерен кристаллитов следует, что трехкратная обработка латуни РКУП не дает возможности получения ультрамелкозернистой структуры, так как полученные средние размеры зерен (2,3 мкм) на порядок больше требуемых.

Исходя из вышесказанного, можно сделать вывод о том, что если латунь предназначена для дальнейшей холодной обработки давлением, то лучше ее охлаждать после нагрева медленно, чтобы обеспечить максимально полный переход  $\beta$ -фазы в  $\alpha$ -фазу. В целом проведенные исследования показали, что основной процесс измельчения структуры, вне зависимости от механизма пластичности, происходит в момент протекания пластического течения

металла, а в дальнейшем происходит закрепление образовавшейся структуры [113].

### 5.2.3 Металлографический анализ стали марки 45 после РКУП

Фотографии микроструктуры, полученные при изучении стали марки 45 после РКУП представлены на рисунке 5.13.



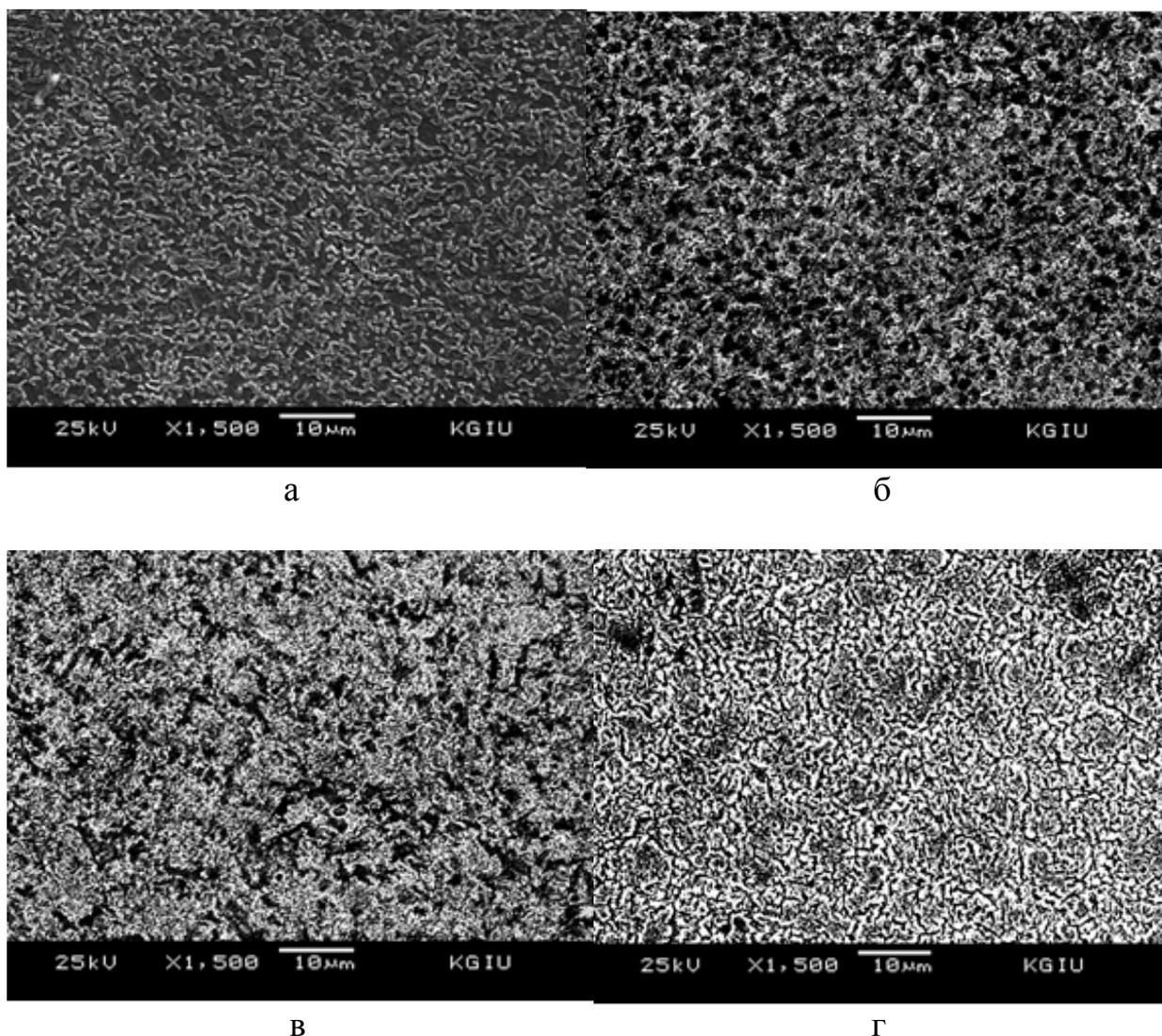
а – отжиг+РКУП, средний диаметр зерна 0,8 мкм; б – нормализация+РКУП, средний диаметр зерна 0,7 мкм; в – закалка+РКУП, средний диаметр зерна 0,5 мкм; г – закалка+высокий отпуск+РКУП, средний диаметр зерна 0,6 мкм

Рисунок 5.13 – Оптические фотографии микроструктуры стали марки 45 после 6 циклов РКУП в ступенчатой матрице,  $\times 1000$

Световой микроскопией не удалось выявить ультрамелкозернистую структуру, поэтому электронно-микроскопические исследования были выполнены на растровом сканирующем микроскопе JSM 5910, представленные на рисунке 5.14.

В ходе исследования микроструктуры стальных образцов было выявлено, что после каждого цикла деформирования зерно значительно измельчается, так

же как и в других материалах [114]. Интенсивное измельчение структурных составляющих происходит до 6-го цикла деформирования, при котором удалось получить относительно однородную зеренную и субзеренную структуру с размером зерна 0,26 - 1,5 мкм. После проведения восьми циклов деформирования размер зерен остается почти таким же, как и после проведения шести циклов.



а – отжиг+РКУП; б – нормализация+РКУП; в – закалка+РКУП;  
г – закалка+высокий отпуск+РКУП

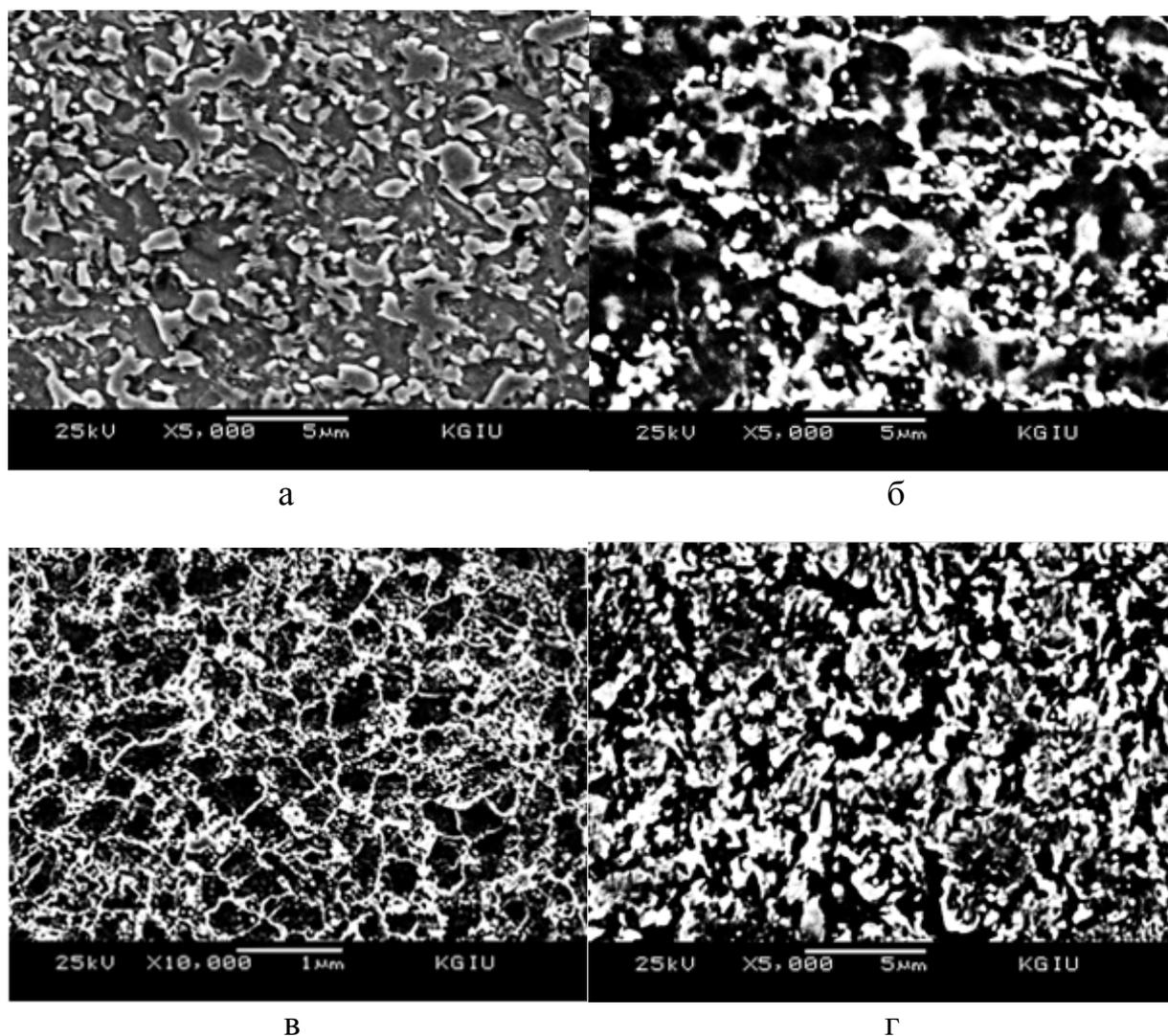
Рисунок 5.14 - Микроструктура стали марки 45 после 6 циклов РКУП в ступенчатой матрице, полученная на сканирующем электронном микроскопе

Независимо от исходного структурного состояния стали после РКУП сформировалась ультрамелкозернистая структура с размером зерна  $\approx 0,5$  мкм. Структура всех исследуемых образцов представляет собой ферритно-перлитную смесь. Цементитные частицы в перлите размером от 3500 до 200 нм и имеют несферическую форму. Минимальный размер зерна, полученный в ходе прессования стали марки 45 в равноканальной ступенчатой матрице,

лежит в пределах 0,5 мкм и достигается после проведения 6 циклов деформирования и предварительной термической операции – закалка [115].

#### 5.2.4 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после РКУП

Фотографии микроструктуры, полученные при изучении стали марки 35ХМ после прессования представлены на рисунке 5.15.



а – отжиг+РКУП, средний диаметр зерна 0,5 мкм; б – нормализация+РКУП, средний диаметр зерна 0,6 мкм; в – закалка+РКУП, средний диаметр зерна 0,4 мкм; г – закалка + высокий отпуск+РКУП, средний диаметр зерна 0,5 мкм

Рисунок 5.15 – Фотографии микроструктуры стали марки 35ХМ после 6 циклов РКУП в ступенчатой матрице

Анализ исследования микроструктуры стальных образцов марки 35ХМ показал что, как и в стали марки 45 после каждого цикла РКУП зерно значительно измельчается. После 6-го цикла деформирования получено

относительно однородная зеренная и субзеренная структура с размером 0,3 - 0,6 мкм. Цементитные частицы размером от 1500 до 150 нм имеют несферическую форму [116].

Независимо от исходной структуры стали (феррито-перлитная, мартенситная, сорбитная), в результате равноканального углового прессования в ступенчатой матрице структура представляет собой феррито-перлитную смесь. В стали с феррито-перлитной структурой основная часть углерода находится в перлите. После РКУП в стали с такой исходной структурой протекает фрагментация цементита в перлите, но не происходит его полное растворение.

В процессе прессования из-за больших приложенных усилий происходит измельчение карбидов и дальнейшее их перераспределение по структуре за счет выделения новых частиц в процессе деформации и переноса углерода на дефектах кристаллического строения. Несмотря на это, распределение дисперсных частиц карбидов по всему объему более однородное в структурах, полученных из мартенситного состояния, в сравнении со структурой, полученной из феррито-перлитного состояния [117].

В ходе эксперимента сталь марки 35ХМ со средним размером зерна 18 мкм после отжига и РКУП измельчилась в 30 раз, средний размер зерна составил 0,6 мкм (рисунок 5.15а). После проведения совместной операции предварительной термообработки – нормализации + РКУП минимальный размер зерна, полученный в ходе прессования стали в равноканальной угловой матрице, лежит в пределах 1,1-0,26 мкм (рисунок 5.15б). Это достигается после проведения 6 циклов деформирования, тогда как при прессовании стали в отожженном состоянии получение ультрамелкозернистой структуры достигается уже на пятом цикле деформирования, что говорит о преимуществе проведения изотермического отжига перед процессом РКУП.

В результате РКУП стали с мартенситной структурой удалось получить более однородную и мелкозернистую структуру с размером 0,2 – 0,7 мкм. Цементитные частицы размером от 1300 до 190 нм имеют несферическую форму (рисунок 5.15 в). Это объясняется тем, что сталь в исходном мартенситном структурном состоянии до равноканального углового прессования в ступенчатой матрице обладает наименьшим размером структурных составляющих за счет сформированных после закалки пластины малой толщины. РКУП сопровождается образованием мало- и высокоугловых границ в феррите, фрагментацией пластин феррита и мартенсита.

Закалка с высоким отпуском перед РКУП приводит к образованию в структуре участков феррита, почти не содержащих карбидов и участков с цементитными выделениями [118]. Ферритная составляющая фрагментируется в процессе теплового РКУП, зерна феррита имеют преимущественно большеугловую разориентировку и размеры от 180 до 1020 нм, также присутствуют цементитные частицы размером от 25 до 500 нм, которые имеют глобулярную форму. В процессе РКУП происходит растворение наиболее мелких карбидных частиц, расположенных внутри кристаллов  $\alpha$ -фазы, которые выделились при отпуске после закалки. Таким образом, в процессе РКУП происходит «очищение» областей феррита от карбидов, что

облегчает накопление деформации и развитие фрагментации таких участков. Так как существует наследование исходной зеренной структуры, то в стали со структурой сорбита доля высокоугловых границ зерен после РКУП больше, чем в сталях, подвергнутых РКУП после отжига, нормализации и закалки.

Анализ размеров и расположения карбидов в структуре исследуемой стали до и после РКУП в ступенчатой матрице показал, что предварительная термическая обработка влияет на наиболее однородное распределение как крупных, так и мелких карбидов, что наблюдается в сталях, которые были подвергнуты закалке и улучшению. В процессе равноканального прессования в ступенчатой матрице за счет приложения высоких усилий происходит измельчение карбидов на более мелкодисперсные, менее 10 нм и крупнодисперсные 25-50 нм и их перераспределение по структуре за счет переноса углерода на дефектах кристаллического строения и выделения новых частиц в процессе деформации. Несмотря на это, распределение дисперсных частиц карбидов во всем объеме более однородное в ультрамелкозернистых структурах, полученных из мартенситного и сорбитного состояний, в сравнении со структурой, полученной из феррито-перлитного состояния. Это происходит из-за того, что в стали с исходно феррито-перлитной структурой основная часть углерода находится в перлите [119].

#### 5.2.5 Металлографический анализ сплава АК9+С после РКУП

В результате прессования силумина АК9+С модифицированного лигатурой при комнатной температуре происходит его разрушение. На рисунке 5.16 представлен вид образца после РКУП. Видно, что уже после однократного прессования образец разрушился.

Выбор температуры и скорости деформирования для композиционного сплава АК9+С проводился с помощью дилатометра DIL805A/D фирмы «Baehr Thermoanalyse» (Германия) по методике приведенной в разделе 2.2.2.1 настоящей работы.

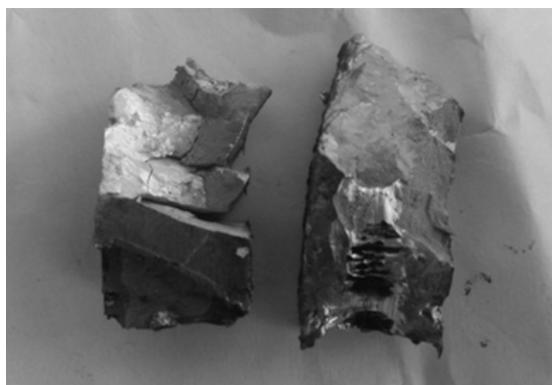
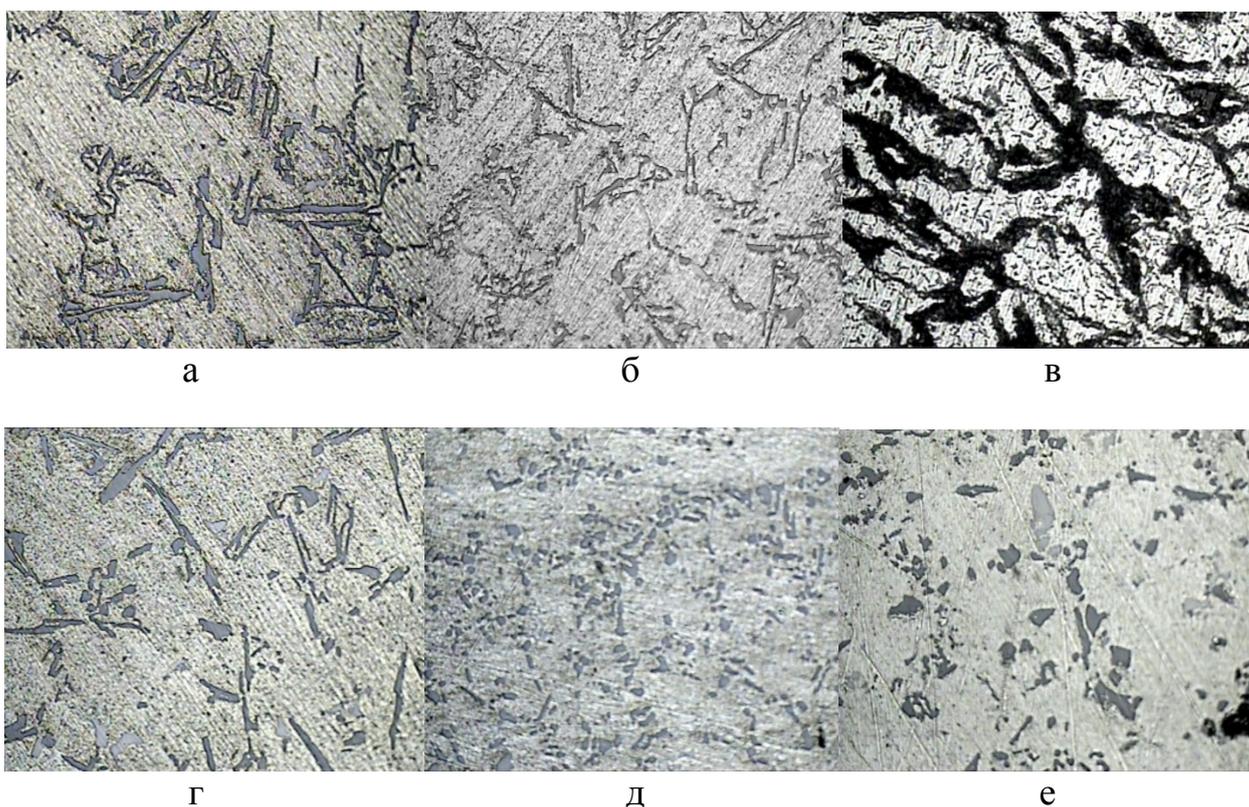


Рисунок 5.16 - Внешний вид образца силумина АК9+С после однократного РКУП при комнатной температуре

Исследования на пластометре проводились с обжатием от 10 до 70% при температурах от 25 до 500°C и разных скоростных нагружениях. В тесте ниже приводится описание не всех проведенных опытов, а только показавших характерные изменения образцов.

При визуальном осмотре осаженных образцов при температурах до 450°C просматривались небольшие трещины, которые располагались в основном в области максимальных растягивающих напряжений, также при скоростях деформирования превосходящих 1 мм/с в структуре наблюдаются микротрещины (рисунок 5.17в).

Микроструктура образцов, обжатых на 10%, состоит из смеси эвтектических фаз, причем кристаллы эвтектического кремния сохраняют свою крупную игольчатую форму и только в некоторых местах происходит частичное дробление этих иголок (рисунок 5.17г). При увеличении обжатия до 60% наблюдается сильное измельчение эвтектической смеси и кремнистой фазы (рисунок 5.17д), почти все иголки кремния дробятся на более мелкие части, структура представляет собой своеобразную матрицу с включениями иголок кремния.



а – исходная; б – осадка на 10% при  $T=400^{\circ}\text{C}$ ,  $v_{\text{деф}} = 1\text{мм/с}$ ; в – осадка на 10% при  $T=400^{\circ}\text{C}$ ,  $v_{\text{деф}} = 2\text{мм/с}$ ; г - осадка на 10% при  $T=450^{\circ}\text{C}$ ,  $v_{\text{деф}} = 1\text{мм/с}$ ; д - осадка на 60% при  $T=450^{\circ}\text{C}$ ,  $v_{\text{деф}} = 1\text{мм/с}$ ; е - осадка на 60% при  $T=450^{\circ}\text{C}$ ,  $v_{\text{деф}} = 1\text{мм/с}$ , а затем нагрев до  $500^{\circ}\text{C}$  и резкое охлаждение

Рисунок 5.17 – Микроструктура образцов, полученных после исследований на дилатометре DIL805A/D, x1000

Проведя анализ микроструктуры после термомеханической обработки – осадки на 60% при температуре 450°C, а затем нагреве до 500°C и резком охлаждении было получено, что структура претерпела более существенные изменения. Кристаллы кремния приняли более округлую форму, а игольчатых выделений практически не осталось, но в расположении округлых зерен просматривается определенная ориентация, свойственная бывшим иголкам (рисунок 5.17е). Исходя из выше сказанного, решено проводить процесс РКУП при температуре 500°C и скорости деформирования 1 мм/с с нагревом заготовок до 500°C после каждого цикла деформирования. Нагрев силумина АК9+С модифицированного лигатурой до 500°C при РКУП показал возможность его пластического деформирования до 3 проходов (рисунок 5.18), после чего образцы снова разрушались. Проведение трех циклов РКУП позволяет получать образцы без видимых разрушений.



Рисунок 5.18 - Внешний вид образцов при обработке при  $t=500^{\circ}\text{C}$

Заготовки, на которых возникали существенные трещины в процессе деформирования, явно не поддающиеся залечиванию к осуществлению следующих циклов деформирования не допускались.

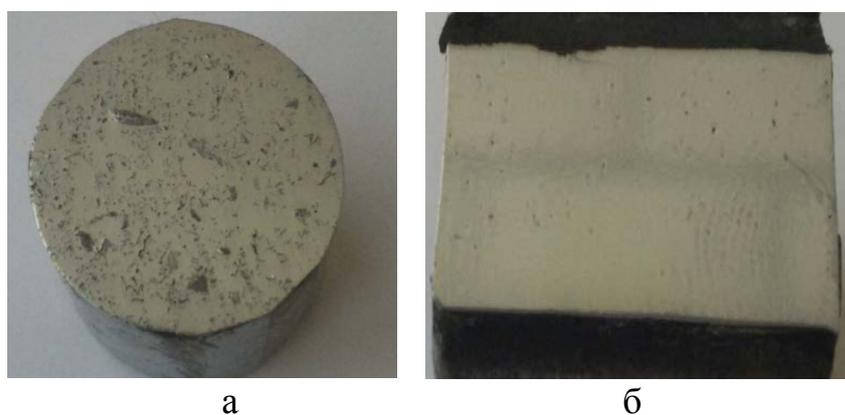
Увеличение нагрева до 550°C способствуют активному межзеренному окислению металла, что приводит к разрушению образцов прямо в печи (рисунок 5.19).



Рисунок 5.19 - Внешний вид разрушенных образцов при нагреве в печи

Вероятно, это происходит вследствие окисления неплотных лигатур, лигатуры теряют свои прочностные свойства и в некоторых случаях разрушаются. Однако при этом исследования структурного состояния этих лигатур не выявили существенных изменений. Это подтверждает проведенные исследования по выбору температуры деформирования данного композитного материала.

Макроструктура силумина АК9+С модифицированного лигатурой, содержащей наноструктурированный углерод в виде фуллереновой черни и синтезированные частицы стеклоуглерода, образовавшиеся в процессе получения лигатуры до прессования представлена на рисунке 5.19 а. Фотографии макроструктуры, полученные при изучении сплава АК9+С после прессования представлены на рисунке 5.20б.



а – исходный образец; б – образец после 1 прохода РКУП

Рисунок 5.20 – Макроструктура сплава АК9+С

Уже при визуальном макроанализе видно, что после первого прохода РКУП количество кремнистых включений становится меньше и структура становится более проработанной и равномерно распределенной.

Микроструктура полученных образцов после первого прохода и трех циклов РКУП представлена на рисунке 5.21. После РКУП уже при трех проходах деформирования происходит существенное измельчение структуры алюминия, по сравнению с исходной и не только на поверхности, но и в центре заготовки. Так исходный размер зерна, составляющий 22 мкм, после деформирования по предлагаемой технологии уменьшился до 3 мкм.

В образцах после первого прохода РКУП регистрируется достаточно тонко дифференцированная эвтектика, в которой отдельные игольчатые кристаллы кремния раздроблены, просматривается его колониальное строение. Границы между ними размыты и почти не определяются. В общем микроструктура не однородна, наряду с дисперсными областями имеют место более грубые «иголки» кремниевой фазы [106].

С увеличением количества циклов уменьшается доля кремниевой фазы в общей структуре сплава, а алюминиевой, соответственно, увеличивается. Тонко дифференцированная составляющая эвтектики полностью отсутствует.



Из представленных фотографий видно, что после всех рассмотренных циклов деформирования наблюдается измельчение включений за счет их дробления. При этом преимущественно происходит дробление крупных пластинчатых частиц. Дробление иглообразных частиц не так сильно. С увеличением количества циклов, первоначально ориентированные по границам зерен мелкие частицы распределяются хаотично по сечению образца [106, с.49].

### **5.3 Проведение металлографических исследований после окончательной термической обработки**

Существенным недостатком большинства сильно деформированных металлов и сплавов является почти полное отсутствие у них пластичности. Наблюдаемая при этом значительная хрупкость препятствует дальнейшей пластической обработке металла. Для придания металлу пластических свойств необходимо уменьшить внутренние напряжения, что достигается нагревом металла. Для того, чтобы подобрать необходимую окончательную термическую обработку нужно знать температуру начала рекристаллизации.

Для исследования термостабильности полученных металлов проведен анализ изменений металлографических параметров (размеры феррито-перлитных областей, карбидных частиц и их скоплений) и механических свойств (твердости).

По методике, описанной в разделе 4.3 настоящей работы, определяли температуру начала рекристаллизации полученных материалов.

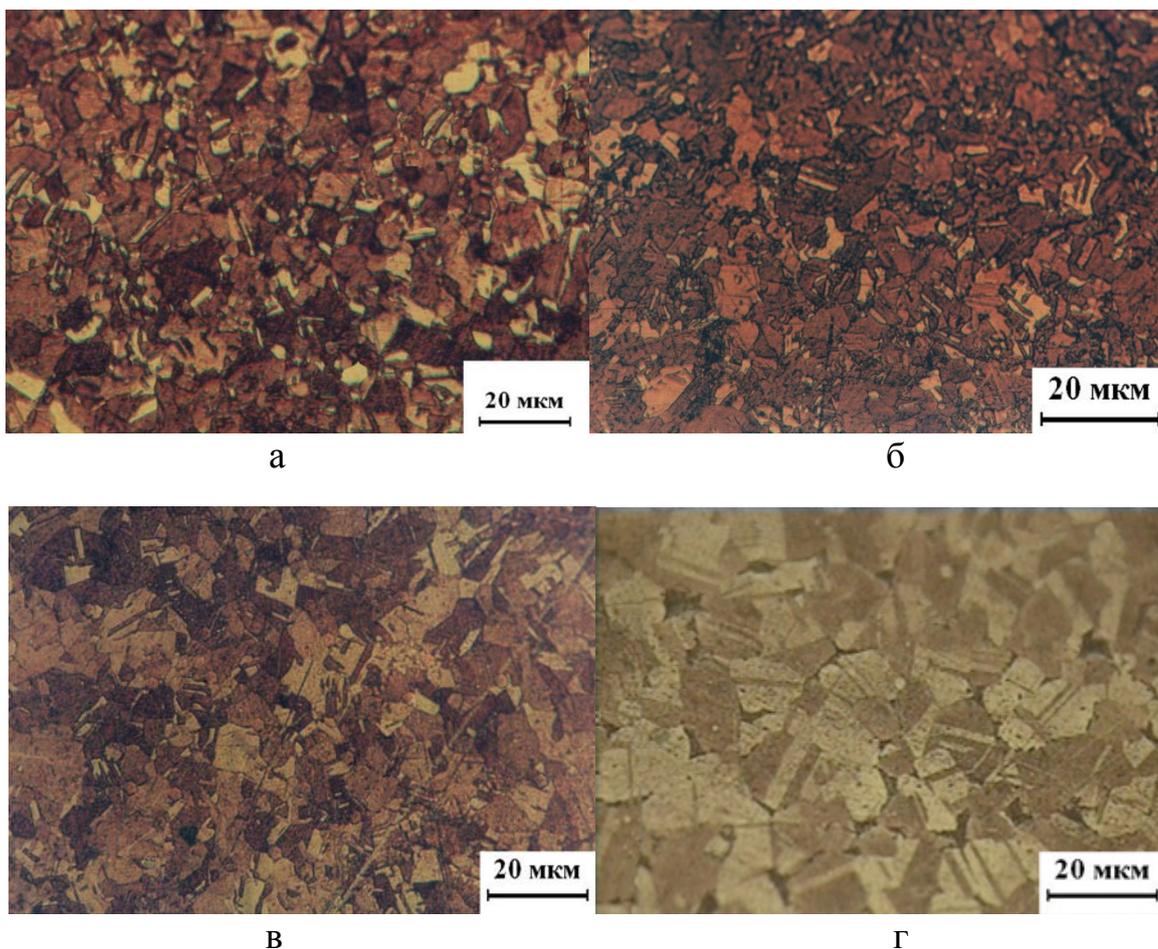
#### **5.3.1 Металлографический анализ меди марки М1 после нагрева**

Структура, сформированная в ходе РКУП при комнатной температуре, определяет поведение меди при последующем нагреве, поэтому для определения температуры начала рекристаллизации используем образцы после закалки + прессования 6 циклов при температуре 25°C, так как там получилась наиболее мелкозернистая структура.

Как было указано в разделе 4, тонкие пластинки из медного сплава отжигались при температурах в интервале 100 – 270°C.

Фотографии микроструктуры меди марки М1, полученные после нагрева, представлены на рисунке 5.24.

Анализ микроструктуры сплава М1 после нагрева показал, что отжиг медного сплава М1 при температурах 100-160°C (рисунок 5.24 а,б) приходится на температурный интервал возврата, для которого характерны постепенное понижение плотности дислокаций, уменьшение концентрации избыточных дефектов, перераспределение дислокаций приводящее к уменьшению уровня микроискажений.



а – отжиг  $T=100^{\circ}\text{C}$ ; б – отжиг  $T=160^{\circ}\text{C}$ ; в – отжиг  $T=220^{\circ}\text{C}$ ; г – отжиг  $T=270^{\circ}\text{C}$

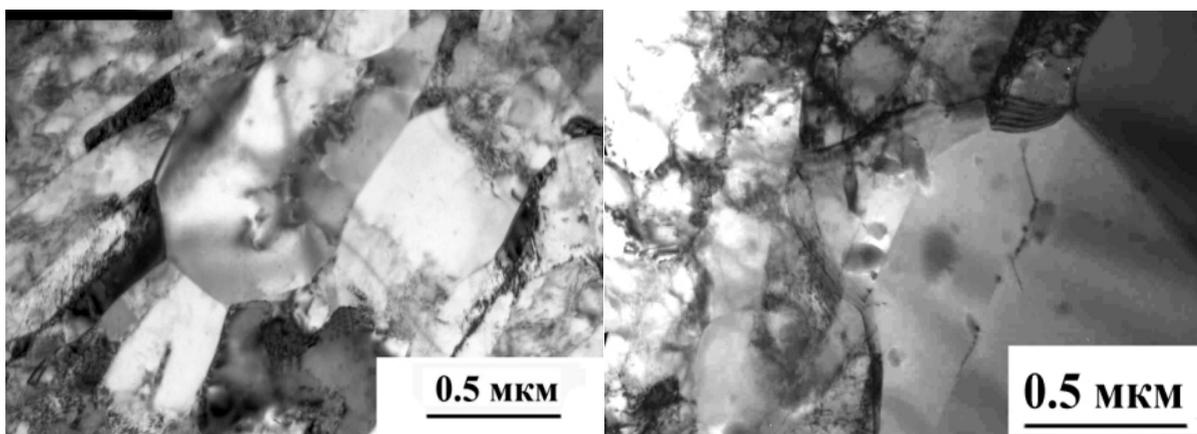
Рисунок 5.24 - Микроструктура сплава меди М1 после нагрева,  $\times 1500$

При температуре отжига  $220^{\circ}\text{C}$  начинается процесс первичной рекристаллизации, т.е. образование новых рекристаллизованных зерен из деформированной матрицы у границ в переходных полосах (рисунок 5.24в).

При дальнейшем повышении температуры отжига до  $270^{\circ}\text{C}$  в образцах после РКУП бурно протекает собирательная рекристаллизация, что совпадает с наблюдениями С.С. Горелика [120] при мелком зерне ( $d \leq \text{мкм}$ ) величина движущей силы собирательной рекристаллизации имеет тот же порядок, что и величина движущей силы первичной рекристаллизации. Структура, представленная на рисунке 5.24г, имеет полиэдрическую структуру, типичную для всех чистых металлов, с наличием двойников.

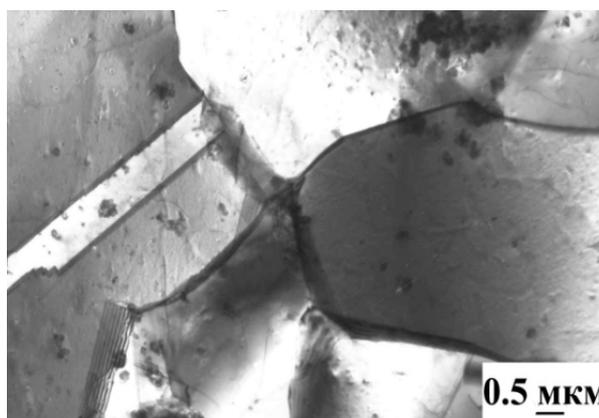
Для подтверждения металлографических исследований были проведены механические испытания и исследования микротвердости по Виккерсу, результаты, которых представлены в следующем разделе.

Рассмотрим изменения, происходящие в структуре деформированной меди при нагреве на просвечивающем электронном микроскопе (рисунок 5.25).



а

б



в

а – 160°C; б – 220°C; в – 270°C

Рисунок 5.25 - Микроструктура меди после 6 проходов РКУП при комнатной температуре и отжига, полученная на просвечивающем электронном микроскопе

После нагрева до 100°C не обнаружено заметного изменения структуры образца. При увеличении температуры нагрева до 160°C в структуре встречаются отдельные зерна с полосчатым контрастом на границах. Уменьшение доли зерен с внутренним сложным дислокационным контрастом указывает на некоторое снижение уровня внутренних напряжений (рисунок 5.25а).

В структуре наблюдаются единичные “зародыши” рекристаллизации размером 0,15 – 0,20 мкм, возникших на границах исходных деформированных зерен. То есть при температуре 160°C наблюдается начальная стадия рекристаллизации.

При повышении температуры отжига до 220°C в структуре образца произошли существенные изменения. При исследовании наблюдается смешанная структура, состоящая из областей, содержащих деформированные зерна и новые рекристаллизованные зерна размером 1 – 5 мкм (рисунок 5.25б). На границах новых рекристаллизованных зерен присутствует типичный полосчатый контраст, характерный для зерен, полученных в результате отжига.

Повышение температуры нагрева до 270°C приводит к формированию в образце меди полностью рекристаллизованной структуры (рисунок 5.25в). Размер зерен составляет 10 – 20 мкм. Зерна практически свободны от дислокаций. Внутри отдельных зерен видны двойники отжига. Границы зерен имеют характерный полосчатый контраст. Дальнейший нагрев не приводит к существенному росту зерен.

На основании вышесказанного можно сделать вывод о том, что после РКУП при рекристаллизации протекают такие же процессы, как и при отжиге обычной деформированной меди. Но с применением РКУП получена более мелкозернистая равноосная структура со средним размером зерна 15 мкм, тогда как медь, подвергнутая традиционным методам термической и термомеханической обработки имеет крупнозернистую структуру со средним зерном 50 мкм.

### 5.3.2 Металлографический анализ стали марки 45 после нагрева

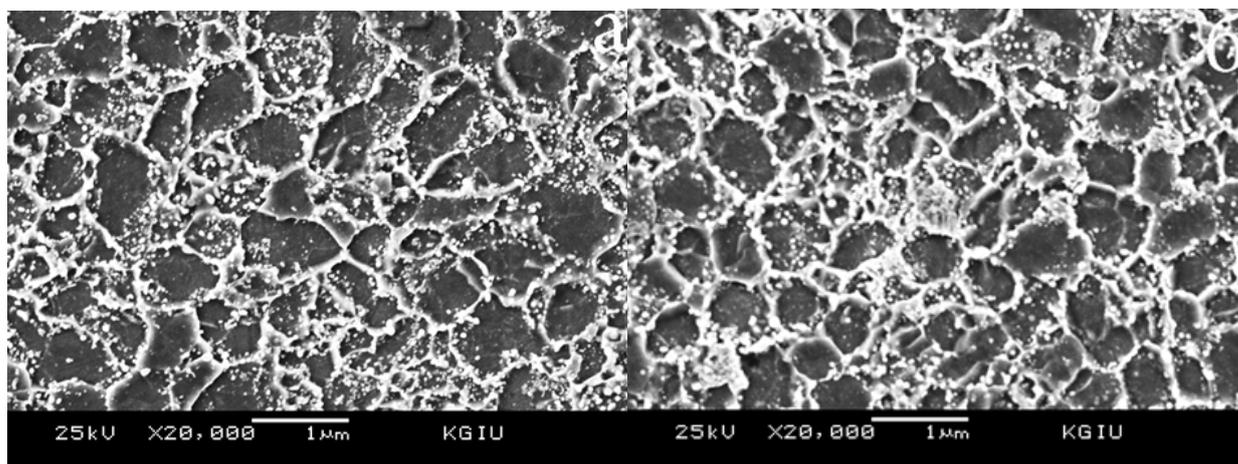
Образцы после РКУП разрезались на тонкие пластинки толщиной 5 мм и нагревались при температурах в интервале 300 – 500°C с длительностью выдержки 1 час. Охлаждение образцов проводится в воде.

Для определения температуры начала рекристаллизации используем образцы после закалки + прессование 6 циклов, так как структура, сформированная при таком процессе, получилась наиболее мелкозернистой.

Микроструктура после нагрева образцов из ультрамелкозернистой стали марки 45 приведена на рисунке 5.26.

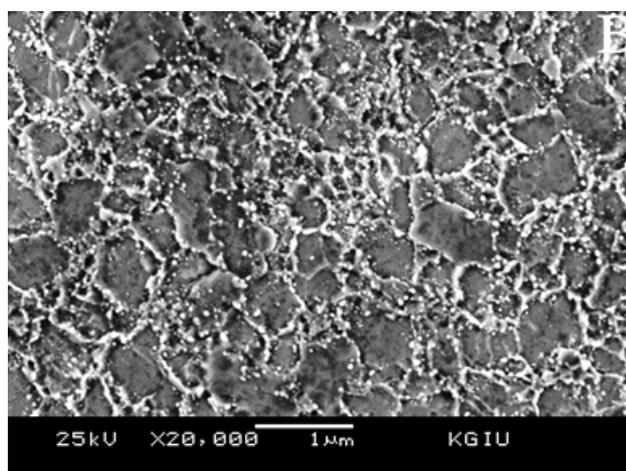
Методом сканирующей микроскопии было установлено, что ультрамелкозернистая структура в стали марки 45 сохраняется при нагреве до 400°C, и только при нагреве до 500°C появляются рекристаллизованные зерна, практически свободные от дислокаций, с равновесными тройными стыками зерен (рисунок 5.26в). Размер зерен перлита остается ультрамелкозернистым (1-0,25 мкм), что свидетельствует о сохранении при этой температуре нагрева ультрамелкозернистой структуры.

Нагрев до температуры 400°C приходится на температурный интервал возврата. При повышении температуры отжига до 560°C в образцах после РКУП протекает собирательная рекристаллизация [115, с.58].



а

б



в

Рисунок 5.26 - Микроструктура стали марки 45 после нагрева при 300°C (а), 400°C (б), 500°C (в), полученная на сканирующем электронном микроскопе

### 5.3.3 Металлографический анализ стали марки 35ХМ после нагрева

Структура, сформированная в ходе РКУП и предварительного улучшения, имеет наибольшую долю высокоугловых границ зерен по сравнению с образцами, подвергнутыми РКУП после нормализации, отжига и закалки, поэтому для определения температуры начала рекристаллизации используем образцы после улучшения + прессование 6 циклов. А также из-за наследования исходной зеренной структуры в сталях со структурой сорбита доля высокоугловых границ зерен после РКУП больше, чем в сталях, подвергнутых РКУП после отжига, нормализации и закалки.

Микроструктура образцов стали марки 35ХМ после нагрева приведена на рисунке 5.27.

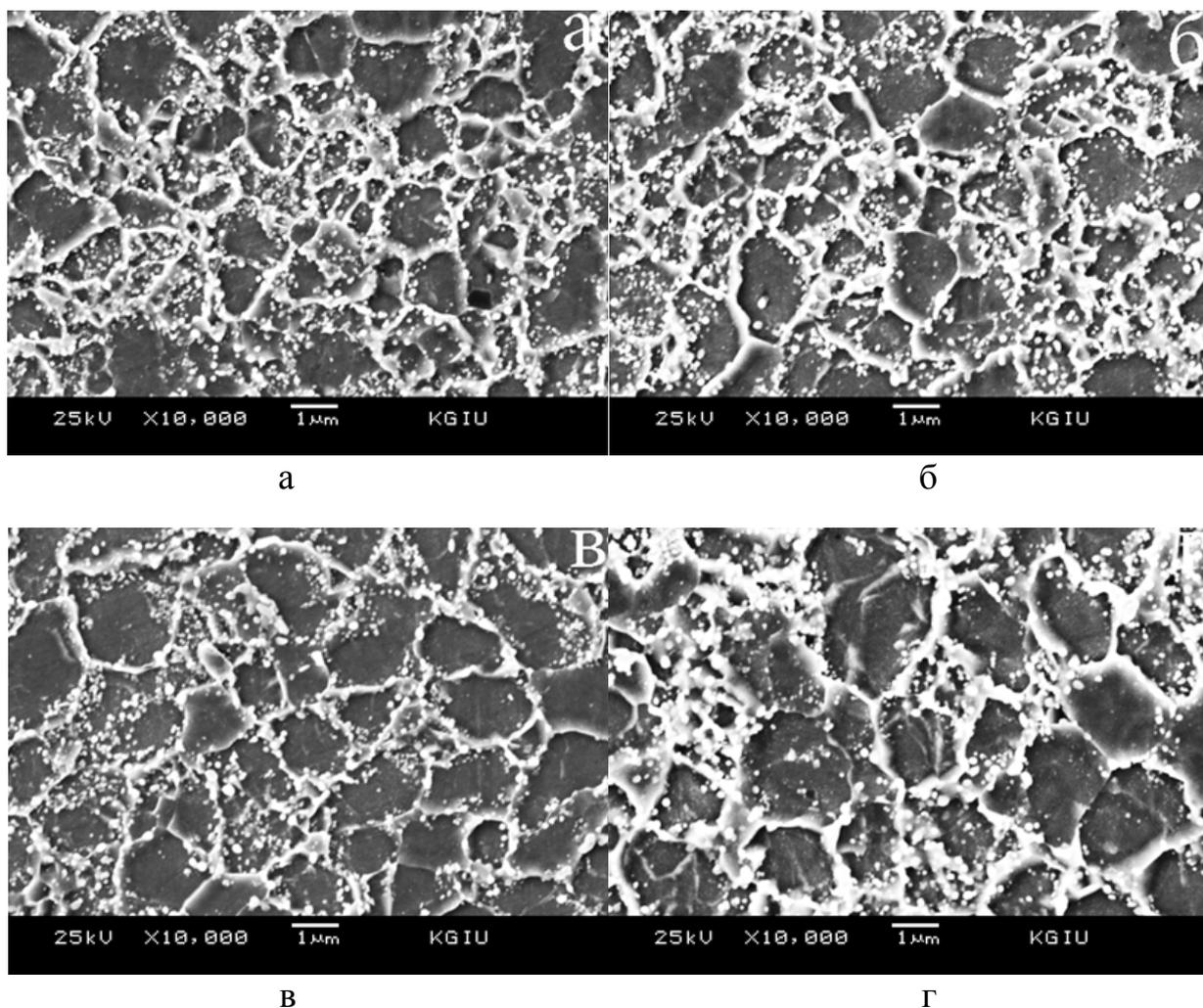


Рисунок 5.27 - Микроструктура стали марки 35ХМ после нагрева при 300 °С (а), 400 °С (б), 500 °С (в), 600 °С (г) полученная на сканирующем электронном микроскопе

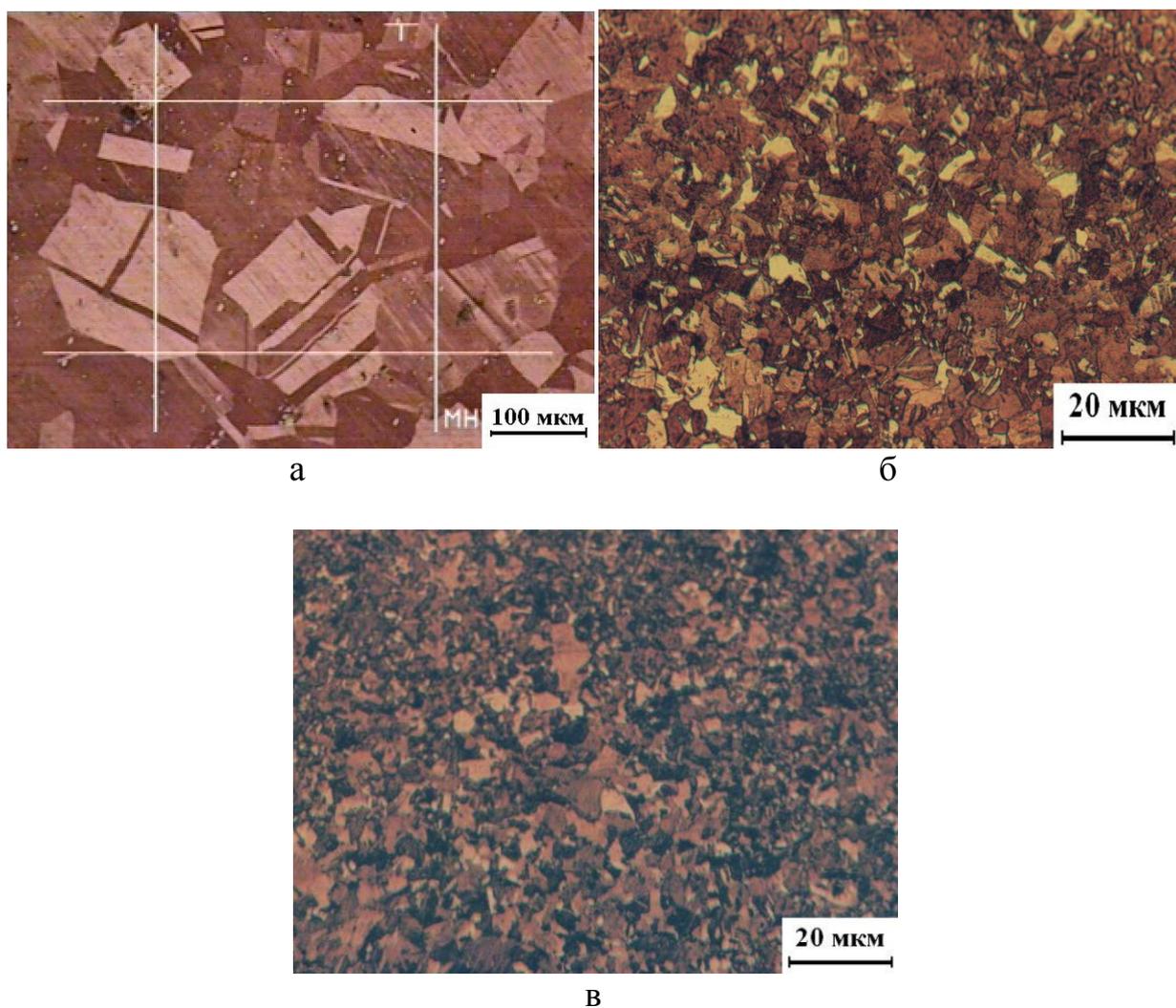
Электронно-микроскопический анализ показал, что при нагреве стали 35ХМ до температуры 300-400°С структура (как и микроструктура стали 45) сохраняет свое частично ультрамелкозернистое строение (рисунок 5.26 а,б). Структура становится разнoзернистой, наряду с ультрамелкозернистой структурой (в среднем 0,5 мкм) присутствует и зерна величиной до 1,2 мкм. Наблюдается значительное количество карбидных частиц.

При температуре 500°С зерна растут, что свидетельствует о начале рекристаллизационных процессов, размер зерен составляет 1,5 – 2,0 мкм. Полученные результаты свидетельствует о процессах рекристаллизации и роста зерна перлита. При нагреве до 600°С размер зерен увеличивается и составляет 2,0-3,0 мкм. Зерна при этом становятся равноосными. В структуре обнаруживаются и относительно крупные частицы карбидов с размерами от 40 до 130 нм, что свидетельствует о протекании наряду с процессом рекристаллизации перлита процессов коагуляции карбидной фазы [105, с.281].

## 5.4 Проведение металлографических исследований меди после РКУП с интенсивным охлаждением

Уменьшению структуры меди до наноразмерной противостоят два фактора - динамическая рекристаллизация, которую не удается подавить полностью (т.е., пластическая деформация и в этом случае является физико-химическим процессом, сопровождаемым как образованием мелкокристаллической структуры, так и рекристаллизацией вследствие невозможности быстрого отвода излишнего тепла) и низкая термическая стабильность получаемой субмикроструктуры [121].

На рисунке 5.28а приведена микроструктура меди в исходном состоянии, а также после четырехкратного пропускания заготовки через равноканальную ступенчатую матрицу, без дополнительного охлаждения после пластической деформации (рисунок 5.28б), а на рисунке 5.28в- полученная с охлаждением металла жидким азотом после каждого прохода.



а – исходное состояние; б – без дополнительного охлаждения;  
в - охлаждение жидким азотом

Рисунок 5.28 - Микроструктура меди в исходном состоянии и после обработки равноканальным угловым прессованием

Металлографический анализ меди после РКУП в ступенчатой матрице показал, что на начальной стадии прессования исходные зерна ориентируются под углом к оси образца, но при этом субструктура исходных зерен плохо вытравливается. После четвертого цикла структура представляла собой частично ячеистую, частично полигонизованную структуру.

Особенностью микроструктуры меди после охлаждения в азоте является наличие аномально крупных зерен на фоне мелкозернистой матрицы. Эти зерна в большинстве случаев содержат двойники.

В таблице 5.1 приведены сравнительные данные размеров зерен кристаллитов меди в исходном состоянии и после обработки.

Таблица 5.1 - Результаты исследования деформирования меди в равноканальной матрице

Вид обработки	Средний диаметр зерна, мкм	
	РКУП	РКУП с охлаждением жидким азотом
Исходное состояние	120	120
1 проход	63	47
2 проход	37	18
3 проход	11	7
4 проход	6	3

Результаты, приведенные в таблице, показывают, что наиболее интенсивное диспергирование зерен меди наблюдается в первых проходах, особенно с охлаждением в азоте, а при последующей обработке скорость уменьшения размеров зерен снижается. Из анализа приведенных результатов изменения размера зерен кристаллитов следует, что четырехкратная обработка меди РКУП не дает возможности получения ультрамелкозернистой структуры, так как полученные средние размеры зерен (6 мкм) на порядок больше требуемых, а при обработке азотом этот же размер кристаллитов мы можем получить за 3 прохода [122].

В целом проведенные исследования показали, что основной процесс измельчения структуры, вне зависимости от механизма пластичности, происходит в момент протекания пластического течения металла, а в дальнейшем происходит закрепление образовавшейся структуры. Сам факт уменьшения конечного зерна в случае попадания образца после обработки в условия быстрого охлаждения (закалка жидким азотом) свидетельствует о том, что процесс пластичности осуществляется через физико-химическое превращение металла с перекристаллизацией [123-124].

## 5.5 Проведение исследований механических свойств полученных материалов

После проведения всех обработок были произведены испытания на растяжение и определение микротвердости по Виккерсу по методике представленной в разделе 2 настоящей работы.

### 5.5.1 Механические свойства меди марки М1

На оптическом микроскопе Leica, оборудованном микротвердомером были произведены испытания на определение микротвердости по Виккерсу (рисунок 5.29). Результаты определения микротвердости меди после предварительной термической обработки представлены в таблице 5.2.

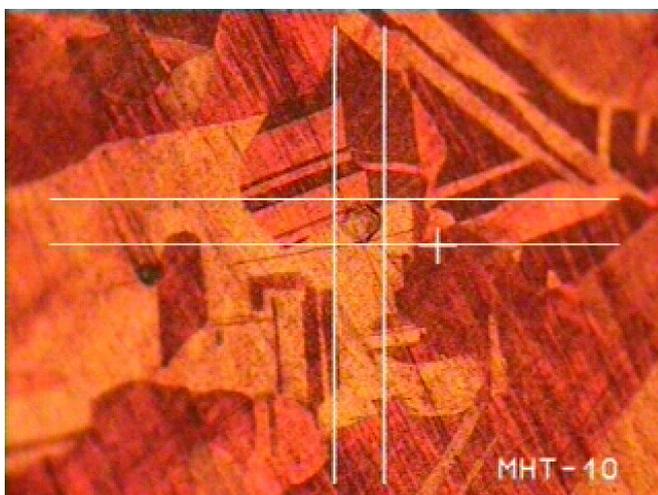


Рисунок 5.29 – Определение микротвердости меди

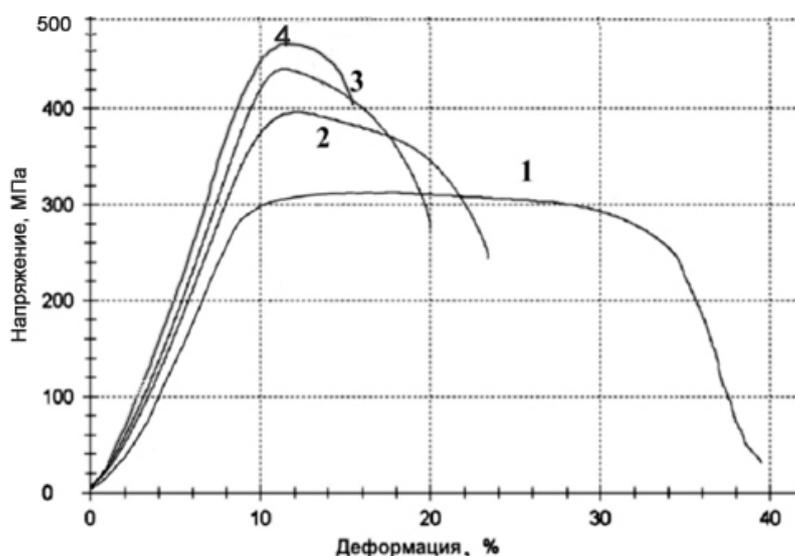
Таблица 5.2 - Результаты определения микротвердости меди марки М1, МПа

Вид термической обработки	После предварительной ТО	После РКУП
Исходная	580	1180
Отжиг	510	1150
Нормализация	470	1110
Закалка	450	1090

Значения микротвердости меди с ультрамелкозернистой структурой в два и более раза превышают микротвердость исходной крупнозернистой меди. Максимальные значения микротвердости для меди марки М1 составили 1180 МПа и получены они после РКУП исходной структуры - катанки.

На рисунке 5.30 представлены результаты испытаний на растяжение образцов меди в исходном состоянии (кривая 1) после отжига+РКУП (кривая 2), нормализации+РКУП (кривая 3), закалки+РКУП (кривая 4).

Видно, что прочностные свойства меди после РКУП заметно возрастают по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием. Временное сопротивление разрушению ( $\sigma_B$ ) увеличивается от 312 МПа в исходном состоянии до 398 МПа после отжига+РКУП, 440 МПа после нормализации+РКУП и 470 после закалки+РКУП, то есть возрастает в 1,3-1,5 раз. Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) увеличивается от 304 МПа в исходном состоянии до 362 МПа после отжига+РКУП, 414 МПа после нормализации+РКУП и до 440 при закалке, то есть возрастает в 1,2-1,5 раз. При этом сохраняется удовлетворительный уровень пластичности, **соответствующий минимальному уровню технического условия или ГОСТа**. Относительное удлинение ( $\delta$ ) уменьшается от 37% в исходном состоянии до 19; 16 и 12% после отжига, нормализации, закалки и последующего РКУП соответственно. Таким образом, уже после нескольких циклов РКУП в ступенчатой матрице можно получить образец с высокой прочностью при сохранении удовлетворительной пластичности.



1- исходная; 2 - отжиг+РКУП; 3 - нормализация+РКУП; 4 - закалка+РКУП

Рисунок 5.30 - Диаграммы растяжения образцов меди после РКУП при комнатной температуре

По данным механических испытаний построим графики зависимости временного сопротивления меди марки М1 от количества проходов при различных температурах прессования, рисунок 5.31-5.32.

При холодной деформации наиболее интенсивное упрочнение меди наблюдается до 2-3 проходов, а затем процесс деформационного упрочнения замедляется. Повышение температуры до 100°С приводит к заметному снижению сопротивлению деформации меди. Наиболее интенсивное упрочнение меди при этой температуре происходит при относительно

небольших степенях деформации (2 прохода), затем процесс деформационного упрочнения замедляется, а при последующем деформировании начинает проявляться динамическое разупрочнение, из-за чего структура меньше прорабатывается и получается разнорзернистой и с большим средним диаметром зерна. Исходя из вышесказанного, можно сделать вывод о том, что наиболее рациональным является прессование меди марки М1 при комнатной температуре. Максимальные значения прочностных механических характеристик для меди марки М1 получаются после закалки и прессования при комнатной температуре и составляют:  $\sigma_{0,2}=440$  МПа;  $\sigma_B=470$  МПа.

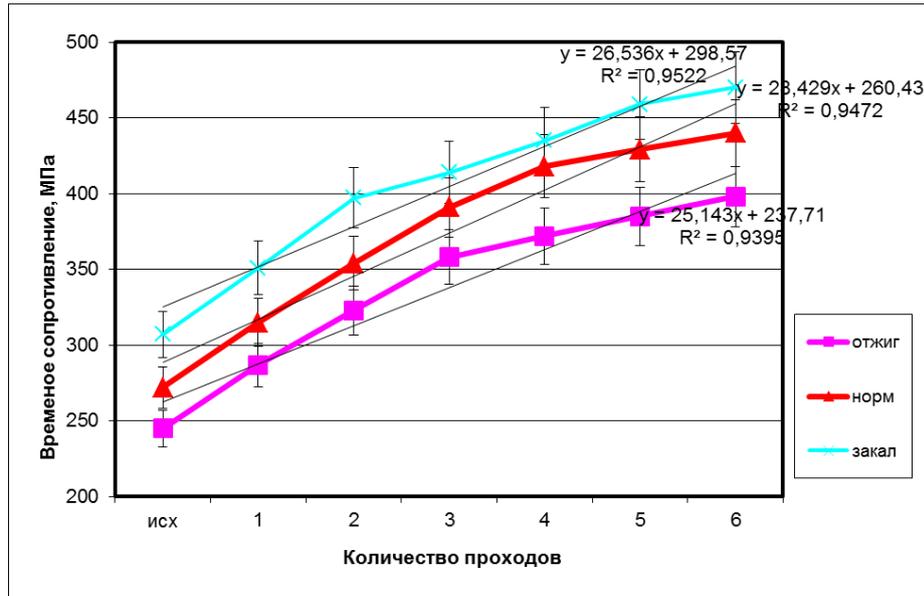


Рисунок 5.31 - Зависимость временного сопротивления меди марки М1 от цикла прессования при комнатной температуре

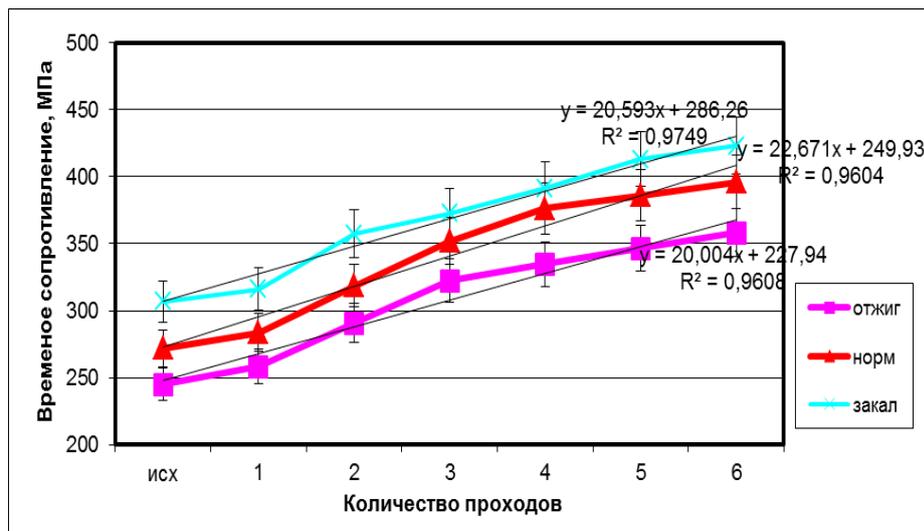


Рисунок 5.32 - Зависимость временного сопротивления меди марки М1 от цикла прессования при T=100°C

Для подтверждения металлографических исследований определения температуры начала рекристаллизации были проведены механические испытания на определение микротвердости по Виккерсу.

Сопоставим описанные выше структурные изменения с результатами измерения микротвердости при нагреве образцов до температур 100–270°C в течение 60 мин. На рисунке 5.33 представлена зависимость микротвердости образцов меди с ультрамелкозернистой структурой, полученной после РКУП и последующего нагрева.

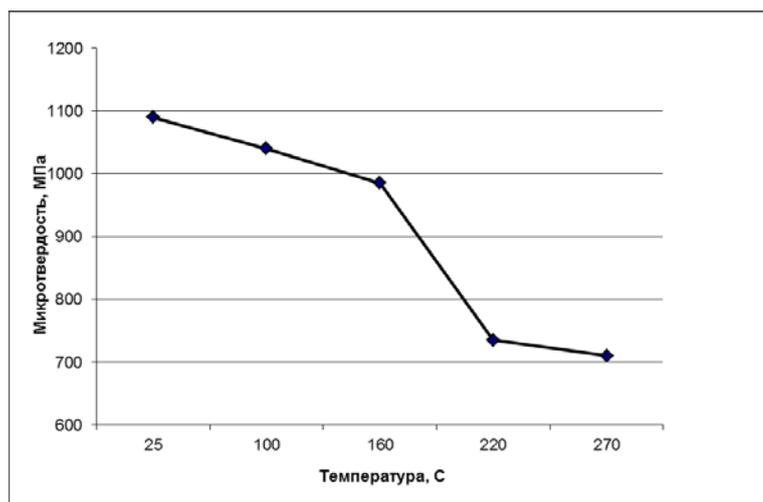


Рисунок 5.33 - Изменение микротвердости прессованных заготовок меди после нагрева

Видно, что отжиг при 100°C незначительно снижает значение микротвердости образцов в среднем на 50 МПа (с 1090 до 1040 МПа), что может быть связано с процессами возврата. После отжига при 220°C микротвердость образца снижается существенно (на 30%-735МПа), по сравнению с микротвердостью образцов меди с ультрамелкозернистой структурой, полученной при РКУП. Такое резкое снижение величины микротвердости свидетельствует о развитии процесса рекристаллизации, что подтверждается приведенными выше структурными наблюдениями (см. рисунки 5.24 и 5.25). Повышение температуры отжига до 270°C приводит к дальнейшему снижению микротвердости и к приближению ее значения к постоянной величине, характерной для полностью отожженной крупнозернистой меди (710 МПа).

За температуру начала рекристаллизации была принята температура 220°C, после которой наблюдается резкое снижение микротвердости на 305 МПа (30%), что совпадает с появлением новых рекристаллизованных зерен.

Из графика видно, что максимальная термическая устойчивость соответствует минимальной степени деформации, что соответствует диаграмме рекристаллизации меди [125]. Это означает, что несовершенная структура, соответствующая минимальной степени деформации, совершенствуется и становится зеренной в ходе нагрева, в то время как в остальных случаях имеет

место рост зерен в преимущественно зеренной структуре, сформированной в ходе деформации.

### 5.5.2 Механические свойства латуни Л63

После проведения закалки от разных температур были выполнены измерения микротвердости (таблица 5.3). Их результаты показывают, что после закалки от 400°C твердость сплава снизилась в сравнении с исходным состоянием (1150 МПа) до 960 МПа. Закалка от 700°C обеспечила получение твердости на уровне 1100 МПа. Закалка от 800°C с помощью быстрого охлаждения обеспечила получение за счет особенности структуры, описанной выше повышение показателей твердости до 1120 МПа.

Таблица 5.3 - Результаты определения микротвердости латуни Л63, МПа

Вид термической обработки	После предварительной ТО	После РКУП
Исходная	1150	разрушение
Отжиг	890	1273
Закалка 400°C	960	разрушение
Закалка 600°C	1100	разрушение
Закалка 800°C	1120	разрушение

Анализ данных микротвердости показывает, что деформирование латуни в равноканальной ступенчатой матрице уже после первого прохода дает увеличение прочности примерно на 20%, а после третьего прохода разница в прочности составляет 43%.

На рисунке 5.34 и в таблице 5.4 представлены результаты испытаний на растяжение образцов латуни Л63 после предварительной термической обработки – отжиг и РКУП в исходном состоянии (кривая 1) после 1 прохода (кривая 2), 2 проходов (кривая 3) и 3 проходов (кривая 4).

В исходном состоянии (после отжига) латунь имеет площадку текучести и протяженный участок деформационного упрочнения. Длина участка равномерной пластической деформации при растяжении после проведения РКУП уменьшается с увеличением количества проходов, а площадка текучести пропадает совсем.

Видно, что прочностные свойства латуни даже после трех проходов РКУП заметно возрастают по сравнению с исходным состоянием. Временное сопротивление разрушению ( $\sigma_B$ ) увеличивается от 450 МПа в исходном состоянии до 685 МПа после первого прохода и до 850 МПа после третьего прохода, то есть возрастает почти в 2 раза.

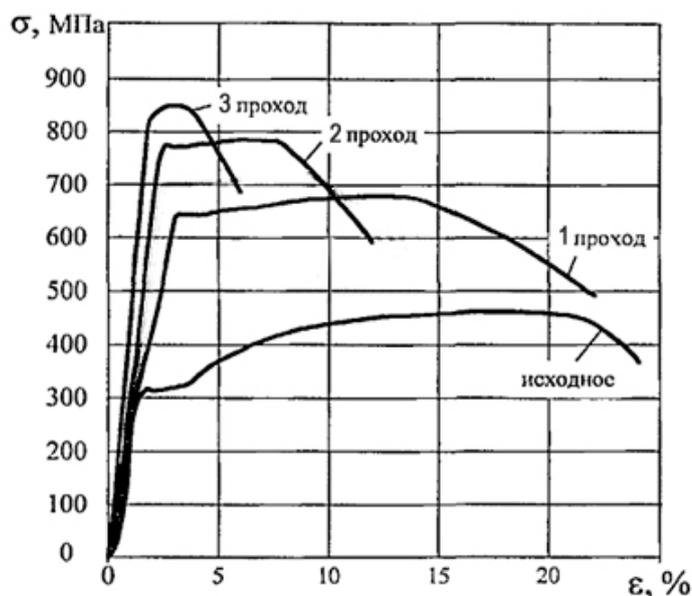


Рисунок 5.34 - Диаграммы растяжения образцов латуни Л63

Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) увеличивается от 320 МПа в исходном состоянии до 630 МПа после первого прохода и до 810 МПа после третьего прохода, то есть возрастает почти в 3 раза. При этом сохраняется удовлетворительный уровень пластичности.

### 5.5.3 Механические свойства стали марки 45

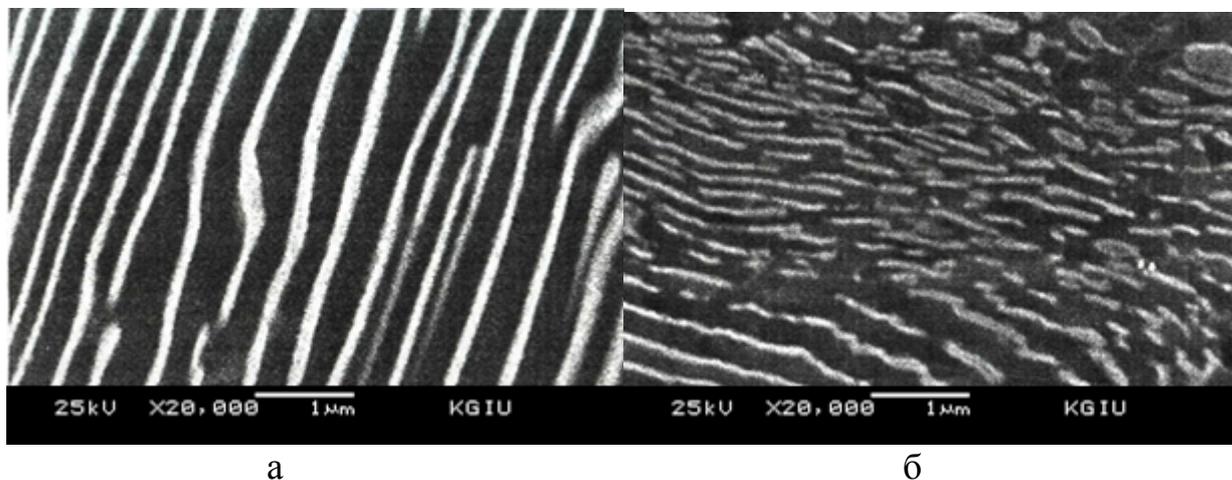
Результаты определения микротвердости стали марки 45 после предварительной термической обработки и РКУП представлены в таблице 5.4.

Таблица 5.4 - Результаты определения микротвердости стали марки 45, МПа

Вид термической обработки	После предварительной ТО	После РКУП
Отжиг	1090	2430
Нормализация	1260	2520
Закалка	1750	2820
Улучшение	1515	2690

Результаты исследования микротвердости стали марки 45 свидетельствуют, что РКУП позволяет получить достаточно однородную твердость по сечению, что объясняется формированием однородной дисперсной структуры в поперечном сечении заготовки под воздействием РКУП. Также следует отметить, что при РКУП происходит более интенсивная проработка сердцевины заготовки, что, видимо, связано с эквивалентной деформации за один проход и большой полной эффективной деформации после многократной деформации. После шести проходов РКУП микротвердость по

сравнению с исходным состоянием возрастает примерно в 2 раза. При этом основной прирост твердости приходится на первый проход - 20%. Такая высокая твердость объясняется интенсивным диспергированием перлита, а также уменьшением толщины ферритных промежутков в перлите, что увеличивает сопротивление пластическому деформированию (рисунок 5.35).



а – исходная, б – после 6 проходов РКУП

Рисунок 5.35 - Строение перлитной составляющей в стали марки 45

На рисунке 5.36 и в таблице 5.5 представлены результаты испытаний на растяжение образцов стали марки 45 после предварительной термической обработки – нормализация и РКУП в исходном состоянии (кривая 1) после 1 прохода (кривая 2), 2 проходов (кривая 3), 4 проходов (кривая 4) и 6 проходов (кривая 5).

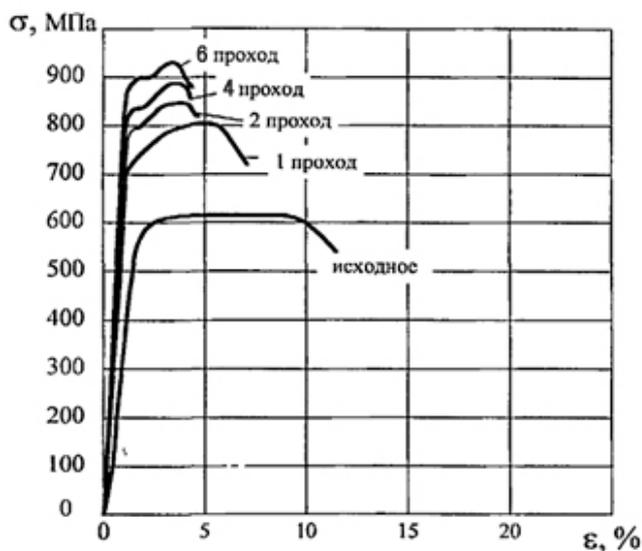


Рисунок 5.36 - Диаграммы растяжения образцов стали марки 45 после нескольких проходов РКУП

Наибольшее изменение значений предела текучести и временного сопротивления (как и изменение микротвердости) происходит после первого прохода РКУП. Значения пределов текучести и временного сопротивления увеличиваются с 545 до 726 МПа (абсолютный прирост составляет 181 МПа) и с 619 до 809 МПа (абсолютный прирост составляет 190 МПа), соответственно. При последующих проходах РКУП это увеличение происходит более равномерно. Основное падение относительного удлинения также происходит после первого прохода РКУП с дальнейшим равномерным уменьшением. Снижение указанных характеристик по сравнению с исходным состоянием до РКУП составляет примерно в 3 раза.

Таблица 5.5 - Результаты проведения механических испытаний для стали марки 45 после проведения РКУП

Количество проходов	Микротвердость, МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Временное сопротивление $\sigma_B$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %
Исходное	1260	545	619	41,6	11,7
1 проход	1735	726	809	26,8	6,8
2 прохода	2050	787	841	23,5	5,0
3 прохода	2220	803	867	21,1	4,8
4 прохода	2375	817	891	18,5	4,6
5 проходов	2470	842	908	15,0	4,3
6 проходов	2520	863	922	11,4	4,1

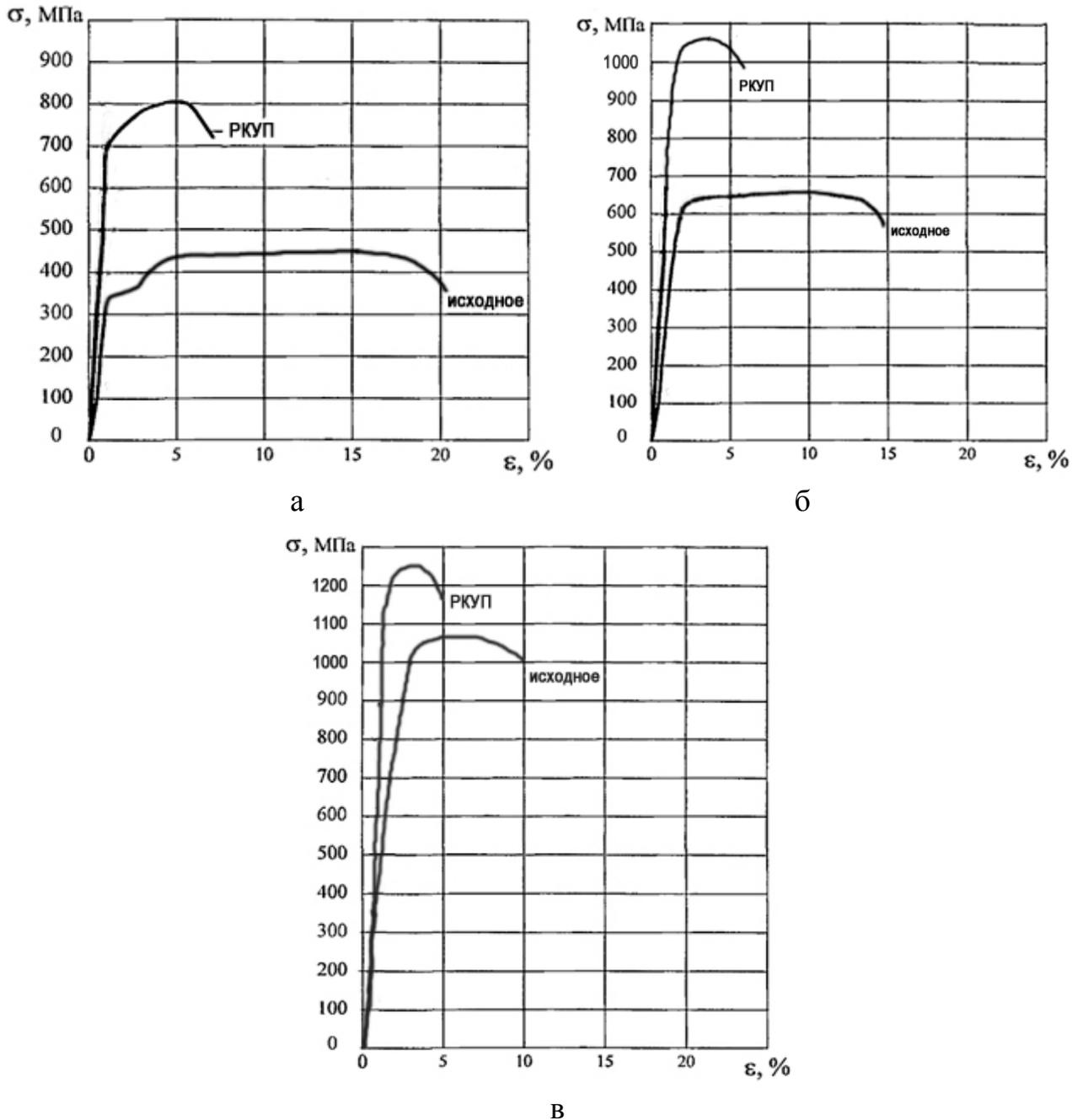
Как известно, характеристикой, наиболее полно отражающей способность материала к пластическому деформированию, является относительное сужение в области шейки. Относительное сужение в стали марки 45 меняется с 41,6 до 11,4%, т.е. происходит уменьшение в 3,6 раза. Падение значений относительного сужения этой марки стали более равномерно распределено по проходам РКУП.

Результаты проведения механических испытаний для стали марки 45 после проведения различных предварительных термических обработок и РКУП представлены на рисунке 5.37 и в таблице 5.6.

На рисунке 5.37 представлены кривые «напряжение–деформация» в исходном состоянии и после РКУП для разных структурных состояний. До РКУП сталь с феррито-перлитной структурой (после отжига) обладает низкими значениями предела текучести  $\sigma_T=370$  МПа и высоким удлинением до разрушения 17–18 % (рисунок 5.36 а). РКУП в ступенчатой матрице приводит к видимому изменению вида диаграммы «напряжение–деформация» для стали с исходной феррито-перлитной структурой. На кривой пропадает площадка текучести, а пределы текучести и прочности возрастают.

Кривая растяжения с исходной структурой мартенсита и так имеет большой предел текучести  $\sigma_{0,2}=970$  МПа (рисунок 5.37 в), поэтому РКУП в

мартенситном состоянии вызывает слабый эффект упрочнения по сравнению с феррито-перлитным состоянием. Даже при том, что РКУП в ступенчатой матрице образцов с исходной мартенситной структурой не приводит к значительному росту прочностных характеристик, все равно пределы текучести и прочности такой стали выше, чем в сталях с феррито-перлитной структурой, как в исходном, так в деформированном состояниях.



а – феррито-перлитная структура (отжиг); б – сорбитная структура (улучшение);  
в – мартенситная структура (закалка)

Рисунок 5.37 - Диаграммы растяжения образцов стали марки 45 до и после РКУП

Кривая с исходной структурой сорбита (после улучшения) имеет предел текучести  $\sigma_{0,2}=603$  МПа (рисунок 5.36 в) и после РКУП занимает среднее положение между феррито-перлитной и мартенситной структурами.

Таблица 5.6 - Результаты проведения механических испытаний для стали марки 45 после проведения различных предварительных термических обработок и РКУП

Вид термической обработки	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Временное сопротивление $\sigma_B$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %
Отжиг	702	801	11,4	6,9
Нормализация	863	922	11,4	4,1
Закалка	1120	1240	10,5	4,8
Улучшение	996	1060	10,9	5,2

Проведя анализ данных таблицы 5.6 можно сделать вывод о том, что влияние исходной структуры (феррито-перлитной, мартенситной и сорбитной) на структурное состояние и механические свойства ультрамелкозернистых сталей содержится в наследовании исходной зеренной структуры и механических свойств в процессе РКУП.

Для подтверждения металлографических исследований определения температуры начала рекристаллизации были проведены механические испытания на определение микротвердости. Сопоставим описанные выше структурные изменения с результатами измерения микротвердости при нагреве образцов до температур 300–560°С в течение 60 мин (рисунок 5.38).

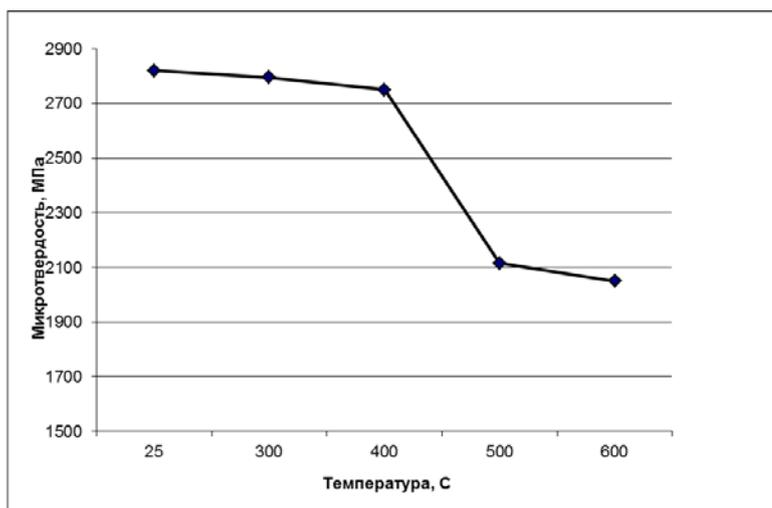


Рисунок 5.38 - Изменение твердости прессованных заготовок из стали марки 45 после нагрева

Нагрев до 300-400°С незначительно снижает значение микротвердости образцов в среднем на 70 МПа (с 2820 до 2750 МПа), что связано с процессами возврата. После отжига при 500°С микротвердость образца снижается существенно (на 25% - 2115 МПа), по сравнению с микротвердостью образцов с ультрамелкозернистой структурой, полученной при РКУП, что говорит о начале процесса рекристаллизации. Это подтверждается металлографическими исследованиями, проведенными выше. Повышение температуры нагрева до 560°С приводит к дальнейшему снижению микротвердости, но все же ее значения выше, чем у крупнозернистых образцов.

Поэтому за температуру начала рекристаллизации принимаем температуру, после которой наблюдается резкое снижение микротвердости и появление новых рекристаллизованных зерен - 500°С.

#### 5.5.4 Механические свойства стали марки 35ХМ

Сопоставление микротвердости стали марки 35ХМ, полученной после предварительной термической обработки с микротвердостью после РКУП, приведено в таблице 5.7.

Таблица 5.7 - Результаты определения микротвердости стали марки 35ХМ, МПа

Вид термической обработки	После предварительной ТО	После РКУП
Отжиг	1720	3050
Нормализация	1950	3420
Закалка	2410	3870
Улучшение	2120	3650

Проведя анализ данных таблицы 5.7 можно сделать вывод, что наибольшую микротвердость сталь марки 35ХМ приобретает после закалки, как до, так и после РКУП.

Высокие прочностные характеристики стали марки 35ХМ после РКУП могут быть объяснены упрочнением из-за уменьшения среднего размера структурных составляющих, дисперсионным твердением, высоким уровнем внутренних напряжений и дислокациями, накопленными в результате РКУП.

Механические свойства стали марки 35ХМ после предварительных термических обработок и РКУП были определены на разрывной машине МИ-40КУ и занесены в таблицу 5.8, сами диаграммы растяжения представлены на рисунке 5.40-5.42. Образцы до и после растяжения представлены на рисунке 5.39.

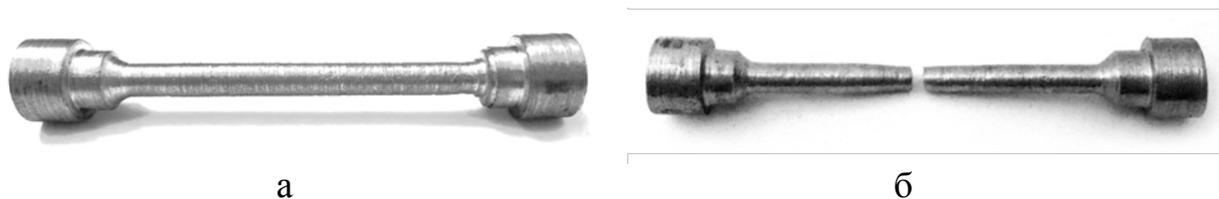
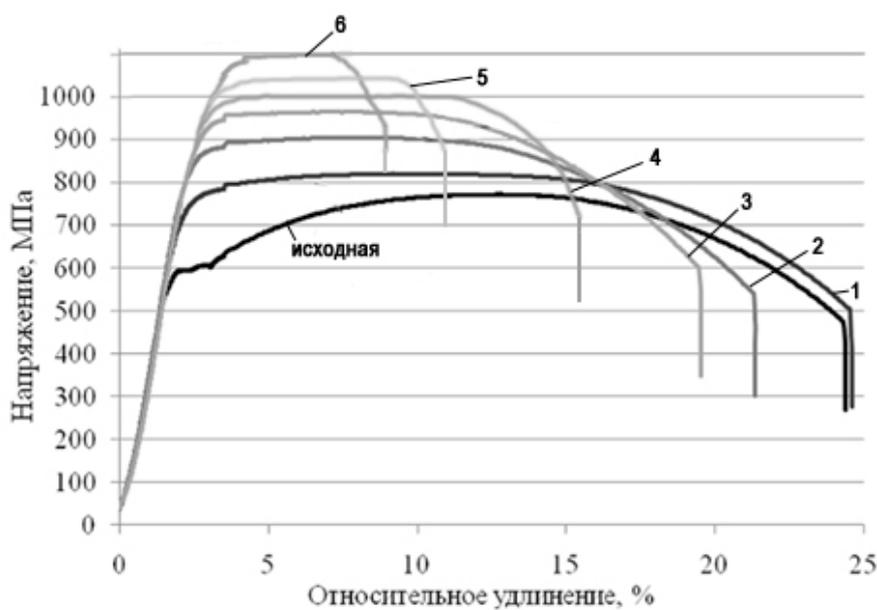


Рисунок 5.39 – Опытный образец для испытания на растяжение (а) и после растяжения (б)



1 – 1 проход; 2 – 2 проход; 3 – 3 проход; 4 – 4 проход; 5 – 5 проход; 6 – 6 проход

Рисунок 5.40 - Диаграммы растяжения образцов стали марки 35ХМ после каждого прохода РКУП

После проведения шести проходов РКУП относительное удлинение после разрыва стали 35ХМ составляет 8,5%, и снижение его минимальное из всех исследуемых материалов. Связано это с минимальным количеством избыточного феррита, легированием хромом, молибденом и содержанием углерода, равным 0,35%, что приводит к меньшей способности стали 35ХМ к деформационному упрочнению и, как следствие, к минимальному снижению характеристик пластичности.

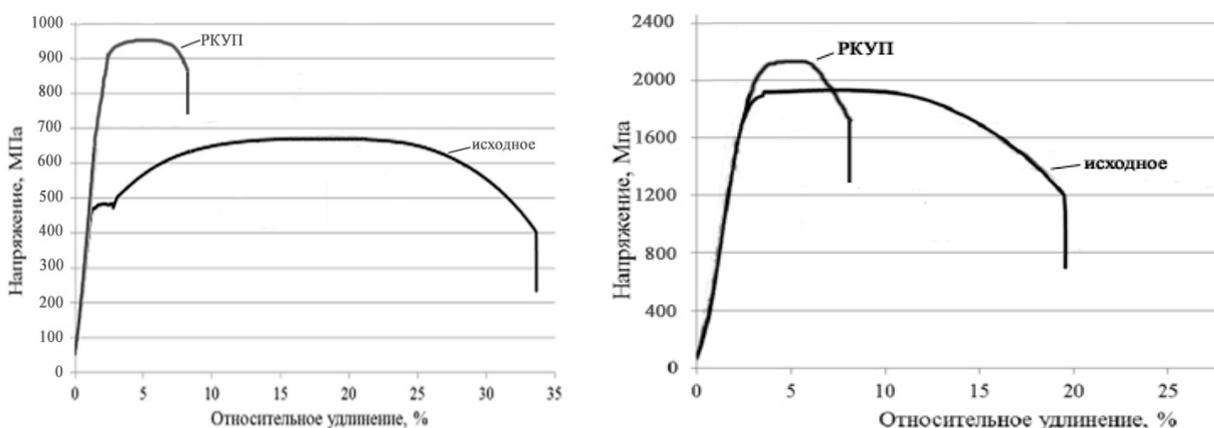
Сталь 35ХМ после РКУП, несмотря на меньшее содержание в ней углерода, за счет дополнительного легирования хромом и молибденом имеет не только более высокие прочностные характеристики по сравнению со сталью марки 45, но и более высокие значения характеристик надежности.

Длина участка равномерной пластической деформации при растяжении всех исследуемых материалов после проведения РКУП уменьшается с увеличением степени деформации. Длина практически горизонтального участка равномерной пластической деформации после проведения шести проходов РКУП стали 35ХМ по оси удлинения составляет 5 %, а у стали 45

этот участок практически отсутствует (длина горизонтального участка после достижения максимального напряжения по оси удлинения составляет не более 2%), и дальнейшее удлинение образца идет с уменьшением напряжения. Более резкое снижение напряжения при растяжении, после достижения максимального, наблюдается на диаграмме стали 45 (рисунок 5.36). Это говорит о том, что после 6 циклов РКУП данный материал исчерпал способность к равномерному пластическому течению, поэтому для возможности его практического применения необходимо подвергнуть отжигу.

После шести проходов РКУП предел текучести стали марки 35ХМ увеличился на 75 %, а временное сопротивление на 60 % (рисунок 5.40).

На рисунке 5.41 представлены диаграммы растяжения для стали 35ХМ в исходном состоянии (с различными предварительными термическими обработками) и после РКУП.



а б

а – феррито-перлитная структура (нормализация); б – мартенситная структура (закалка)

Рисунок 5.41 - Диаграммы растяжения образцов стали марки 45 до и после РКУП

Равноканальное угловое прессование в ступенчатой матрице приводит к видимому изменению вида кривых «напряжение–деформация» стали марки 35ХМ. На кривых с исходной феррито-перлитной структурой пропадает площадка текучести, пределы текучести и прочности возрастают ( $\sigma_{0,2}=900$ МПа,  $\sigma_B=960$ МПа), а вот общее удлинение до разрушения образцов значительно снижается с 33 до 7%.

Кривая «напряжение–деформация» со структурой мартенсита в исходном состоянии имеет высокий предел текучести  $\sigma_{0,2}=1700$ МПа (рисунок 5.41б), а в упрочненном состоянии  $\sigma_{0,2}=2180$ МПа. Как видно из полученных данных эффект упрочнения в сталях с мартенситной структурой проявляется слабо по сравнению с другими исходными структурными состояниями.

Таблица 5.8 - Результаты проведения механических испытаний для стали марки 35ХМ после проведения различных предварительных термических обработок и РКУП

Вид термической обработки	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %
Отжиг	790	895	14,2	5,8
Нормализация	900	960	14,0	5,5
Закалка	1700	2180	12,1	4,0
Улучшение	1020	1100	15,2	6,1

Изменение твердости при нагреве стали марки 35ХМ показано на рисунке 5.42.

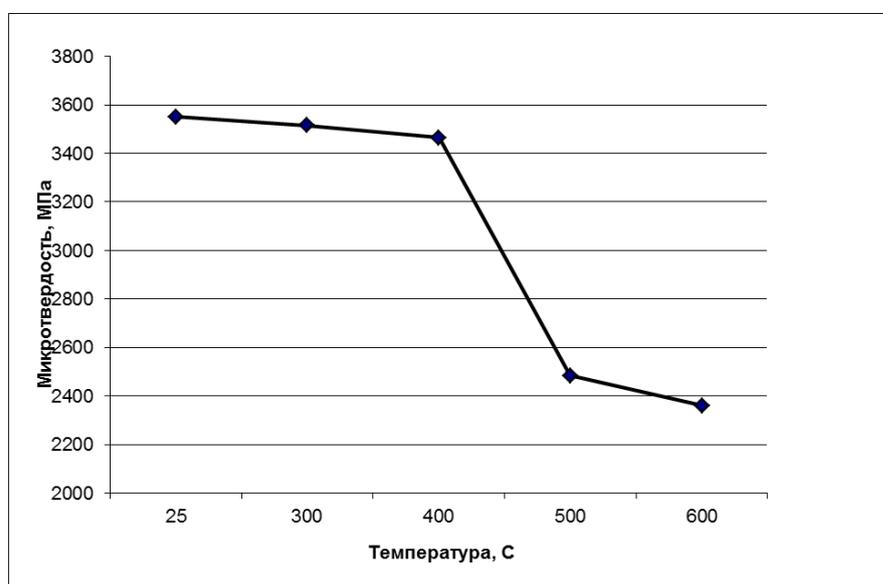


Рисунок 5.42 - Изменение твердости прессованных заготовок из стали марки 35ХМ после нагрева

Исходя из исследований, проведенных на других марках металлов за температуру начала рекристаллизации принимаем температуру 500°С, что подтверждается структурными и механическими исследованиями.

Кривые растяжения при нагреве деформированного металла приведены на рисунке 5.43.

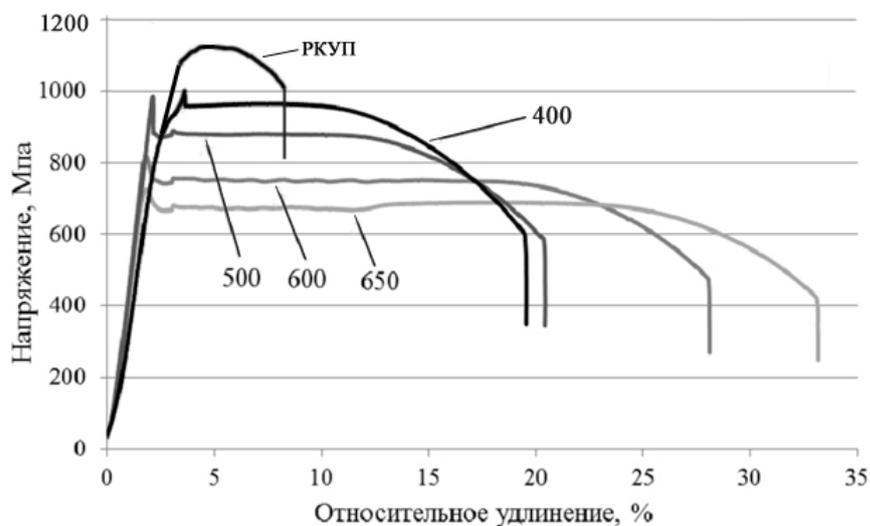


Рисунок 5.43 - Диаграммы растяжения образцов стали марки 35ХМ после нагрева

Отжиг при температуре 200°С не приводит к существенному изменению характеристик прочности и пластичности. При данной температуре отжига увеличивается предел текучести стали 35ХМ за счет увеличения угла наклона между упругим участком кривой растяжения и осью абсцисс.

После отжига при 300°С на диаграмме растяжения наблюдается ярко выраженный зуб на площадке текучести. Появление зуба на площадке текучести является следствием наложения двух факторов, затрудняющих старт и движение дислокаций. Первый фактор – это образование ультрамелкозернистой структуры, для которой характерно отсутствие участка значительного деформационного упрочнения. Второй – деформационное старение, т.е. выделение при последеформационном нагреве дисперсных карбидных частиц по телу и границам зерен/субзерен  $\alpha$ -фазы, которые выступают в роли барьеров к старту дислокаций при растяжении [126]. Следовательно, отжиг при 300°С увеличивает предел текучести стали 35ХМ на 20%, по сравнению с холоднодеформированным состоянием.

При растяжении после реализации зуба наблюдается весьма протяженный, почти горизонтальный участок равномерного пластического удлинения (для отжига при 300°С его протяженность по оси абсцисс составляет более 10%), который можно считать и площадкой текучести, и участком очень слабого деформационного упрочнения.

Такой специфический вид диаграмм растяжения позволяет говорить о том, что в данном случае верхний предел текучести и временное сопротивление равны.

Последеформационный нагрев до 400°С незначительно изменяет характеристики прочности, пластичности и вязкости стали 35ХМ по сравнению с отжигом при 300 °С.

Повышение температуры последеформационного нагрева до 500°С приводит к дальнейшему снижению характеристик прочности, при

формировании зуба с наибольшей величиной по оси ординат на диаграммах стали 35ХМ из всех исследованных режимов обработки за счет того, что нижний предел текучести стали 35ХМ снижается сильнее, чем верхний предел текучести. Относительное удлинение изменяется незначительно и находится после такого вида обработки на уровне деформированного состояния и составляет 21,5%. При этом предел текучести увеличивается на 70% по сравнению с термоулучшенным состоянием.

Нагрев до 600 и 650°С при незначительном разупрочнении приводит к существенному увеличению характеристик надежности. Нагрев до 600°С формирует уровень характеристик  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\psi$  на уровне исходно термоулучшенного состояния, при этом предел текучести повышается практически в два раза, за счет формирования зуба на диаграмме растяжения. Другими словами, характеристики прочности снижаются, а характеристики пластичности увеличиваются относительно холоднодеформированного состояния[127].

При повышении температуры отжига до 650°С зуб на диаграмме растяжения сохраняется (рисунок 5.43).

Протяженность участка равномерной пластической деформации по оси абсцисс мало изменяется при нагреве на температуру 200–400°С и значительно увеличивается при нагреве на температуру 600–650°С, после отжига при 650°С она составляет более 25 % (рисунок 5.43). Это подтверждает тот факт, что до отжига при 500 °С в структуре стали 35ХМ сохраняются области без признаков рекристаллизации, а нагрев до 600°С приводит к развитию процессов собирательного роста субзерен, однако в стали 35ХМ сохраняется ультрамелкозернистая структура.

Результаты испытаний на растяжение представлены в таблице 5.8. В качестве предела текучести для материалов, у которых диаграмма растяжения имеет специфический вид – зуб на площадке текучести, напряжение в котором максимальное, принимали величину верхнего предела текучести.

#### 5.5.5 Механические свойства сплава АК9+С

Изменение микротвердости сплава АК9+С с ростом степени деформации при РКУП коррелирует с эволюцией структуры. После РКУП микротвердость увеличивается почти в 2 раза по сравнению с исходным состоянием, от 451 МПа в исходном состоянии до 882 МПа, уже за три прохода, что можно объяснить соотношением Холла-Петча.

В головной части образцов микротвердость несколько выше (до 10 %) по сравнению со средней величиной. Отклонение микротвердости от средних значений в центральной части образца вдоль оси и в поперечном направлении не превышает 10 %. Эти данные подтверждают, что РКУП обеспечивает повышение прочностных характеристик сплава АК9+С(рисунок 5.44).

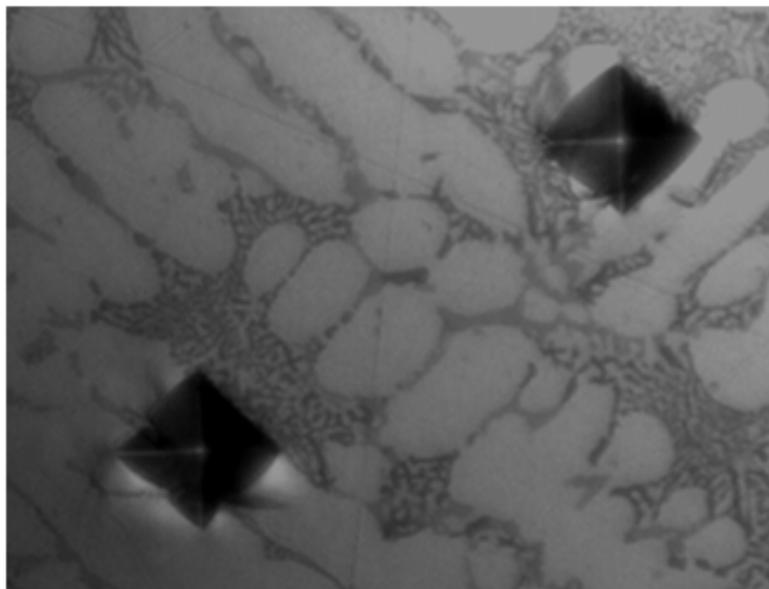


Рисунок 5.44 – Микроструктуры сплава АК9+С, с нанесенными отпечатками индентора

По результатам замеров микротвердости при РКУП построим график зависимости микротвердости сплава АК9+С от цикла деформирования (рисунок 5.45).

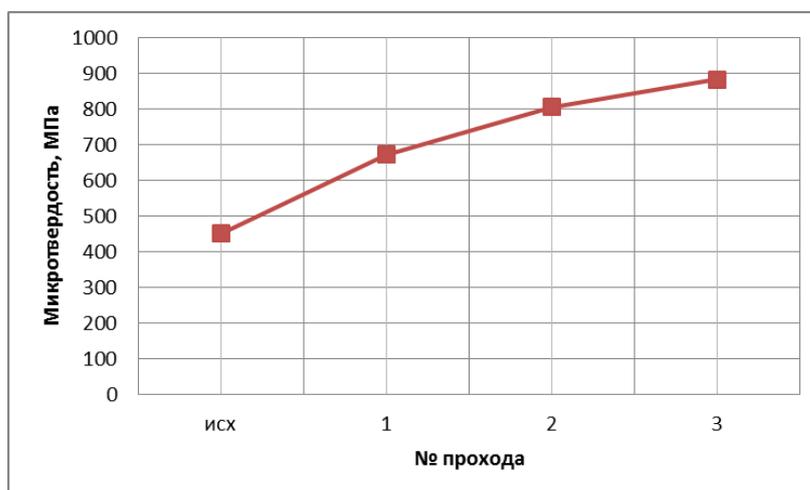


Рисунок 5.45 - Зависимость микротвердости сплава АК9+С от цикла деформирования

Анализ упрочнения сплава проводили при помощи испытания на растяжение при комнатной температуре (рисунок 5.46). При испытании на растяжение исходным принималось отожженное состояние.

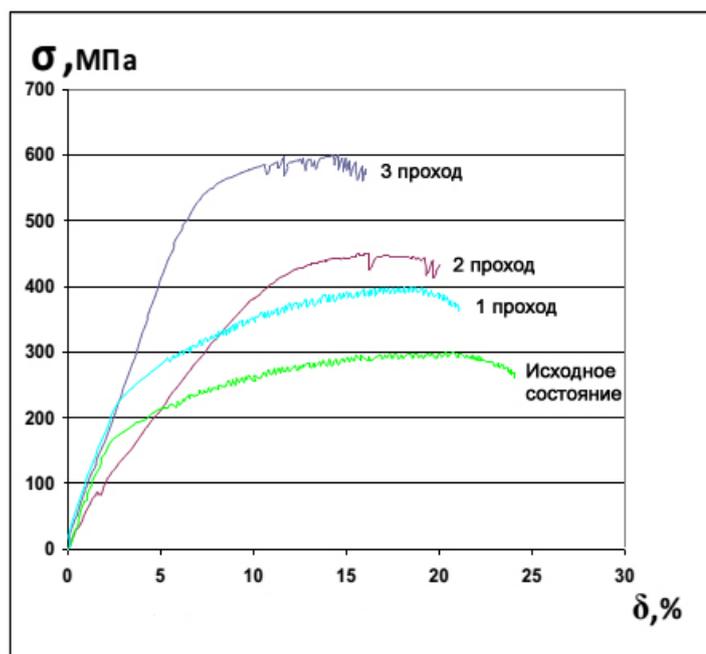


Рисунок 5.46 - Диаграммы растяжения образцов сплава АК9+С после каждого прохода РКУП

В процессе растяжения на диаграммах «напряжение-деформация» наблюдаются скачки напряжений, обусловленные циклическим упрочнением-разупрочнением под действием движения и закрепления дислокаций на барьерах.

Испытания на растяжение образцов показали, что прочность литых композиционных материалов, полученных с применением наноструктурированного углерода и стеклоподобных углеродных частиц, повышается после РКУП на 20–25% и достигает максимума на третьем проходе. Увеличение количества проходов приводит к уменьшению прочности за счет дробления игольчатых кристаллов кремния [106, с.49].

Временное сопротивление разрушению ( $\sigma_B$ ) увеличивается от 299 МПа в исходном состоянии до 400 МПа после первого прохода и до 596 МПа после третьего прохода, то есть возрастает почти в 2 раза.

Предел текучести ( $\sigma_T$ ) увеличивается от 158 МПа в исходном состоянии до 220 МПа после первого прохода и до 525 МПа после третьего прохода, то есть возрастает почти в 2,5 раза.

Экспериментальные исследования изменения пластических характеристик – относительного удлинения при испытании на растяжение (рисунок 5.46) показали, что уровень пластических свойств разработанных алюминиевых композитов после падает незначительно.

Таким образом, это еще раз подтвердило, что повышенные прочностные характеристики литых композитов позволяют использовать их для производства ответственных деталей машиностроения, а достигаемый уровень пластичности делает композиты пригодным к последующей пластической деформации, что дает возможность получать заготовки с текстурированной структурой.

Полученные свойства обеспечиваются за счет диспергирования всех структурных составляющих и равномерного распределения упрочнителя в виде наноструктурированного углерода.

### **5.6 Механические свойства меди после РКУП с охлаждением в азоте**

Результаты исследования деформирования меди в равноканальной матрице с охлаждением в азоте и без, представлены в таблице 5.9.

Таблица 5.9 - Результаты исследования микротвердости деформированной меди, МПа

Вид обработки	РКУП	РКУП с охлаждением жидким азотом
Исходное состояние	580	580
1 проход	673	718
2 проход	815	850
3 проход	907	963
4 проход	985	1083

Анализ приведенных данных свидетельствует о том, что охлаждение меди жидким азотом после интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования приводит к увеличению прочности, по сравнению с деформацией без охлаждения, от 9% за один проход до 17% за четыре прохода. Таким образом, исходя из проведенных механических и металлографических исследований, можно сделать вывод о том, что при охлаждении меди азотом после 4 проходов РКУП можно получить такие же физико-механические характеристики, как после 6 проходов РКУП без интенсивного охлаждения.

### **5.7 Разработка рекомендаций к практической реализации результатов работы**

Метод равноканального углового прессования в ступенчатой матрице может быть использован для получения различных полуфабрикатов в виде прутков, проволоки и других металлоизделий, обладающих высокими механическими свойствами. Они могут являться заготовками при изготовлении продукции метизного производства, в частности, высокопрочного крепежа, который по условиям работы должен сочетать высокую прочность с достаточной пластичностью и вязкостью. Для обеспечения таких свойств существуют технологии производства крепежа с использованием способов холодной высадки с применением легированных марок сталей и обязательной окончательной термической обработкой - закалкой с высоким отпускком. Применение сталей с УМЗ структурой, сформированной методом РКУП, может существенно расширить возможности управления технологическим процессом

производства метизной продукции для достижения требуемого комплекса механических свойств [128].

Из заготовок меди, обработанной РКУП, изготовлены коммутирующие контакты (рисунок 5.47). Коммутирующие контакты – это те, которые в процессе работы замыкают, размыкают или переключают цепь, в которой течет или может протекать ток. К материалам контактов предъявляются противоречивые требования: высокая электрическая проводимость и теплопроводность, коррозионная стойкость и наличие токопроводной оксидной пленки, дугостойкость (высокая температура плавления и испарения), твердость, механическая прочность и способность к пластической деформации, невысокая стоимость. На тепловозных коммутационных аппаратах широко используют медные контакты. Медь удовлетворяет почти всем перечисленным выше требованиям, за исключением твердости [129].



Рисунок 5.47 – Коммутирующие контакты из меди марки М1

Повышение твердости меди марки М1 методом РКУП позволяет снизить механический износ коммутирующих контактов в процессе работы. Результаты исследований показали, что линейный износ контактов из меди, обработанной методом РКУП, при номинальном токе на один контакт 8,5...9,5А составил 0,22...0,25 мм на 100.000 км пробега тепловоза, тогда как линейный износ таких же контактов из обычной меди при тех же токовых нагрузках составил 1,75...3,75 мм на 100.000 км пробега.

Очевидно, что метод РКУП мог бы быть использован и для улучшения уже известных электроконтактных материалов, получаемых традиционными методами обработки.

В условиях ТОО «Курылысмет» из сталей подвергнутых предварительной термической обработке и РКУП в шесть проходов, методом токарной обработки были изготовлены и испытаны футеровочные болты (бронеболты) диаметром 8 мм (рисунок 5.48). Данные болты применяются как основной элемент крепления защиты (футеровки) корпуса трубных и шаровых мельниц в горно-металлургическом комплексе.



Рисунок 5.47 – Изготовленные из стали футеровочные болты

Испытания на растяжения показали, что болты, изготовленные из стали марки 45, имели класс прочности 9.8 и  $\sigma_B = 973$  МПа, а болты из стали марки 35ХМ - класс прочности 12.9  $\sigma_B = 1205$  МПа (таблица 5.10), что подтверждается актами изготовления в производственных условиях (приложение 1-2). Для сопоставления в таблице 5.10 приведены требования по механическим свойствам бронеболтов изразных марок конструкционной стали, изготовленных по традиционной технологии.

Таблица 5.10 - Результаты испытаний механических свойств бронеболтов из сталей марок 45 и 35ХМ, предварительно обработанных методом РКУП

Обозначение бронеболта	Марка стали	Класс прочности	$\sigma_B$ , МПа	Твердость, НВ
M8x55	45	9.8	973	302
M8x55	35ХМ	12.9	1205	378

Таблица 5.11 - Результаты испытаний механических свойств бронеболтов из углеродистой и легированной стали, изготовленных по традиционной технологии

Крепеж	Марка стали	Класс прочности	$\sigma_B$ , МПа	Твердость, НВ
Болт футеровочный	45	6.6	600-620	181-238
	35ХМ	8.8	800-820	242-318
	45Г, 38ХА	9.8	900-1000	276-342
	40ХНМА	12.9	1200-1220	366-414

Приведенные данные свидетельствуют о том, что применение метода РКУП сможет существенно повысить класс прочности бронеболтов, что достаточно сложно обеспечить для исследуемых марок стали традиционными методами обработки и без применения окончательной термической обработки. Такой результат объясняется деформационным измельчением структуры

материала футеровочных болтов при предварительной термической обработке и РКУП по всему сечению изделия.

Результаты исследования термостабильности указанных марок стали с ультрамелкозернистой структурой, полученной методом РКУП, позволяют предположить, что заготовки после предварительной обработки способом РКУП могут также использоваться для выполнения последующих операций пластического деформирования, которые требуют нагрева. В этом случае, если температура нагрева не будет превышать 400°C, не теряя прочностных характеристик, приобретенных при обработке методом РКУП, можно повысить пластические свойства металла.

## 5.8 Выводы

Изучена эволюция микроструктуры металлических сплавов: М1, Л63, ст.45, 35ХМ, АК9+С при РКУП, предварительной и окончательной термических обработках, и исследованы механические свойства полученных материалов. Установлено, что в процессе РКУП существенно измельчается структура всех исследуемых материалов уже при двух-трех проходах. Полученные результаты экспериментальных и теоретических исследований позволяют прогнозировать изменения комплекса механических свойств исследуемых металлических материалов при совмещенном воздействии термической обработки и РКУП и являются значимыми для разработки новых технологий при производстве металлических изделий повышенной прочности.

1. Установлено, что предварительная термическая обработка меди марки М1 мало влияет на размер зерна, полученный интенсивной пластической деформацией. Так, например, после 6 циклов деформирования при комнатной температуре, в не зависимости от первоначального размера зерна и предварительной термической обработки полученный средний размер зерна меди 0,6 мкм. При близком размере зерен структуры после РКУП медь, полученная из закаленного состояния, обладает большими значениями предела текучести ( $\sigma_{0,2}=440$  МПа) и временного сопротивления ( $\sigma_b=470$  МПа) в сравнении с медью, полученной из нормализованного ( $\sigma_{0,2}=414$  МПа,  $\sigma_b=440$  МПа) и отожженного ( $\sigma_{0,2}=362$  МПа,  $\sigma_b=398$  МПа) состояний. Для получения ультрамелкозернистой структуры в меди и наиболее высоких пластических и прочностных характеристик необходима следующая технология: закалка при  $t=700^\circ\text{C}$  - РКУП (6 проходов) при комнатной температуре - низкий отпуск при  $t=200^\circ\text{C}$ . Данная обработка позволяет существенно улучшить характеристики меди в сравнении с аналогами, подвергнутыми традиционными методами термической и термомеханической обработки.

С целью сокращения количества проходов РКУП в ступенчатой матрице и повышения производительности разработана новая технология физико-механического упрочнения меди с дополнительным охлаждением азотом (инновационный патент № 2014/0842.1).

2. Показано, что прессование латуни при комнатной температуре приводит к разрушению всех образцов, в не зависимости от их исходного

структурного состояния. Проведено только 3 цикла деформирования на заготовках с предварительно отожженной структурой при температуре 500°C. Наиболее интенсивное диспергирование зерен латуни наблюдается в первых проходах, а при последующей обработке скорость уменьшения размеров зерен быстро снижается. Однако из анализа приведенных результатов изменения размера зерен кристаллитов следует, что трехкратная обработка латуни РКУП не дает возможности получения ультрамелкозернистой структуры, так как полученные средние размеры зерен (2,3 мкм) на порядок выше.

Исходя из вышесказанного, можно сделать вывод о том, что если латунь предназначена для дальнейшей холодной обработки давлением, то лучше ее охлаждать после нагрева медленно, чтобы обеспечить максимально полный переход  $\beta$ -фазы в  $\alpha$ -фазу.

3. Установлено, что использование процесса РКУП, как метода деформационного упрочнения, позволяет в среднеуглеродистой стали 45 обеспечить прочностные характеристики приближающиеся к прочностным характеристикам легированной стали марки 35ХМ: после шести проходов временное сопротивление  $\sigma_b$  стали марки 45 составляет 1240 МПа, предел текучести  $\sigma_{0,2}$  составляет 1120 МПа, а в стали марки 35ХМ в исходном состоянии эти величины составляют 670 и 580 МПа, соответственно при сохранении удовлетворительных характеристик пластичности и ударной вязкости.

Рекомендуемой технологией для получения ультрамелкозернистой структуры и наиболее высоких пластических и прочностных характеристик в стали марки 45 является: закалка при  $t=820^\circ\text{C}$  - РКУП (6 проходов) при  $t=400^\circ\text{C}$  - низкий отпуск при  $200^\circ\text{C}$ .

4. Выявлено, что в стали марки 35ХМ также как и в стали марки 45 независимо от исходной структуры (феррито-перлитная, мартенситная, сорбитная), в результате равноканального углового прессования в ступенчатой матрице структура представляет собой ферито-перлитную смесь. В ходе эксперимента сталь марки 35ХМ со средним размером зерна 18 мкм после РКУП измельчилась в 30 раз, средний размер зерна составил 0,6 мкм.

Так как в стали со структурой сорбита доля высокоугловых границ зерен после РКУП больше, чем в сталях, подвергнутых РКУП после отжига, нормализации и закалки, то рекомендуемой технологией для стали марки 35ХМ является: улучшение (закалка при  $t=850^\circ\text{C}$  + высокий отпуск при  $t=550^\circ\text{C}$ ) - РКУП (6 проходов) при  $t=500^\circ\text{C}$  - низкий отпуск при  $t=200^\circ\text{C}$ .

5. Выявлено, что, несмотря на то, что силумины относятся к недеформируемым литейным сплавам, РКУП при  $500^\circ\text{C}$  показал возможность его пластического деформирования до 3 проходов. Но уже после трех проходов деформирования силумина АК9 модифицированного лигатурой, содержащей наноструктурированный углерод в виде фуллереновой черни происходит существенное измельчение структуры, по сравнению с исходной. Также применение РКУП позволило добиться дробления включений кремния, которые имеют технологическую наследственность и не подвергаются пластической деформации.

Таким образом, повышенные прочностные характеристики композитов и достигаемый уровень пластичности при их модифицировании наноструктурированным углеродом, а так же за счет РКУП, позволяют использовать их с целью получения заготовок для производства ответственных деталей машиностроения. Полученные свойства в большей степени обеспечиваются за счет диспергирования всех структурных составляющих и равномерного распределения упрочнителя в виде наноструктурированного углерода.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В монографии исследованы закономерности формирования структуры металлических материалов в результате термической обработки и РКУП в ступенчатой матрице, а также установлена связь структурного состояния с комплексом механических свойств. Для решения поставленных задач в работе применены методы компьютерного моделирования, металлографического анализа и механических исследований.

С целью нахождения способа физико-механического упрочнения металлов методом интенсивной пластической деформации для увеличения работоспособности изготовленных из них деталей был исследован некоторый круг материалов, широко применяемый в машиностроении. Выполненный в работе комплекс экспериментальных исследований позволил научно обосновать и разработать режимы пластической деформации и охлаждения для металлов М1, Л63, ст45, 35ХМ и АК9+С.

Получены следующие наиболее важные результаты, отражающие научную новизну и практическую значимость:

1. Исследовано поведение образцов в процессе РКУП в ступенчатой матрице на каждом цикле обработки с помощью моделирующей программы Simufact.forming. При моделировании оценивалось напряженно-деформированное состояние, распределение температуры, размер зерна, процессы статической и динамической рекристаллизации в граничном, предграничном и центральном слоях заготовки. Результаты компьютерного моделирования позволяют определить рациональные режимы РКУП в частности благоприятную температуру обработки материалов и количество проходов для получения ультрамелкозернистой структуры.

2. Определены режимы деформационно-термической обработки для металлических материалов: меди марки М1, сталей 45 и 35ХМ, обеспечивающие получение однородной субультрамелкозернистой структуры на образцах размером 15x15x70 мм. Установлено, что независимо от материала и его исходного структурного состояния получен примерно одинаковый размер кристаллитов, что говорит о системе «образец-инструмент», размерно-геометрические соотношения между которыми определяют конечный размер зерна.

3. Разработана новая технология, заключающаяся в ускоренном охлаждении меди, предварительно подвергнутой холодной пластической деформации методом РКУП в исходно закаленном состоянии с целью сокращения количества проходов и повышения производительности (инновационный патент № 2014/0842.1).

4. Установлено, что метод РКУП позволяет деформировать и перевести в пластичное состояние не пластичные материалы, такие как сплав АК9+С и закаленная сталь 35ХМ и получить определенную степень дисперсности, что говорит, о том, что процесс измельчения зерен происходит как физико-

механический процесс, а не дробление зерен, что меняет подход к представлению на механизм диспергирования кристаллитов.

5. Показано, что обработка исследованных материалов многократной обработкой равноканальной деформацией в ступенчатой матрице приводит к значительному упрочнению, а значит, поставленные задачи решены, что подтверждается актом внедрения. Однако, не смотря на большое количество работ, где методом РКУП получают нанокристаллы, в нашем случае ни в одном из материалов такие результаты получены не были, но это и не ставилось задачей данной работы.

6. Разработанные технологии физико-механического упрочнения сталей позволяют прогнозировать комплекс механических свойств при деформационном воздействии методом РКУП и могут существенно повысить класс прочности бронеболтов, что достаточно сложно обеспечить для исследуемых марок стали традиционными методами обработки.

7. Результаты работы использованы в условиях ТОО «Курылысмет» при опробовании и внедрении эффективных технологических процессов производства, а также внедрены в учебный процесс, что подтверждено соответствующими актами.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Ефимова Ю.Ю. Формирование структуры и свойств углеродистых конструкционных сталей при равноканальном угловом прессовании и последующем волочении: дисс. ... канд.техн. наук:05.16.01. - Магнитогорск, 2009. – 141 с.
- 2 А.с. 492780 СССР.Устройство для упрочнения материала давлением / В.М. Сегал, В.Я. Щукин.; опубл. 23.02.76, Бюл. №43. – 2 с.
- 3 Дальский А.М., Барсукова Т.М., Бухаркин Л.Н. и др. Технология конструкционных материалов: учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / под ред. А.М.Дальского. – Изд. 5-е, испр. – М.: Машиностроение, 2004. - С.295-441.
- 4 <http://wapbum.ru/bacabkluweo>.
- 5 Гуляев А.П. Металловедение: учебник. – Изд. 6-е, перер. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
- 6 <http://lib.chdu.edu.ua>.
- 7 Полянсков Ю.В., Табаков В.П., Тамаров А.П. Технологические методы повышения износостойкости режущего инструмента и деталей машин: учебное пособие. – Ульяновск: УлГУ, 1999. – 69 с.
- 8 Металлические стёкла / пер. с англ.; под ред. Дж.Дж.Гилманаи, Х.Дж.Лими. – М.: «Металлургия», 1984. – 264 с.
- 9 Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 525 с.
- 10 Евдокимов В.Д., Клименко Л.П., Евдокимова А.Н. Технология упрочнения машиностроительных материалов: учебное пособие-справочник / под ред. В.Д. Евдокимова. – Одесса: Изд-во НГГУ им. Петра Могилы, 2005. – 352 с.
- 11 <http://www.bestreferat.ru/referat-107730.html>.
- 12 <http://hghltd.yandex.net/yandbtm?fmode=inject&url=http>.
- 13 <http://studopedia.net>.
- 14 <http://science.rae.ru>204-11882>.
- 15 Остапенко Н.Н., Крапивницкий Н.Н. Технология металлов. – М.: Высшая школа, 1970. – 344 с.
- 16 Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник. – Изд. 3-е, испр. и доп. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
- 17 А.с. 901363 СССР. Электролит для электролитического осаждения меди / Г.А. Кузнецов, С.Ф. Хмельков, А.М. Назаров, Э.А. Симкин, О.В. Фридман, М.И. Бакеев, Р.А. Пономарева, В.Г. Ябс, В.М. Голиков, Н.К. Пивоваров; опубл. 01.10.84, Бюл. № 4. – 9 с.
- 18 А.с. 821512 СССР. Способ обработки инструментальных сталей / М.С. Кенис, Л.А. Мигачева, Т.В. Тетюева, Б.Ф. Трахтенберг, Е.А. Якубович, И.П. Степанова, Г.А. Котельников; опубл. 15.04.81, Бюл. № 14. – 4 с.
- 19 <http://elar.urfu.ru>.
- 20 Бриджмен П.У. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Иностранная литература, 1955. – 444 с.

21 Столбовский А.В. Структура и особенности состояния границ зерен ниобия, меди и бронзы, наноструктурированных интенсивной пластической деформацией: дисс. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. – Екатеринбург, 2012. – 150 с.

22 Валиев Р.З., Александров И.В. Нанокристаллические материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272с.

23 Столяров В.В. Деформационные методы измельчения структуры // Вестник научно-технического развития. – 2013. – №4 (68). – С. 29-36.

24 Найзабеков А.Б., Ашкеев Ж.А., Лежнев С.Н., Толеуова А.Р. Исследование процесса деформирования заготовок в равноканальной ступенчатой матрице // Изв. вузов Черная металлургия. – 2005. – №2. – С.16-18.

25 Рааб Г.И. Развитие методов интенсивной пластической деформации для получения объемных ультрамелкозернистых материалов // Вестник УГАТУ. – 2004. – №3(11). – С.67-86.

26 Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Астафьев В.В., Яблонских Т.И., Потапова А.А., Столяров В.В. Влияние импульсного тока на структуру алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si при холодной деформации // ФММ. – 2013. – 11(114). – С.1019-1025.

27 Stolyarov V.V. Ultrafine - grained Al-5 wt.% Fe alloy processed by ECAP with backpressure // Materials Science and Engineering. – 2003. – № 357. – P. 159-167.

28 Рааб Г.И. Развитие способа равноканального углового прессования для получения ультрамелкозернистых материалов: автореф. дис.... канд. техн. наук: 05.16.05. - Уфа, 2009. – 21 с.

29 Бейгельзимер Я.Е. и др. Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии // Физика и техника высоких давлений. – 1999. – № 9 (3). – С. 109-111.

30 Пат. 2237109 Российская Федерация. Способ получения ультрамелкозернистых титановых заготовок / Валиев Р.З., Салимгареев Х.Ш., Столяров В.В., Бейгельзимер Я.Е., Орлов Д.В., Сынков С.Г., Решетов А.В.; опубл. 27.09.04, Бюл. № 21. - 4 с.

31 Бейгельзимер Я.Е., Сынков С.Г., Орлов Д.В., Решетов А.В. Винтовая экструзия // Журнал Кузнечно-штамповочное производство. – 2004. – № 6. – С. 15-22.

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

33 Valiachmetov O.R., Galeev R.M., Ivanko V.A. et al. Use of nanostructure materials and nanotechnology for creation of hollow structures // Rus. Nanotechnologies. -2010. – № 56. – P. 102-111.

34 Salischev G.A., Galeev R.M., Malysheva S.P., Myshlyaev M.M. Structure and density of submicrocrystalline titanium produced by severe plastic deformation // Nanostruct. Mater. – 1999. – № 3. – P. 407-414.

35 Salishchev G.A., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties // J.Mat. Sci. – 1993. – № 28. – P. 2898-2902.

36 Тихонова М.С. Рекристаллизационные процессы в аустенитной коррозионностойкой стали после больших пластических деформаций: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. – М., 2015. – 138 с.

37 Пат. 4721537 США. Method of producing a fine grain aluminum alloy using three axes deformation / Ghosh A.K., Calif T.O.; опубл. 26.01.88, Бюл. № 16. – 7 с.

38 Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицына И.Б., Прокошкин С.Д., Прокофьев Е.А. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Журнал «ФТВД». – 2006. – № 4 (16). – С.48-51.

39 Лесюк Е.А., Столяров В.В. Комбинированное воздействие электропластической прокатки и ультразвуковой обработки на сплав TiNi // Технология металлов. – 2011. – №8. – С.33-38.

40 Столяров В.В. Роль внешних воздействий в наноструктурных титановых сплавах // Известия академии наук. Серия «Физическая». – 2012. – Т. 76, №1. – С. 108-113.

41 <http://do.rulitru.ru>.

42 Основы технологических процессов обработки металлов давлением: конспект лекций / под. ред. С.Б. Сидельникова, Р.И. Галиева, Д.Ю. Горбунова и др. – Красноярск: ИПКСФУ, 2008. – 95 с.

43 Ywahashi Y., Horita Z., Nemoto M.L., Langdon T.G. An investigations of microstructural evolution during equal-channel angular pressing // Acta Materialia. - 1997. - Vol. 45. - P.4733-4742.

44 Raab G.J., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Lowe T.C. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform // Mat. Sci. Eng. – 2004. – Vol. 382. – P. 30-34.

45 <http://www.bwe.co.uk>.

46 Пат. 2000115099/02 Российская Федерация. Устройство для обработки металлов давлением / Рааб Г.И., Кулясов Г.В., Полозовский В.А., Валиев Р.З.; опубл. 20.04.2002, Бюл. № 36. – 4 с.

47 Рааб Г.И., Фахретдинова Э.И., Валиев Р.З. Разработка и исследование метода СЛИПП-ИПД для получения алюминиевых полуфабрикатов высокого качества // Журнал Сибирского федерального университета. Серия «Техника и технологии». – 2014. – Т. 7, № 3. – С. 309-315.

48 Пат. 6895795 В21С 23/00 США, Continuous severe plastic deformation process for metallic materials / Prabir K., Chaudhury R.S., Srinath V.; опубл. 24.05.2005, Бюл. № 45. – 12 с.

49 Naizabekov A., Legev S., Talmazan V., Arbutov A. Study of axial forces with the purpose to realize a combined process «helical rolling-pressing» // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2015. – Vol. 50, № 2. – P. 217-222.

50 Глезер А.М., Метлов Л.С. Мегапластическая деформация твердых тел // Журнал «ФТВД». – 2008. – Т. 18, № 4. – С. 21-36.

51 Штремель М.А. Прочность сплавов. – М.: МИСИС, 1997. – Ч. 1. – 384 с.

- 52 Рекристаллизация металлических материалов / под ред. Ф. Хесснер. – М.: Металлургия, 1982. – 352 с.
- 53 <http://mipt.ru>.
- 54 Штремель М.А. Об участии диффузии в процессах механического легирования // Журнал «МиТОМ». - 2002. - № 8. – С. 10-12.
- 55 Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Энергозатраты и измельчение зерен металла при равноканальном угловом прессовании // Металлы. – 2004. – № 2. – С. 57-63.
- 56 Бейгельзимер Я.Е. Некоторые соображения по поводу больших пластических деформаций, основанные на их аналогии с турбулентностью // Журнал «ФТВД». – 2008. – Т. 18, № 4. – С. 77-87.
- 57 Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
- 58 Васильев Л.С. К теории предельных состояний наноструктур деформированных твердых тел // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2009. – Т. 136, № 2 (8). – С. 254-264.
- 59 Valiev R., Terence G. Langdon. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. – 2006. – Т. 51, P. 881–981.
- 60 Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Влияние очага деформации на измельчение структуры в металлах // Физика металлов и металловедение. – 2007. – № 6. – С. 104-109.
- 61 Губкин С.И. Теория обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1947. – 532 с.
- 62 Растегаев М.В. О неравномерности деформации при осадке // Вестник машиностроения. – 1958. – № 10. – С. 12-18.
- 63 Растегаев М.В., Данильченко А.И., Дзугутов М.Я., Виноградов Ю.В. Равномерное сжатие // Труды Всесоюзного совещания прокатчиков. – М.: Металлургиздат, 1962. – 326 с.
- 64 Кравз-Тарновский В.П. Специфическая полоска в стали // Русский металлург. – 1928. – № 3. – С. 12-14.
- 65 <http://skyfly.on.ufanet.ru/elpoms/25SMC.HTM>.
- 66 Дубинина С.В. Прогнозирование и исследование поврежденности металла в процессе равноканального углового прессования: автореф. ... канд. техн. наук: 05.16.05. – Магнитогорск, 2013. – 16 с.
- 67 Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Смирнова Е.С. Физика новых материалов: учебное пособие. – Н. Новгород: ННГУ, 2010. – 105 с.
- 68 Колачев А.Б., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 480 с.
- 69 Пашинская Е.Г. Сравнительный анализ изменений структуры и свойств меди после прокатки по стандартной и экспериментальной технологиям // Физика и техника высоких давлений. – 2006. – Т. 16, № 1. – С. 95-105.

70 До В.М. Экспериментальное исследование пластических характеристик простых латуней при горячей и холодной деформации с целью совершенствования режимов обжати: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05. – М., 2015. – 155 с.

71 Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.

72 Разработка литейно-деформационной технологии получения композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы с применением углеродосодержащего ультрадисперсного сырья Республики Казахстан: отчет о НИР (промежуточный) / РГП «КарГИУ»: рук. Лежнев С.Н.; исполн.: Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. и др. – Темиртау, 2014. – 78 с. – № ГР 0113РК01036.

73 Колокольцев С.Н. Углеродные материалы. Свойства, технологии, применения. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2012. – 290 с.

74 Lezhnev S., Naizabekov A., Kuis D., Volochko A., Shegidevich A., Svidunovich N., Volokitina I., Panin E. Research of obtaining of composite materials based on aluminum matrix // 7st Announcement & Call for Papers 7st International conference on nanomaterials - research & application NANOCON. – Brno, 2015. – P. 58-66.

75 Куис Д.В., Волочко А.Т., Шегидевич А.А., Свидунович Н.А., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. Разработка и исследование литейно-деформационной технологии получения композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы с применением углеродосодержащего ультрадисперсного сырья // Труды VIII междунар. науч.-практ. конф. «Научно-технический прогресс в металлургии». – Темиртау, 2015. – С. 279-292.

76 Куис Д.В., Свидунович Н.А., Волочко А.Т., Шегидевич А.А., Лежнев С.Н., Войтов И.В., Плетнев С.В. Литой алюминиевый композит, обработанный углеродсодержащей лигатурой // Инновационные системы планирования и управления на транспорте и в машиностроении: сб. тр. II междунар. науч.-практ. конф. - Санкт-Петербург, 2014. – С. 56-59.

77 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Курапов Г.Г., Волокитин А.В., Волокитина И.Е., Орлова Е.П. Получение композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы с применением ультрадисперсного сырья // Доклады национальной академии наук Республики Казахстан. – Алматы, 2016. – Т. 3, № 307. – Р. 45-52.

78 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. Изменения микроструктуры и механических свойств меди при деформировании в равноканальной ступенчатой матрице // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 5. – С. 12-17.

79 <http://sh084.informika.ru/resource/614/46614/files/tgngu97.pdf>.

80 Шлифовально-полировальный станок Tegra Pol – Tegra Force: руководство по эксплуатации. – М.: ЗАО "Мелитэк", 2012. – 12 с.

81 Попилов Л.Я. Электрополирование и электротравление металлографических шлифов / под рук. Л.Я. Попилова, Л.П. Зайцева. - М.: Металлургия, 1963. - 409 с.

82 Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И., Арсентьев П.П. и др. Лаборатория металлографии. – М.: Metallurgy, 1965. – 440 с.

83 ГОСТ СССР 1497-84. Металлы, методы испытаний на растяжение. – Введ. 01.01.86. – М.: Издательство стандартов, 1993. – 35 с.

84 Дельгадо-Рейна С.Ю. Формирование субмикроструктурного состояния при термомеханической обработке низкоуглеродистых сталей и стальных композитов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. – Екатеринбург, 2014. – 168 с.

85 ГОСТ СССР 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – Введ. 01.01.77. – М.: Издательство стандартов, 1993. – 34 с.

86 ГОСТ 1497-2000. Металлы, методы испытания на растяжение. – Введ. 01.01.86. – М.: Стандарт-информ, 2008. – 23 с.

87 Получение высококачественных материалов совмещением термической обработки и интенсивной пластической деформации Республики Казахстан: отчет о НИР (заключительный) / РГП «КарГИУ»: рук. Лежнев С.Н.; исполн.: Найзабеков А.Б., Карипбаева А.Р., Волокитина И.Е. и др. – Темиртау, 2014. – 61 с. – № ГР 0112РК02872.

88 Yada H., Matsuzu N., Nakajima K., Watanabe K., Tokita H. Strength and Structural Changes under High Strain-rate Hot Deformation of C Steels // Trans. ISIJ. – 1983. – № 23. – P. 100-109.

89 Новиков С.Н. Разработка и исследование технологии прессования медных сплавов в равноканальной ступенчатой матрице: дис. ... маг. наук: 07.12.00. – Темиртау, 2011. – 116 с.

90 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Панин Е.А. Исследование влияния геометрических и технологических факторов на деформированное состояние металла при осуществлении совмещенного процесса прокатка-прессование с использованием равноканальной ступенчатой матрицы и калиброванных валков // Вестник Жезказганского университета им. Байконурова. – Жезказган, 2009. – № 1. – С. 40-48.

91 Найзабеков А.Б., Турдалиев А.Т., Волокитин А.В., Волокитина И.Е., Панин Е.А. Моделирование влияния температуры РКУП на формирование свойств стали // Промышленный транспорт Казахстана. – 2016. – № 2. – С. 87-96.

92 Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М.: Metallurgy, 1982. – 584 с.

93 Захарова Г.Г. Закономерности формирования гетерофазных субмикроструктурных состояний и физико-механических свойств при интенсивной пластической деформации сталей с различным фазовым составом: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07. – Томск, 2012. – 141 с.

94 Найзабеков А.Б., Волокитина И.Е. Исследование структуры меди при равноканальном угловом прессовании // Труды VI междунар. молодежной науч.-практ. конф. «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении». – Екатеринбург, 2012. – С. 701-705.

95 Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы: справочник. – М.: Машиностроение, 2004. - 336 с.

96 Ермоленко А.Н. Прочность деталей из объемных наноматериалов, полученных при равноканальном угловом прессовании: дис. ... канд. техн. наук: 01.02.06. – Уфа, 2009. - 140 с.

97 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Панин Е.А. Моделирование процесса равноканального ступенчатого прессования с течением металла в трех плоскостях в программном комплексе «DEFORM-3D» // Седьмая междунар. молодежная науч.-практ. конф. «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении», посвященной памяти чл. – корр. РАН, почетного доктора УрФУ В.Л. Колмогорова. – Екатеринбург, 2013. – С. 212-215.

98 Макаров И.М., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. Рекристаллизация в нано и микрокристаллических металлах, полученных методами интенсивного пластического деформирования // Вестник Нижегородского уни-та им. Н.И. Лобачевского. – 2001. – № 1 (4). – С. 136-151.

99 Suleymenov E., Kenzhaliev B.K., Panichkin A.V., Kurapov G.G., Degtyareva A.G., Mofa N.N. The necessity of new scientific base for development of advanced technologies in metallurgy // Diamond Jubilee Symposium on Advances in Materials Engineering. – Banglagor, 2007. – P. 52-55.

100 Беленко И.А., Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М. Закалочное упрочнение меди М1 // Научные ведомости БГПУ. - 1996. - №1. - С. 117-121.

101 Lezhnev S., Volokitina I., Koinov T. Research of influence equal channel angular pressing on the microstructure of copper // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2014. – № 49 (6). – P. 621-630.

102 Филиппов М.А., Бараз В.Р., Гервасьев М.А. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении: учебное пособие: в 2 т. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. – Т. 2. – 236 с.

103 <http://lib.sfi.komi.com/ft/201-020564.pdf>.

104 Волокитина И.Е., Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Курапов Г.Г., Кнапиньски М.Я. Микроструктура стали 45 после термической обработки и равноканального углового прессования // Труды междунар. Сатпаевских чтений «Роль и место молодых ученых в реализации Стратегии «КАЗАХСТАН-2050», посв. 80-летию КазНТУ им. К.И. Сатпаева. – Алматы, 2014. – Т. 4. – С. 132-138.

105 Volokitina I.E., Nayzabekov A.B., Lezhnev S.N., Kurapov G.G., Knapinski M.J. Influence of Initial Structural State of 35HM Steel on the Obtaining Ultrafinegrained Structure During ECA-pressing // The 3rd IIW South – East European welding congress «Welding and Joining Technologies for a sustainable development and environment». – Timisoara, 2015. – P. 278-282.

106 Разработка литейно-деформационной технологии получения композиционных материалов на основе алюминиевой матрицы с применением углеродосодержащего ультрадисперсного сырья Республики Казахстан: отчет о НИР / РГП «КарГИУ»: рук. Лежнев С.Н.; исполн.: Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. и др. – Темиртау, 2015.

107 Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Volokitina I.E., Panin E.A. The influence of initial structural state of alloyed steels for production of ultrafine-grained structure

during pressing in equal-channel step matrix // ABSTRACTBOOK 1st International Conference «Advanced and Functional Materials Technologies (AFMAT 2015)». – Kemer, 2015. – P. 8-9.

108 Nayzabekov A.B., Lezhnev S.N., Volokitina I.E. Change in copper microstructure and mechanical properties with deformation in an equal channel stepped die // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. – Vol. 57. – P. 5-6.

109 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Кнапиньски М.Я., Курапов Г.Г., Волокитина И.Е. Изменение структуры медных сплавов при РКУ-прессовании // Обработка материалов давлением. – Краматорск: ДГМА, 2015. – № 2 (41). – С. 98-102.

110 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Курапов Г.Г., Кнапиньски М.Я. Эволюция микроструктуры латуни CuZn36 при прессовании в равноканальной ступенчатой матрице // Труды университета КарГТУ. – 2016. – № 1. – С. 40-44.

111 Naizabekov A.B., Lezhnev S.N., Kurapov G.G., Knapinski M.J., Volokitina I.E., Panin E.A. Study of the effect of cryogenic cooling during equal channel angular pressing on microstructure of copper // ABSTRACTBOOK 1st International Conference «Advanced and Functional Materials Technologies (AFMAT 2015)». – Kemer, 2015. – P. 9-10.

112 Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. - М.: Металлургия, 1989. - 456 с.

113 Volokitina I.E., Lezhnev S.N., Orlova E.P., Kurapov G.G. Research of the microstructure and mechanical properties of copper and CuZn36 developing during deformation into the equal channel speed matrix with high-intensity cooling // 4th International Science and Technical Conference Metal Physics, Mechanics of Material and deformation processes, METALDEFORM 2015. – Samara, 2016. – Vol. 684. – P. 346-352.

114 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Куис Д.В., Волокитина И.Е., Смольянова Т.В. Влияние РКУ-прессования на структуру бронзы // Материалы международной молодежной научно-практической конференции «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении», посвященной памяти чл.-корр. РАН, почетного доктора УрФУ В.Л. Колмогорова. - Екатеринбург, 2014. – С. 153-155.

115 Nayzabekov A.B., Legnev S.N., Kurapov G.G., Knapinski M.J., Volokitina I.E. Research of influence equal channel angular pressing combined with a heat treatment on the microstructure of the steel 45 // 24-th International Conference on metallurgy and materials METAL. – Brno, 2015. – P. 53-60.

116 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Курапов Г.Г., Волокитина И.Е., Орлова Е.П. Эволюция микроструктуры стали марки 35ХМ в процессе РКУП // Вестник Национальной академии наук Республики Казахстан. – 2016. – Т. 2. – № 360. – С. 95-102.

117 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. Влияние исходного структурного состояния стали 35ХМ на получение ультрамелкозернистой структуры при РКУ-прессовании // Междунар. науч.-техн. конф. «Нано-

технологии функциональных материалов (НФМ'14)». – Санкт-Петербург, 2014. – С. 126-131.

118 Копцева Н.В. Закономерности формирования ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей улучшение свойств углеродистых конструкционных сталей: дисс. ... докт. техн. наук: 05.16.01. – Магнитогорск: МГТУ, 2012. – 245 с.

119 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Панин Е.А. Анализ влияния исходного структурного состояния легированных марок сталей на получение ультрамелкозернистой структуры при равноканальном угловом прессовании // Труды XVI междунар. науч.-техн. конф. и школы молодых ученых, аспирантов и студентов «Авиакосмические технологии» (АКТ-2014). – Воронеж, 2015. – С. 56-65.

120 Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.

121 Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Курапов Г.Г., Кнапиньски М.Я. Исследование влияния криогенного охлаждения при равноканальном угловом прессовании на эволюцию микроструктуры меди // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвузовский сб. науч. трудов. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2015. – № 2 (43). – С. 5-9.

122 Волокитина И.Е., Орлова Е.П., Курапов Г.Г. Исследование микроструктуры и механических свойств меди и латуни Л63, формирующихся при деформировании в равноканальной ступенчатой матрице с интенсивным охлаждением // Современная металлургия нового тысячелетия. - 2015. – Ч. 1. – С. 178-183.

123 Инов. пат. 30446 Республика Казахстан, МКИЗ С21D 1/613, С22F 1/00. Способ упрочнения металлов и сплавов / Кенжалиев Б.К., Волокитина И.Е., Курапов Г.Г., Дегтярева А.С., Орлова Е.П. – опубл. 15.10.2015, Бюл. № 10. – 3 с.

124 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е., Курапов Г.Г., Кнапиньски М.Я. Эволюция микроструктуры меди при равноканальном угловом прессовании с криогенным охлаждением // Труды междунар. науч.-техн. конф. «Нанотехнологии функциональных материалов». – Санкт-Петербург, 2016. – С. 183-188.

125 Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений. – Изд. 3-е, перер. и доп. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

126 Перцев А.С., Панов Д.О., Симонов Ю.Н., Смирнов А.И. Формирование структуры и механических свойств конструкционной стали при холодной пластической деформации методом радиальнойковки // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 1. – С. 32–38.

127 Чукин М.В., Копцева Н.В., Барышников М.П., Ефимова Ю.Ю., Носов А.Д., Носков Е.П., Коломиец Б.А. Инновационный потенциал новых технологий производства метизных изделий из наноструктурных сталей // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. – 2009. – №2 (26). – С. 64-68.

128 Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Волокитина И.Е. Особенности изменения структуры стали при РКУП в зависимости от исходного состояния // Современная металлургия нового тысячелетия: II междунар. науч.-практ. конференция. – Липецк, 2016. – С. 171-175.

129 Скрежендевский В.В. Электрооборудование тепловозов: учебно-методическое пособие. – Гомель: БелГУТ, 2008. – 70 с.

*МОНОГРАФИЯ*

**Найзабеков Абдахман Батырбекович, Курапов Георгий Георгиевич,  
Волокитина Ирина Евгеньевна**

**ТЕХНОЛОГИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ  
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ПЛАСТИЧЕКОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ**

Монография. – Рудный: РИИ, 2017. -160с.

Подписано к печати 25.12.2017 года. Формат 60×60 1/16

Усл. печ. л.10. Тираж 300 экз. Заказ №150.

