

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ  
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ «НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
НИЖЕГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ ИМ. Н.И. ЛОБАЧЕВСКОГО»

*На правах рукописи*

Мелёхин Николай Владимирович

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ  
ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ  
ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ**

*Специальность 1.3.8 - Физика конденсированного состояния*

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:  
доктор физ.-мат. наук  
Чувильдеев Владимир Николаевич

Нижний Новгород – 2023

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ .....	4
Глава 1. Литературный обзор.....	11
1.1 Исследование макроскопических параметров ВСД .....	11
1.2 Механизмы высокоскоростной динамической пластичности металлов ....	23
1.3 Эволюция микроструктуры меди и медных сплавов при высокоскоростной деформации .....	58
Глава 2. Экспериментальная Методика исследования высокоскоростной деформации металлических материалов без применения энергии взрыва.....	92
2.1 Общее описание.....	92
2.2 Численная оптимизация параметров эксперимента .....	94
2.3 Верификация расчетной модели и экспериментальная оптимизация параметров эксперимента.....	99
2.4 Повторяемость результатов.....	102
2.5 Модификации методики .....	103
2.6 Заключение.....	109
ГЛАВА 3 Экспериментальное исследование поведения меди при высокоскоростной деформации .....	111
3.1 Исследование влияния параметров микроструктуры и химического состава образцов на динамическую пластичность (глубину внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду) .....	111
3.2 Исследование влияния параметров микроструктуры образцов на параметры динамической деформации меди.....	118
3.3 Исследование эволюции микроструктуры меди при высокоскоростном течении в условиях динамической деформации .....	126
3.4 Заключение.....	138
Глава 4. Модель высокоскоростной деформации материала .....	139
4.1 Базовые предположения .....	139
4.2 Описание модели эволюции микроструктуры выплеска .....	142
4.3 Модель геометрической динамической рекристаллизации.....	146
4.4 Модель высокоскоростного течения.....	147
4.5 Заключение.....	156
Глава 5. Сопоставление результатов моделирования эволюции микроструктуры при высокоскоростной деформации меди с результатами экспериментальных исследований .....	157
5.1 Численный эксперимент.....	157

5.2 Анализ процесса ВСД.....	162
5.3 Результаты анализа .....	167
5.4 Заключение.....	169
Заключение .....	170
Список условных обозначений .....	171
Список литературы .....	172

## ВВЕДЕНИЕ

### Актуальность темы исследования и степень ее разработанности

В настоящее время широко изучены макроскопические закономерности высокоскоростной деформации металлов и, в частности меди. Подробно изучено влияние параметров эксперимента – геометрии нагружения, скорости нагружения и др.

В то же время, закономерности эволюции микроструктуры меди при скоростях деформации выше  $10^4 \text{ с}^{-1}$  изучены еще недостаточно. Следует отметить, что в меди при указанных условиях деформирования наблюдается полосчатая микроструктура, состоящая из двух типов областей: мелкозернистой равноосной микроструктуры и крупнозернистой микроструктуры, зерна в которой часто вытянуты в направлении растяжения.

Известны попытки описания процессов высокоскоростной деформации меди с учетом эволюции зеренной микроструктуры. Можно выделить два подхода, которые часто используются при описании эволюции микроструктуры в условиях высокоскоростной деформации. В первом - авторы используют модели сверхпластического течения металлов, во втором - модели динамической рекристаллизации (ДР). Каждый из подходов позволяет описать некоторые аспекты деформационного поведения меди, но имеет и серьезные ограничения. Так, для использования моделей сверхпластического течения при высоких скоростях деформации ( $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$ ) и температурах (до  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ ) в материале необходимо формирование однородной стабильной субмикроструктурной зеренной структуры. Однако, в ходе деформации при повышенных температурах в чистых металлах неизбежно происходит интенсивный деформационно-стимулированный рост зерен, вследствие чего размер зерна материала быстро «выходит» из интервала оптимальных параметров, соответствующих области устойчивого пластического течения. Модели ДР хорошо описывают неоднородность зеренной структуры материала, однако для высокоскоростной деформации существуют только феноменологические модели, которые в явном

виде не учитывают влияние параметров микроструктуры на характер пластического течения.

Таким образом, до настоящего времени не существует общепринятой физической теории, описывающей эволюцию микроструктуры материала в условиях деформации при скоростях  $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$  и температурах до  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ , которая позволяла бы объяснить наблюдаемые в экспериментах особенности деформационного поведения материала. Одна из целей настоящей работы – создание подходов к построению такой теории.

Отметим, что существенной проблемой, препятствующей построению такой теории, является несовершенство методик изучения эволюции микроструктуры материала в указанных температурно-скоростных условиях деформации. Основная часть работ, в которых предпринимаются попытки описания микроструктуры меди после высокоскоростной деформации, базируется на исследованиях микроструктуры материала при более низких скоростях с последующей интерполяцией. Для изучения особенностей эволюции микроструктуры меди в условиях высокоскоростной деформации в работе предложена оригинальная методика, основанная на использовании прямого удара для формирования в образце специальной формы (ОСФ) выплеска с быстрой закалкой деформированного материала.

### **Цели и задачи работы**

Целью работы является экспериментальное исследование эволюции микроструктуры меди при высокоскоростной деформации и создание физической модели, позволяющей объяснить наблюдаемые в эксперименте изменения микроструктуры и свойств меди в указанных условиях.

В работе были поставлены следующие задачи:

1. Разработка методики исследования эволюции микроструктуры меди при скорости деформации выше  $10^4 \text{ с}^{-1}$ .
2. Исследование влияния параметров микроструктуры и химического состава меди на величину предельной динамической пластичности.

3. Разработка физической модели эволюции микроструктуры меди в процессе высокоскоростной деформации.

4. Сопоставление результатов моделирования с экспериментальными результатами исследования микроструктуры меди после высокоскоростной деформации.

### **Научная новизна работы**

1. Разработана новая лабораторная методика изучения высокоскоростной деформации (до  $10^5 \text{ с}^{-1}$ ) меди без применения энергии взрыва. Деформация осуществлялась путем ударного нагружения образцов специальной формы с использованием легкогазовой пушки. Определены оптимальные параметры испытаний образцов электротехнической меди.

2. Впервые проведено исследование микроструктуры быстрозакаленных динамически деформированных образцов из различных марок электротехнической меди. Выявлены закономерности чередования областей мелких равноосных зерен и вытянутых крупных зерен. Определены закономерности влияния структурного состояния исходного материала на параметры его высокоскоростной деформации.

3. Впервые построена физическая модель высокоскоростной деформации меди, основанная на представлениях о чередовании процессов динамической сверхпластической деформации, контролируемой зернограницным проскальзыванием и динамической рекристаллизацией, контролируемой внутриверенной деформацией. Описана роль деформационно-стимулированного роста зерен и измельчения зерен для обеспечения устойчивого пластического течения в условиях высокоскоростной деформации. Определены условия смены механизмов деформации и длительность протекания каждого процесса.

4. Проанализировано влияние градиента температур в сечении материала на эволюцию его микроструктуры. Построены карты распределения характеристик микроструктуры для разного начального структурного состояния электротехнической меди.

### **Теоретическая и практическая значимость работы**

1. Разработана методика исследования деформационного поведения и эволюции микроструктуры металлических материалов в условиях высокоскоростной деформации. Использование разработанной методики позволяет исследовать влияние состава и микроструктуры меди на характеристики ее динамического деформирования с целью выявления закономерностей поведения металлов в условиях высокоскоростного течения.

2. Предложена физическая модель эволюции микроструктуры меди в условиях высокоскоростной деформации. Модель позволяет повысить прогнозную точность численных моделей поведения материалов, используемых при компьютерном моделировании процессов динамического деформирования материала.

3. Результаты, полученные в диссертации использованы при выполнении работ по хозяйственным договорам НИФТИ ННГУ с промышленными предприятиями, а также при выполнении проектов Минобрнауки России (проект 2.1.1/6292 АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2011)», проект П512 ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, грант НШ-2724.2014.10 Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации) и грантов РФФИ (№14-08-00089-а, №17-03-01198\_а).

### **Методы и методология исследований**

В ходе работы была разработана экспериментальная методика исследования процесса эволюции структуры материала при высокоскоростной деформации. С использованием разработанной методики собран экспериментальный материал, на базе которого разработана модель эволюции структуры меди при высокоскоростной деформации.

### **Достоверность результатов**

Достоверность представленных экспериментальных результатов подтверждается их воспроизводимостью, сравнением с экспериментальными данными, полученными другими авторами, а также ясной физической трактовкой. Достоверность теоретических результатов подтверждается хорошим совпадением

с экспериментальными данными. Достоверность полученных результатов подтверждается их опубликованием в рецензируемых научных журналах.

### **Личный вклад соискателя**

Разработка методики и экспериментальная оптимизация ее параметров проводилась соискателем самостоятельно. Численная оптимизация параметров методики проводилась совместно с с.н.с. НИФТИ ННГУ Берендеевым Н.Н.

Выбор и подготовка материалов, а также планирование динамических экспериментов проводились соискателем самостоятельно. Динамические эксперименты проводились совместно с сотрудниками НИИМеханики ННГУ под руководством проф. Брагова А.М. Обработка результатов динамических экспериментов проводилась соискателем самостоятельно.

Разработка модели эволюции микроструктуры проводилась соискателем совместно с научным руководителем.

Подготовка материалов и планирование экспериментов по исследованию микроструктуры проводилась соискателем самостоятельно. Исследование микроструктуры проводились совместно с м.н.с. НИФТИ ННГУ Пискуновым А.В. Обработка результатов проводилась соискателем самостоятельно.

Расчеты и сопоставление результатов моделирования с результатами экспериментов проводились соискателем самостоятельно.

### **Положения, выносимые на защиту**

1. Разработана и апробирована экспериментальная методика исследования процессов динамической деформации меди при скоростях деформации до  $10^5 \text{ с}^{-1}$ . Разработанная методика позволяет анализировать влияние исходной микроструктуры материала на характер пластического течения материала и эволюцию микроструктуры при высокоскоростной деформации.

2. При высокоскоростной деформации меди марки М06 в материале формируется два типа микроструктуры: мелкозернистая структура с равноосными зернами и крупнозернистая микроструктура с зернами, вытянутыми вдоль направления деформации. Показано, что на характер распределения областей и

размеры зерен в разных областях существенное влияние оказывает микроструктура исходного материала.

3. Разработана физическая модель эволюции микроструктуры меди при высокоскоростной деформации, включающая описание процессов динамической сверхпластичности и динамической рекристаллизации. Показано, что за время деформации со скоростью  $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$  в материале может происходить несколько циклов смены типа микроструктуры с переходом от мелкозернистой равноосной к крупнозернистой вытянутой. Основным механизмом перехода мелкой структуры в крупную является деформационно-стимулированный рост зерен. Основным механизмом перехода крупнозернистой структуры в мелкозернистую является динамическая фрагментация.

#### **Апробация работы**

1. Основные результаты диссертации были представлены в форме устных докладов на следующих международных и российских конференциях: “Materials science of the future: research, development, scientific training (MSF’2022)” (Нижний Новгород, 2022); V Международная научно-практическая конференция «Science and Technology Research (Петрозаводск 2022); 50 НТК «Проектирование систем» (Москва, 2023 г.); Школа НЦФМ по газодинамике и физике взрыва, экстремальным состояниям вещества, (Саров, 2023 г.), III Международная конференция «Физика конденсированных состояний» (ФКС-2023), посвященная 60-летию ИФТТ РАН, (Черноголовка 2023 г.).

2. По теме диссертации опубликовано 4 статьи в ведущих журналах, («International Journal of Impact engineering», «Физика твёрдого тела», «Журнал технической физики», «Проблемы прочности и пластичности»).

#### **Структура и объем диссертации**

Работа состоит из Введения, 5 глав и Заключения. Она изложена на 183 страницах и содержит 133 рисунка, 42 таблицы и список литературы из 120 наименований.

**Список работ, опубликованных автором по теме диссертации в научных журналах из перечня ВАК**

[A1]. Чувильдеев В.Н. Влияние размера зерна и структурного состояния границ зерен на параметры низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности нано- и микрокристаллических сплавов / В.Н. Чувильдеев, А.В. Щавлева, А.В. Нохрин, О.Э. Пирожникова, М.Ю. Грязнов, Ю.Г. Лопатин, А.Н. Сысоев, **Н.В. Мелехин**, Н.В. Сахаров, В.И. Копылов, М.М. Мышляев// Физика твердого тела. – 2010. – Т.52(5). – С. 1026-1033 (ВАК, Scopus, WoS).

[A2]. Melekhin N.V. Microcumulation at impact loading as a method of comparative evaluation of dynamic plasticity of metallic materials: Case of copper / **Melekhin N.V.**, Bragov A.M., Berendeev N.N., Chuvil'deev V.N., Balandin V.V. // International Journal of Impact Engineering. – 2023. – V. 174(3). – P.104-113 (Scopus, WoS).

[A3]. Мелехин Н.В. Методика исследования течения миниатюрной кумулятивной струи из меди / **Мелехин Н.В.**, Брагов А.М., Берендеев Н.Н., Чувильдеев В.Н., Баландин В.В. // Журнал технической физики. – 2022. – Т. 92(11). – С. 1671–1677 (ВАК, Scopus, WoS).

[A4]. Мелёхин Н.В. Модель эволюции микроструктуры при высокоскоростной деформации материала кумулятивной струи / **Мелёхин Н.В.**, Чувильдеев В.Н. // Проблемы прочности и пластичности. – 2023. - №2. – С. 1 – 16 (ВАК, Scopus).

## ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

В данной главе приведено описание основных методик исследования высокоскоростной деформации материалов ( $\sim 10^5$  1/с). Наиболее ярким процессом, при котором реализуется подобная скорость деформации является течение кумулятивной струи (КС) на стадии свободного растяжения.

### 1.1 Исследование макроскопических параметров ВСД

Методики исследования параметров КС и ее взаимодействия с преградой восходят к импульсным источникам рентгеновского излучения. Одними из первых получили снимки КС специалисты американской фирмы Вестингауз, создавшие трехканальную импульсную установку для рентгеновской съемки в 1942 г [1].

В СССР подобные разработки шли параллельно и в 1942 г. В.А. Цукерман предложил методику импульсной рентгеновской съемки. Одним из первых объектов исследования стали КС немецких снарядов. Специалистам необходимо было понять механизм взаимодействия данных боеприпасов с преградой для разработки концепции защиты. На рисунке 1.1 приведен снимок одного из первых опытов по регистрации КС в нашей стране [2].

В настоящее время в нашей стране для исследования КС применяются двухкадровые импульсные (рентгеновские и беттатронные) установки, позволяющие снимать процесс формирования или разрушения КС с высоким разрешением (Рисунок 1.1.2) [3].

В западных странах для исследования процессов вытягивания и разрушения используют как двухкадровую, так и трехкадровую рентгеновскую съемку [4], имеющую преимущество перед двухкадровой, поскольку позволяет определять не только скорость элемента, но и ускорение.

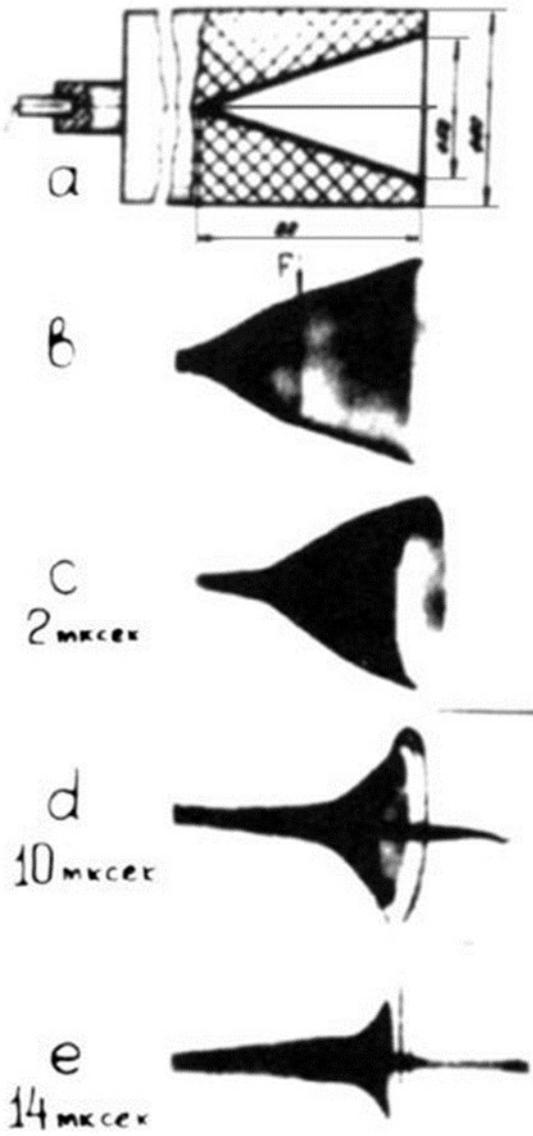


Рисунок 1.1.1 – Рентгенограмма формирования КС

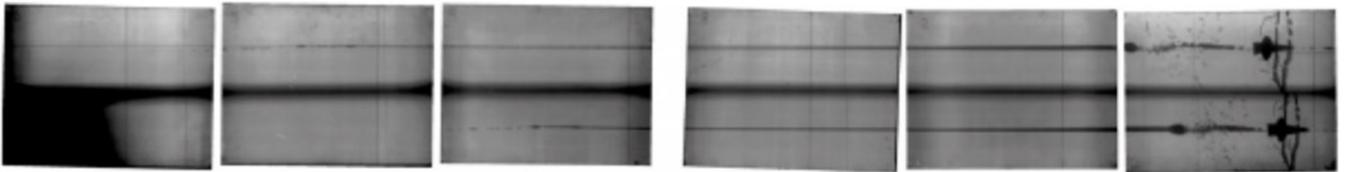


Рисунок 1.1.2 – Результаты двухкадровой съемки КС [3]

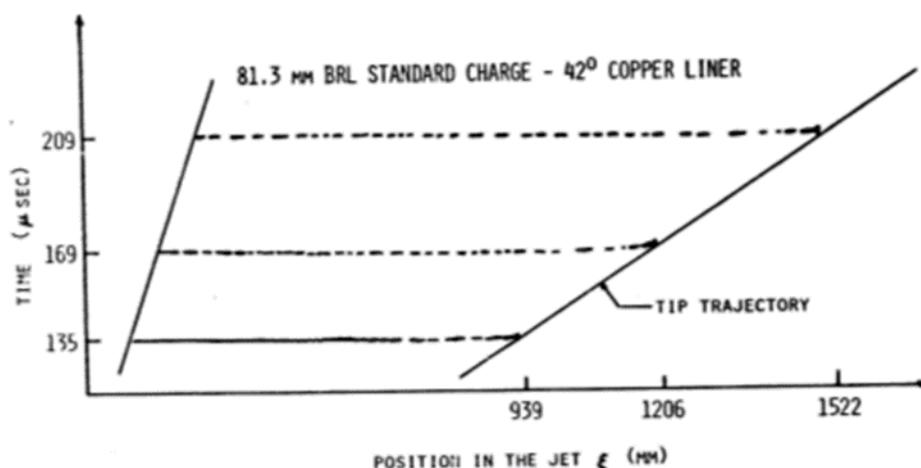


Рисунок 1.1.3 – Результат трехкадровой рентгеновской съемки медной КС и наложения границ траектории [4]

Кроме рентгеновских методов съемки КС, существуют оптические. Они основаны на повороте зеркала и теневой съемке КС на фотопленку. В работах [5, 6] приведены описания установок и результаты высокоскоростной многокадровой съемки КС. В работе [6] съемка проводилась двумя ортогонально расположенными камерами (Рисунок 1.1.4). Результаты съемок приведены на рисунке 1.5.

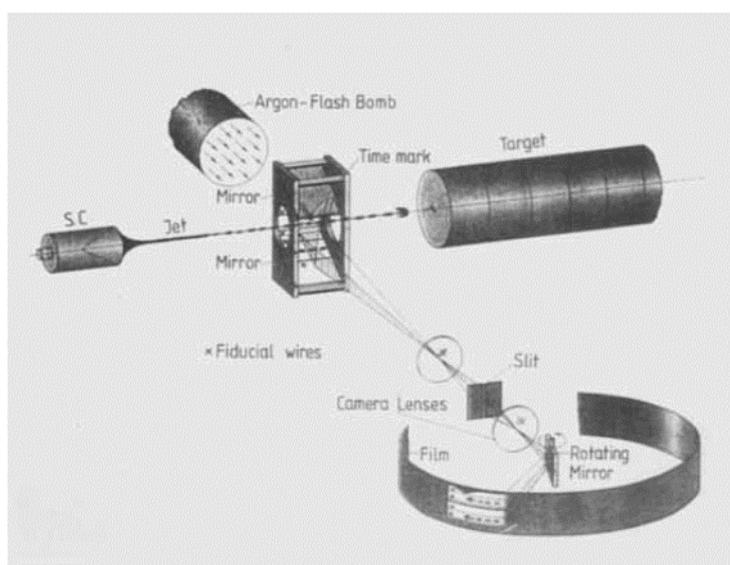


Рисунок 1.1.4 – Схема съемки КС [6]

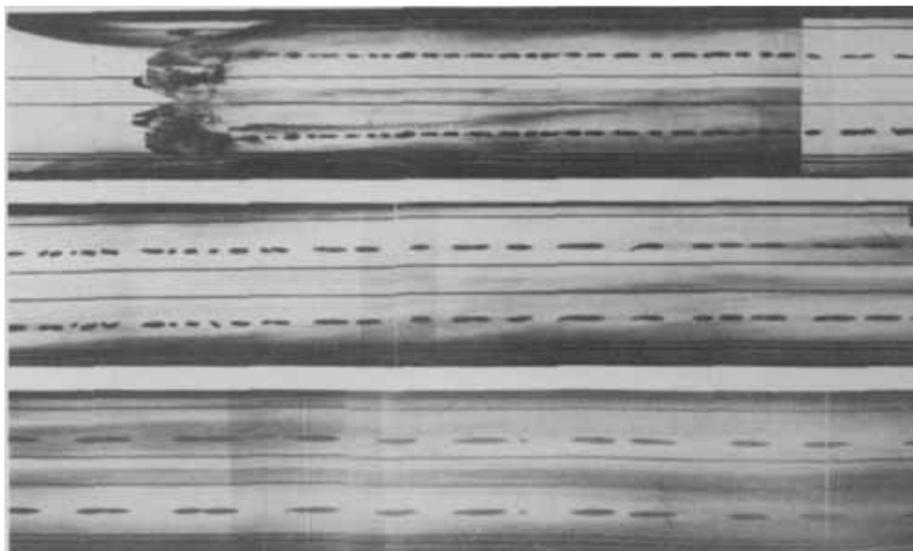


Рисунок 1.1.5 – Результаты высокоскоростной ортогональной съемки КС. Верхний и нижний фрагмент на снимке являются результатами съемки одной КС во взаимно перпендикулярных направлениях [6]

В работе [7] приведены результаты современной цифровой высокоскоростной оптической высокоразрешающей съемки последовательных стадий формирования КС (Рисунок 1.1.6).

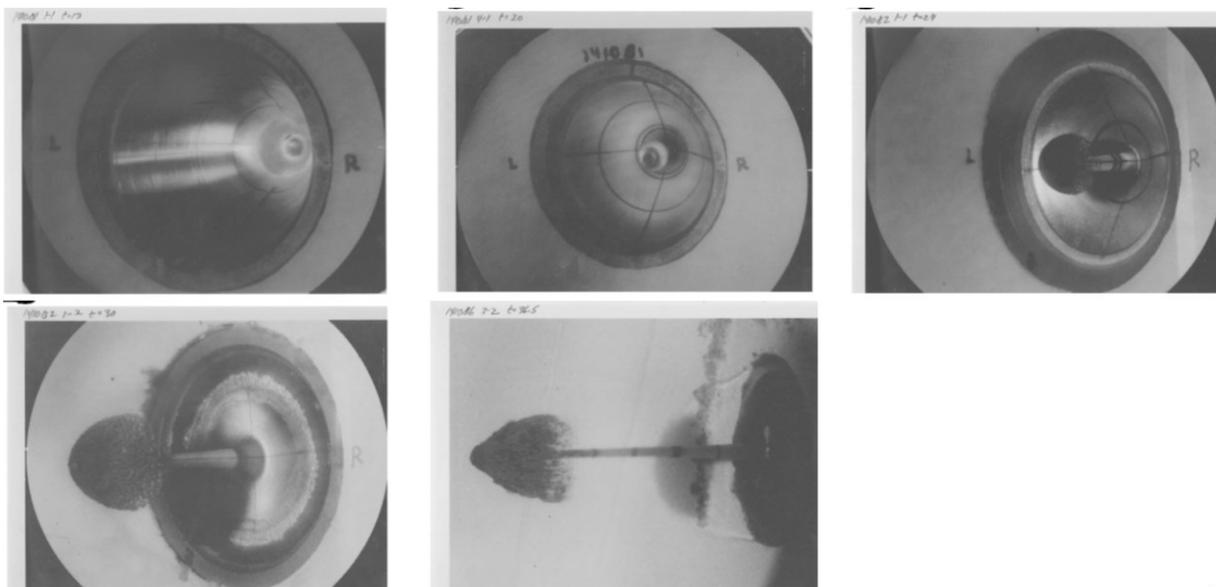


Рисунок 1.1.6 - Оптическая съемка последовательных стадий формирования КС [7]

Экспериментальные исследования полета и разрушения КС [1 – 7] показывают, что типичная скорость головной части КС составляет 8 – 9 км/с,

скорость хвостовой части  $\sim 2$  км/с. Типичная степень удлинения составляет 500-1000 %. Диаметр медной КС на момент разрушения для КО  $\varnothing$  100 мм составляет  $\sim 2-2,5$  мм. Длина фрагментов КС после разрушения в головной части составляет около двух диаметров, в хвостовой – около четырех диаметров.

#### *Анализ структурного состояния материала КС*

Вопрос о том в каком структурном состоянии находится материал КС – кристаллическом или расплавленном, оказался для первых исследователей очень острым. Одни авторы считали, что материал КС расплавлен, что обеспечивает ей такую пластичность, другие считали, что он находится в особом кристаллическом состоянии. Точку в этом вопросе поставил Е. Грин в 1974 г. Он провел эксперимент по получению рентгеновской дифракции на фрагменте пролетающей алюминиевой КС [8]. Этот опыт показал, что материал КС даже для легкоплавкого алюминия находится в обычном кристаллическом состоянии. На рисунке 1.1.7 приведена полученная дифрактограмма от пролетающей КС.

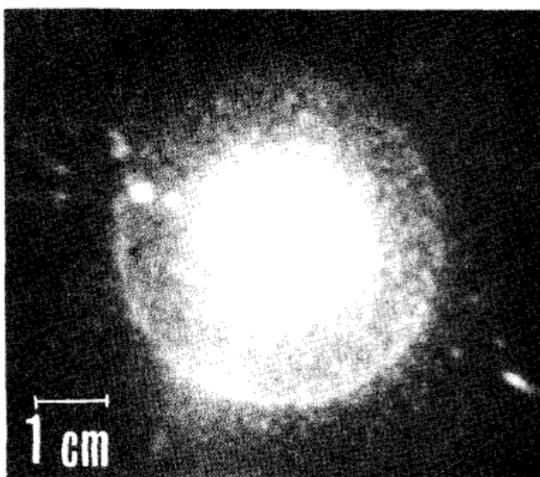


Рисунок 1.1.7 – Дифрактограмма алюминиевой КС, снятая в процессе растяжения

[8]

#### 1.1.3 Методы исследования температуры КС

Поскольку температура КС во многом определяет ее прочностные и пластические характеристики, измерения этой величины интересовали исследователей с самого начала изучения эффекта Монро. Первые

экспериментальные работы в этой области принадлежат Von Holle & Trimble [9, 10], которые с помощью инфракрасной радиометрии измерили температуру на поверхности КС для 83 мм КЗ с составом В и окфлом, получив значения температур 430 и 540 °С, соответственно. На рисунке 1.8 приведены результаты записи с ИК-радиомеров [9].

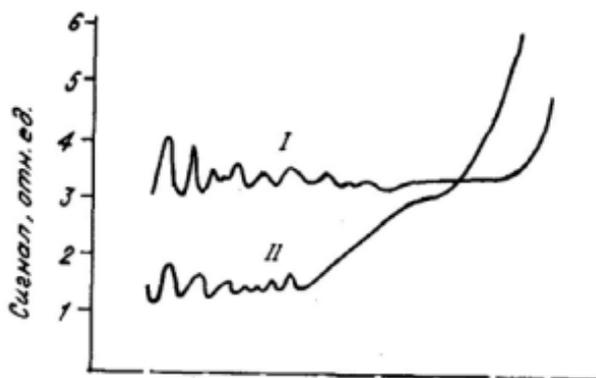


Рисунок 1.1.8 – Результаты ИК-радиометрии. Сигнал 1: 2-5,5 мкм, 2: 4-5,5 мкм. Временное разрешение датчиков 1 мкс [9]

Альтернативная методика измерения температуры КС была предложена в нашей стране [11, 12]. В данной работе температура определяется с использованием эффекта термопары при измерении отклика при внедрении КС (на стадии до разрушения) в металлическую преграду. Оценки температуры в этом случае дают для поверхности значения 540-680 °С для облицовок малого диаметра, для облицовки диаметром 40 мм измеренная температура составила 850 °С [12]. Схема и результаты эксперимента приведены на рисунке 1.9.

Оценки температуры КС с использованием численного моделирования проводились в [13 – 17]. Было показано, что температура на поверхности КС по разным оценкам составляет 400-700 °С. Важным выводом результатов численных расчетов является то, что температура струи неодинакова по сечению и в центре она существенно выше, чем на поверхности. По разным оценкам, температура в центре составляет от 900 до 1200 °С. На рисунке 1.1.10 приведено рассчитанное в [16] распределение температур по сечению КС.

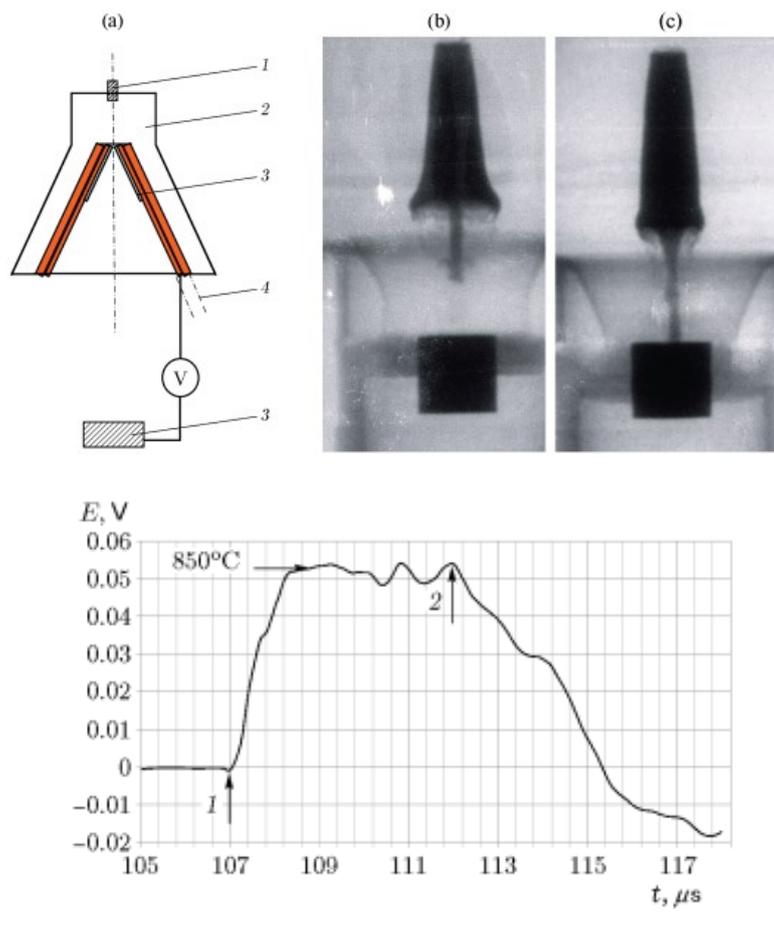


Рисунок 1.1.9 – (а) Схема эксперимента: 1- Инициатор, 2 – ВВ, 3 – Слой константана, 4- Медная коническая облицовка, (б) Рентгеновский снимок процесса 30 мкс, (с) рентгеновский снимок процесса 35 мкс, (d) Осциллограмма процесса

В работе [17] показано, что величина разогрева материала КС зависит от исходной величины предела текучести КО. Чем выше прочность материала КО – тем существеннее разогрев материала КС. На рисунке 1.1.11 приведены расчетные зависимости величины деформационного разогрева для медной струи. Показано, что для меди с начальной прочностью 90 и 250 МПа разница в величине разогрева при деформации до одной и той же степени с одной скоростью может составить до 100°C.

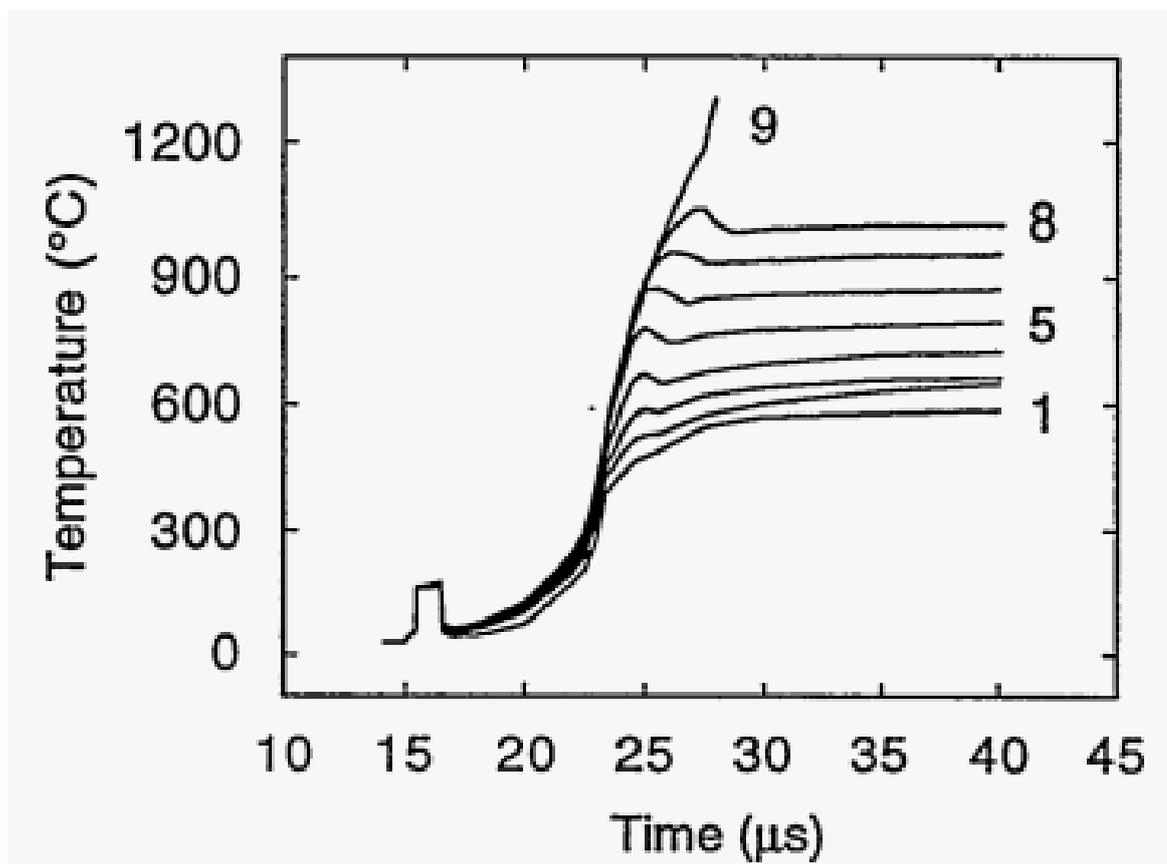


Рисунок 1.1.10 – Распределение температуры в сечении КС. Цифрами обозначены номера лагранжевых меченых узлов. Маркер 1 – поверхность КС, маркер 9 – центр КС [16]

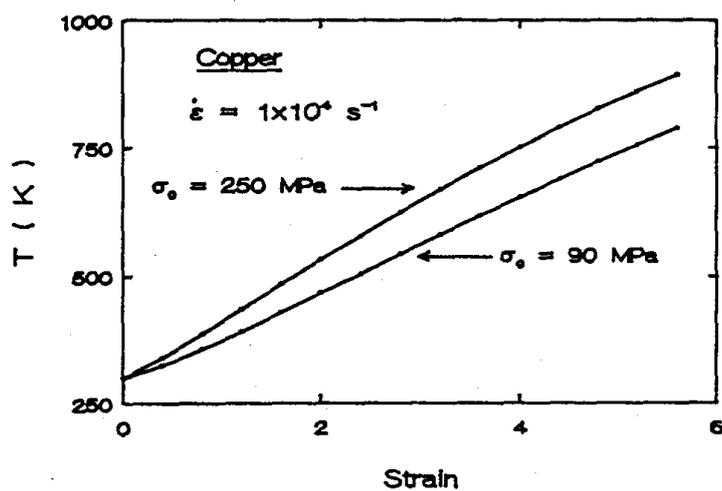


Рисунок 1.1.11 – Величина пластического разогрева меди при различной исходном предел текучести [17]

#### 1.1.4 Экспериментальные методы исследования структуры КС

Исследование зеренной структуры КС может позволить уточнить механизмы пластичности и фрагментации и сделать возможным управление данными процессами. Подавляющее большинство работ по исследованию микроструктуры сосредоточены на изучении структуры материала песта, формирующегося после обжата КО (Рисунок 1.1.12). Это связано с методическими трудностями при попытках остановить без разрушения движущуюся со скоростями 8-9 км/с КС. На рисунке 1.1.13 приведены схема зон с различной зеренной структурой и снимки микроструктуры сечения медного песта [18 – 20].

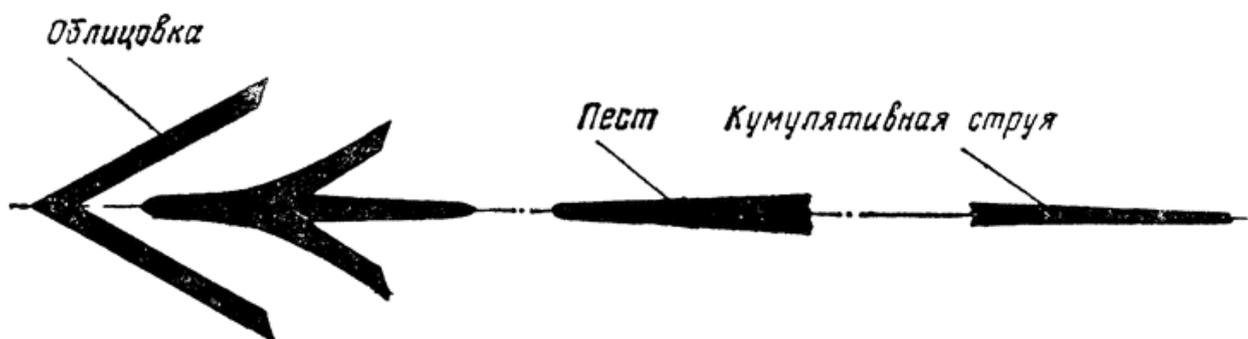


Рисунок 1.1.12 – Схема обжата КО и формирования КС и песта [14]

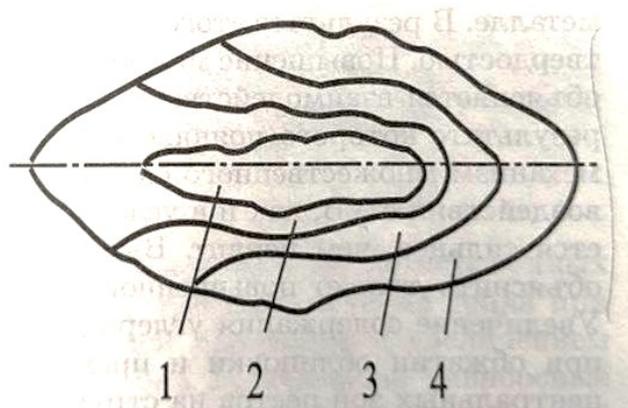


Рисунок 1.1.13 Схема формирования областей с разной микроструктурой в продольном сечении песта [15] (1 – внутренняя зона, 2 – зона течения с равноосными зернами рекристаллизации, 3 – зона течения с сильнодеформированными зернами, 4 – внешняя зона)

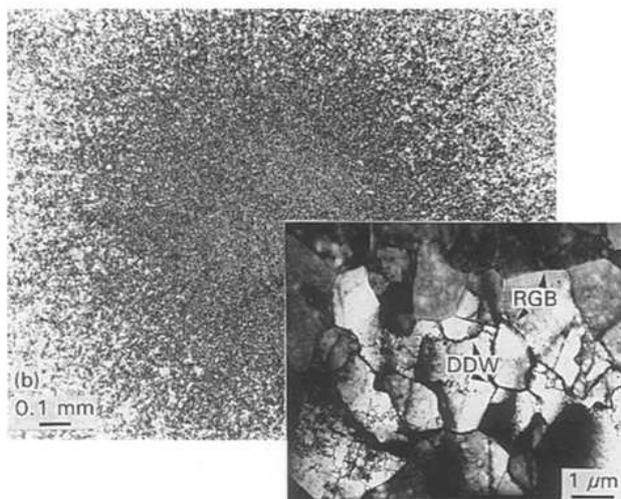


Рисунок 1.1.14 - Микроструктура поперечного сечения медного песта [16]

С 1988 года начался цикл работ по исследованию микроструктур КС, пойманных без значительной деформации. Проведение подобных исследований стало возможно после разработки авторов [21] методики «мягкого улавливания» (soft recovery) фрагментов КС. Схема трассы для улавливания приведена на рисунке 1.1.15 [21]. Трасса представляет собой набор контейнеров, заполненных пеной для бритья, полиуретановыми пенами и водой. Результаты исследования фрагментов струи приведены в целом ряде работ [22 – 27]. В качестве примера можно рассмотреть работу 2021 г. (рисунок 1.1.16) [26].

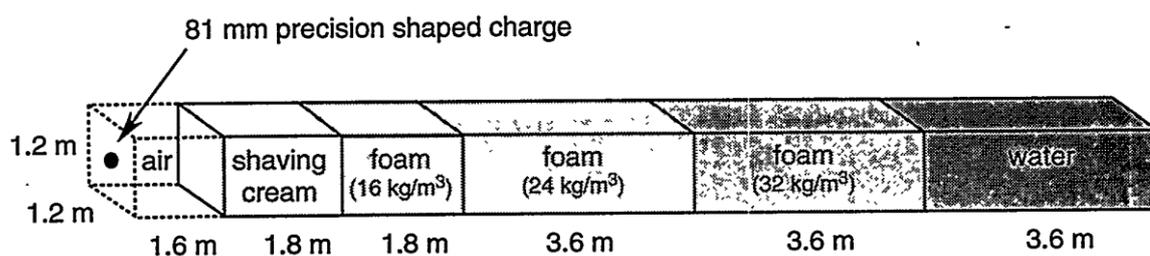


Рисунок 1.1.15 – Трасса для мягкой остановки фрагментов КС [21]

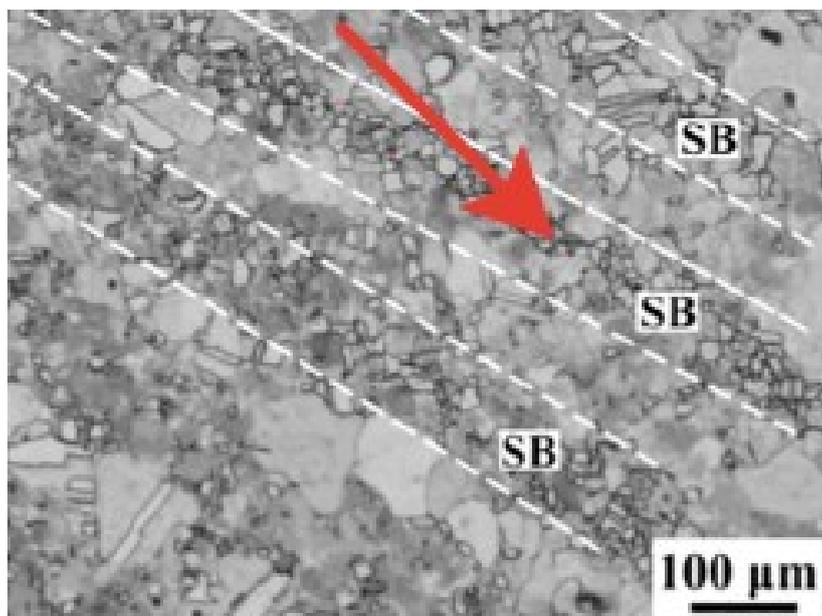


Рисунок 1.1.16 – Продольная микроструктура медной мягко пойманной КС [26]

Одной из особенностей микроструктуры КС является наличие областей с разным типом микроструктуры. Это наблюдается как в недавних работах [26] (Рисунок 1.1.16), так и в более ранних [27] (Рисунок 1.1.17).

Приведенное в работах [21-27] описание зеренной структуры фрагментов КС указывает на то, что размер зерна в меди в условиях высокоскоростного течения имеет бимодальное распределение. Параллельно наблюдаются зерна размером 1-5 мкм и зерна 0,1-0,5 мкм. Причем в ряде работ мелкозернистая структура не наблюдается, вместо нее фиксируются дислокационные ячейки подобного размера (рисунок 1.1.18) [24]. Вероятнее всего, это указывает на трансформационный переход от ячеек к зерну. Наблюдаемый в [26] более крупный размер зерна может быть связан с постдинамической рекристаллизацией в результате медленной закалки пойманного фрагмента КС.

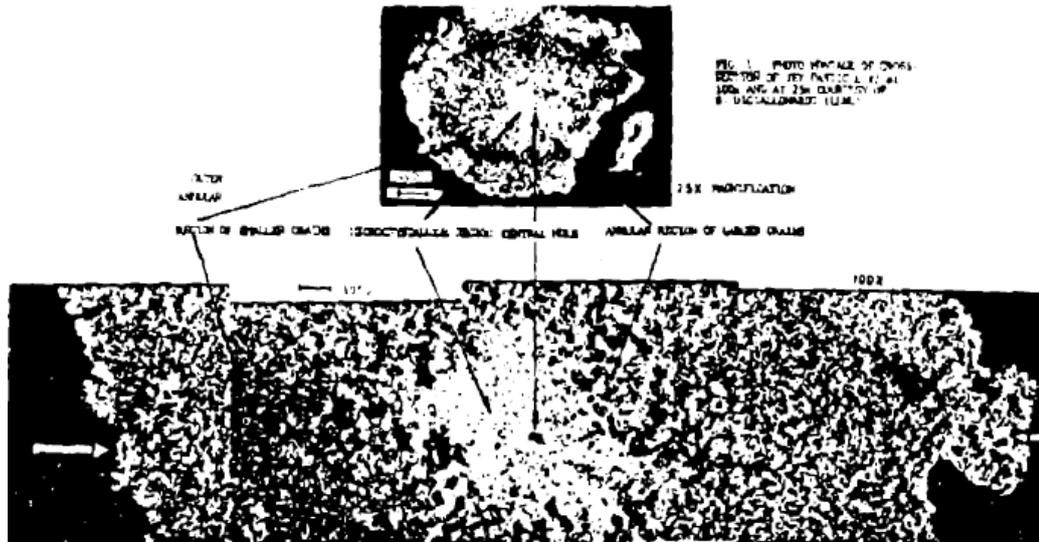


Рисунок 1.1.17 – Разные типы микроструктуры в поперечном сечении медной КС [27]

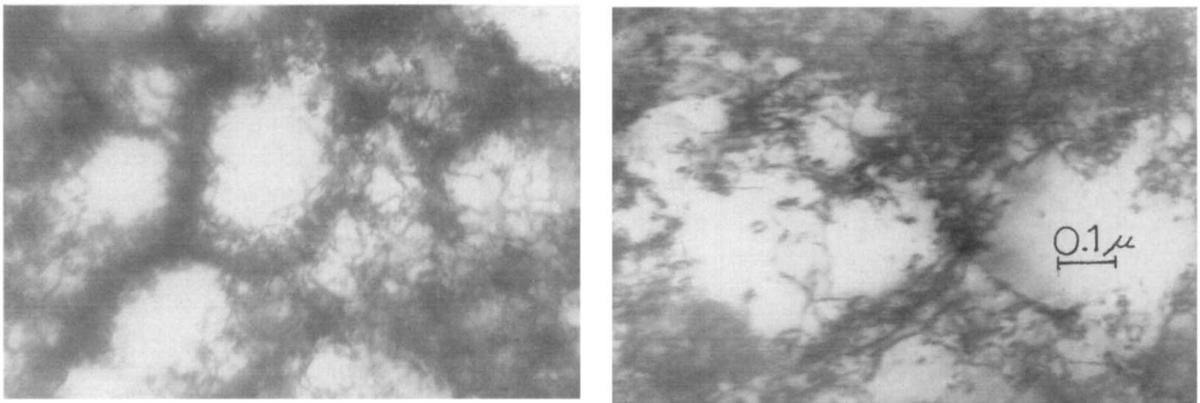


Рисунок 1.1.18 – Дислокационные ячейки, наблюдаемые в поперечном сечении КС из бескислородной меди [24]

### 1.1.5 Обобщение

Существующие на сегодня экспериментальные методы исследования высокоскоростной деформации на примере анализа параметров КС позволяют определять скорость, деформацию, температуру и кристаллическое состояние материала при скоростях деформации до  $10^5$  1/с. Методики мягкого улавливания фрагментов позволяют исследовать микроструктуру материала в процессе деформации. Например, в процессе обжатия облицовки из меди с углом при вершине конуса  $60^\circ$  формируется КС, характеризующаяся следующими параметрами: характерная величина скорости головной части струи составляет ~

9000 м/с, хвостовой части ~ 2000 м/с, при этом диаметр КС при максимальном удлинении ~ 2,4 мм значения удлинения КС достигают 900 %, процесс вытяжки занимает ~ 100 мкс, скорость деформации материала струи ~  $10^5$  1/с, температура наружной части струи ~ 600 °С. Микроструктура фрагментов КС имеет бимодальное распределение с пиками на 0,3 и 4 мкм.

## **1.2 Механизмы высокоскоростной динамической пластичности металлов**

В данной главе приведено описание основных механизмов, способных обеспечить высокоскоростное деформирование металлических материалов. Рассмотрены базовые модели и основные экспериментальные данные, посвященные анализу связи микроструктуры материала с механизмом его пластической деформации.

### **1.2.1 Подход**

В настоящее время не существует надежной теории, описывающей механизмы деформации, определяющие пластическое деформирование материала КС. Поэтому необходимо рассмотреть существующие теории механизмов деформации. В работе Эшби [28] в интересующей области высоких степеней и скоростей деформации ГЦК металлов при температурах выше  $0,5T_m$  деформация сопровождается динамической рекристаллизацией (Рисунок 1.2.1).

Другим механизмом высокотемпературной деформации металлов с высокими степенями вытяжки является сверхпластическое течение. Для обеспечения высокоскоростной сверхпластической деформации необходимо измельчение зеренной структуры (Рисунок 1.2.2) [29].

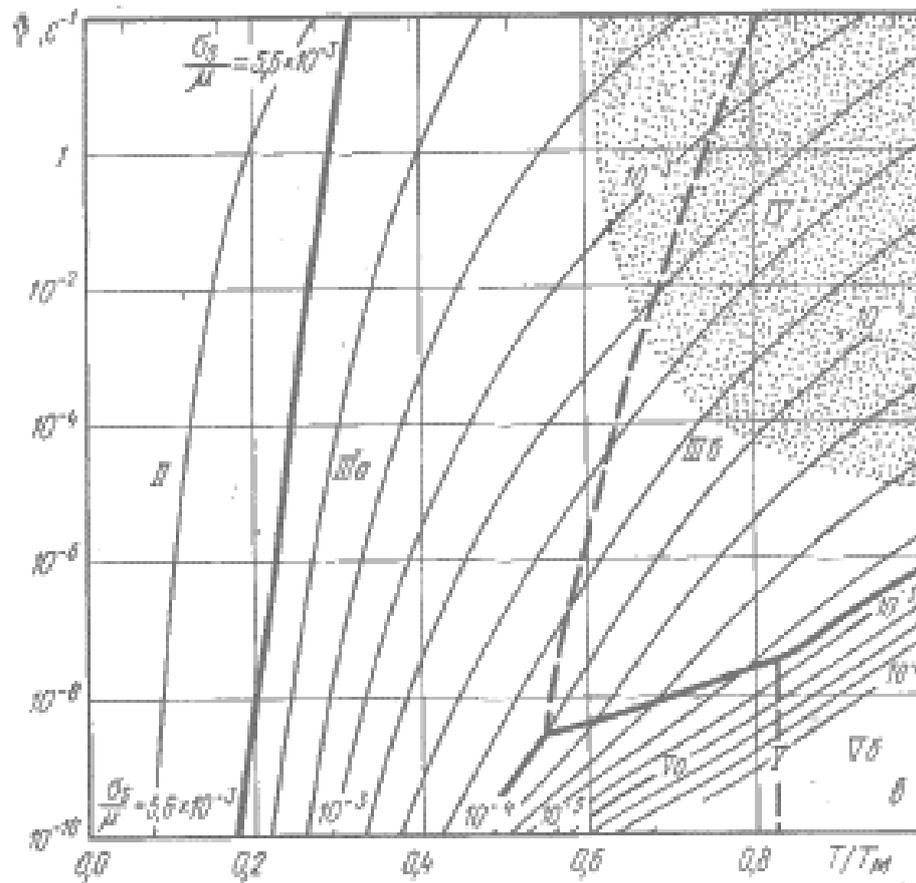


Рисунок 1.2.1 – Диаграмма деформации в координатах «скорость деформации – температура». Область IV соответствует деформации при динамической рекристаллизации

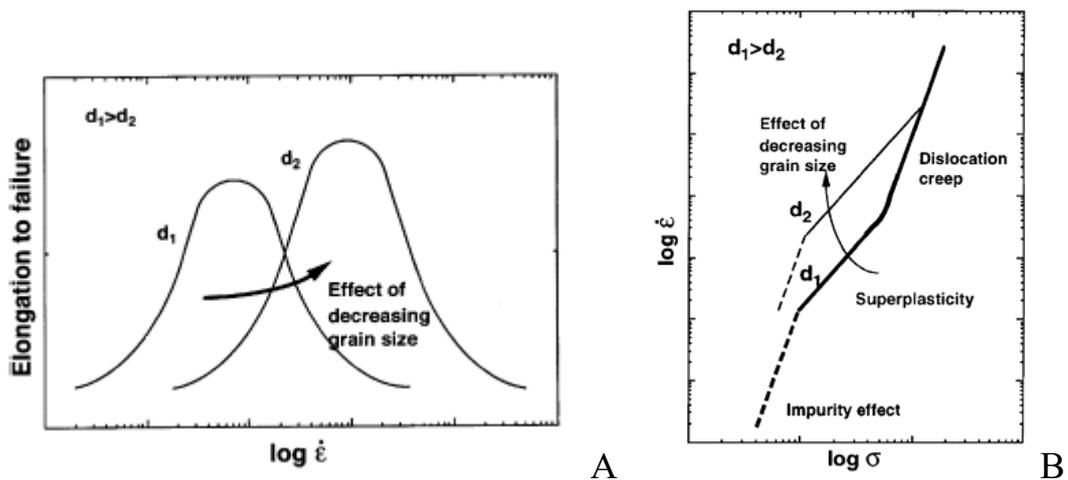


Рисунок 1.2.2 – (А) Влияние на удлинение до разрыва при СП деформации скорости деформации и размера зерна, (В) Влияние на скорость деформации при СП деформации напряжения и размера зерна [29]

Далее будут рассмотрены основные закономерности динамической рекристаллизации и сверхпластической деформации металлических материалов (с акцентом на медь и медные сплавы).

### 1.2.2 Динамическая рекристаллизация

Большинство металлических изделий в процессе их обработки подвергаются одновременному воздействию температуры и деформации, при определенных условиях подобная обработка сопровождается протеканием динамической рекристаллизации (ДР). Итоговая микроструктура и механические свойства материалов в значительной степени определяются кинетикой процесса рекристаллизации [30].

Систематические исследования ДР, наиболее распространенные в последние 10 лет, начались в 1960-х. Обобщение ранних исследований по теме ДР приведены в [31].

На сегодняшний день выделен ряд наиболее важных факторов, оказывающих влияние на протекание ДР и формирующуюся в материале структуру, определяющую свойства [32]:

- энергия дефекта упаковки (ЭДУ),
- параметры термомеханической обработки (ТМО) и процесса деформации,
- начальный размер зерна,
- наличие и размер частиц второй фазы.

Во время горячей деформации часто происходит прерывистая динамическая рекристаллизация (ПДР) [33]. Чаще всего она наблюдается для материалов с низким и средним уровнем ЭДУ. Движущей силой рекристаллизации в данном случае является снижение энергии системы за счет заметания движущейся ГЗ дислокаций. Для материалов с высоким уровнем ЭДУ характерно формирование дислокационных ячеек, окруженных малоугловыми границами (МУГ). При увеличивающейся степени деформации МУГ трансформируются в БУГ. После чего начинается процесс собирательной рекристаллизации. В данном случае речь идет о непрерывной ДР (НДР) [34].

Помимо ПДР и НДР, в последнее время появилась еще одна концепция - геометрическая динамическая рекристаллизация (ГДР) [32, 35]. В этом случае деформированные зерна вытягиваются вдоль действующего напряжения, утоняясь в перпендикулярном направлении. При достижении величины поперечного сечения зерна в 1-2 размера субзерен, зерно фрагментируется на равноосные зерна, окруженные БУГ.

Эти три типа ДР наблюдаются в широчайшем спектре металлических материалов. Невозможно четко разграничить проявление одного из них для конкретного материала. Часто в зависимости от условий деформации в материале могут наблюдаться два и даже все три типа ДР [32].

То же самое касается введения легирующих элементов в существующие материалы. Введение новых добавок даже в незначительных количествах может существенно поменять ЭДУ материала, что приведет к смене механизма ДР, изменению в структуре материала и смене поведения в процессе горячей деформации [30].

В процессе деформации в материале накапливаются дефекты, повышая его прочностные характеристики [36] (будем рассматривать только одно- и двумерные дефекты). Накопление дефектов повышает запасенную энергию, делая материал термодинамически неустойчивым. При повышении температуры материал будет стремиться избавиться от накопленных дефектов.

Одним из способов снижения энергии системы является аннигиляция и перестройка дислокаций в процессе возврата [36]. Если процесс возврата протекает в предварительно деформированном материале при повышении температуры, то данный процесс является статическим возвратом СВ, если возврат протекает в условиях продолжающейся деформации при повышенных температурах, то речь идет о динамическом возврате ДВ [37].

Формирование новой зеренной структуры в деформированном материале путем формирования и миграции БУГ, приводимых в движение запасенной энергией в процессе деформации, называется рекристаллизацией [38]. Если рекристаллизация протекает в процессе горячей деформации, то такой процесс

называется динамической рекристаллизацией [30]. Динамическая рекристаллизация может протекать гетерогенно с четким выделением стадий зарождения и роста зерен, в этом случае процесс будет прерывистым или же зарождение может происходить гомогенно и накладываться на процессы роста, в этом случае рекристаллизация будет непрерывной.

Отдельно укажем на феномен метадинамической (или постдинамической) рекристаллизации [30]. Этот процесс наблюдается в том случае, когда в процессе горячего деформирования в материале была накоплена критическая деформация, а затем процесс деформирования прекратился. Учитывая, что температура не может снизиться мгновенно, в материале будет протекать постдинамическая рекристаллизация [30].

На сегодняшний день убедительно доказано, что зародыши рекристаллизации появляются не путем случайной флуктуации (как при фазовом превращении), а формируются из малых объемов, которые уже существуют в деформированной структуре [39]. Для того, чтобы эти микрообъемы (как правило, это субзерна) стали зародышами рекристаллизации, вокруг них должна сформироваться БУГ [38]. В дальнейшем эти зародыши начинают расти либо для минимизации протяженности ГЗ в материале, либо для снижения плотности дислокаций в нем. Время, необходимое для формирования достаточного числа зародышей размером больше критического называется инкубационным периодом рекристаллизации [40]. Однако, в случае ДР, когда формирование зародышей происходит в процессе деформации, корректнее говорить не о потраченном на появлении зародышей времени, а о накопленном критическом уровне деформации ( $\epsilon_{cr}$ ) или критической плотности дислокаций ( $\rho_{cr}$ ) [30].

Факторы, влияющие на протекание ДР:

А. Энергия дефекта упаковки или коэффициент диффузии. Эти две величины являются хрестоматийными терминами науки о дефектах структуры [41, 42] и их значение в процессах ДР может быть не совсем ясно. Тем не менее, в списке факторов, влияющих на протекание процессов ДР именно они являются наиболее важными. Экспериментально показано, что введение в материал

примесей, изменяющих энергию дефекта упаковки, влияет на кинетику протекания процессов ДР [43-46]. Однако, введение подобных примесей не только изменяет ЭДУ, но и меняет коэффициент диффузии в материале. Какая именно из характеристик оказывается доминирующей или обе они играют важную роль в настоящее время достоверно не известно.

Б. Исходный размер зерна. Основным фактором влияния начального размера зерна на процесс ДР является вклад в начальный предел текучести, определяемый через соотношение Холла-Петча [36]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \frac{K_{HP}}{\sqrt{d}} \quad (1.2.1)$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести материала,  $\sigma_0$  – прочность монокристалла,  $d$  – размер зерна,  $K_{HP}$  – коэффициент Холла-Петча.

Границы зерен препятствуют движению дислокаций, поэтому, варьируя размер зерен, можно управлять «подвижностью» дислокаций. Это будет оказывать влияние на протекание всех трех типов ДР. Но кроме влияния на предел текучести материала, начальный размер зерна будет определять эволюцию структуры в ходе ДР, однако это влияние будет разным для каждого вида ДР и будет рассмотрено отдельно.

Например, в процессе ПДР, границы зерен являются предпочтительными участками для появления зародышей рекристаллизации [33], поэтому увеличение начального размера зерна обеспечивает меньшее количество мест зарождения, процесс рекристаллизации протекает медленнее. В то же время, неоднородности, такие как деформационные и сдвиговые полосы, которые также являются местами зарождения, легче формируются в материалах с большими размерами зерен. Поэтому размер зерна оказывает нелинейное влияние на кинетику протекания ДР [33].

Кинетика рекристаллизации сказывается на виде кривой «напряжение-деформация» (КНД). На рисунке 2.3 приведены экспериментальные кривые протекания ДР в материале с разным исходным размером зерна [47].

В большом обзоре [48] приводятся результаты экспериментальных исследований, свидетельствующие, что при отношении начального размера зерна

( $D_0$ ) к размеру зерна на стадии «насыщения» или стабильного течения ( $D_s$ )  $D_s/D_0 > 2$  происходит рост зерен, а КНД имеет несколько пиков, при  $D_s/D_0 < 2$  происходит измельчение зерна, а КНД является гладкой монопиковой.

Следует отметить, что установившийся размер зерна не зависит от начального размера и в большей степени определяется температурой и скоростью деформации [30, 48].

В. Режим термомеханической обработки. Поскольку большинство лабораторных исследований процесса ДР происходят при постоянных значениях температуры и скорости деформации, эти величины были объединены в один параметр – параметр Зинера-Холомона ( $Z$ ).

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1.2.2)$$

где  $R$  - газовая постоянная,  $Q$  - энергия активации доминирующего процесса деформации [49].

В случае ПДР, КНД имеет несколько пиков при низкой скорости деформации и высокой температуре (низкий  $Z$ ). Монопиковая кривая наблюдается в случае высокой скорости и низкой температуры (высокий  $Z$ ) [32]. Обе кривые будут выходить на стадию устойчивого течения (насыщения) при больших степенях деформации, а уровень напряжения насыщения будет определяться  $Z$ . Для реализации НДР и ГДР кривые деформации практически не исследованы, поскольку их сложно получить, ведь для реализации подобных процессов требуются высокие степени деформации в специфических условиях. Данные типы ДР реализуются в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД), таких как РКУП или кручение под давлением (КПД), горячая прокатка, в ходе которых затруднительно получить КНД.

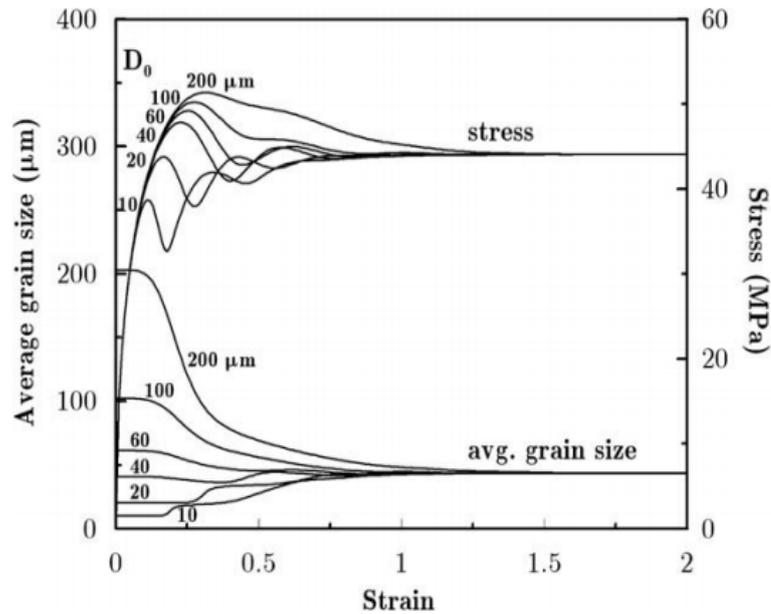
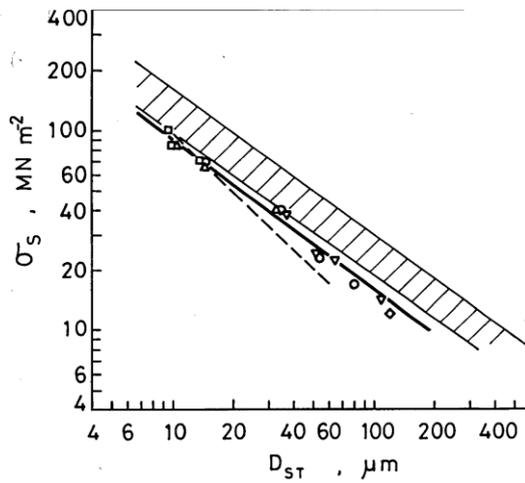


Рисунок 1.2.3 - Характерный вид кривой напряжение-деформация и размер зерна – деформация для случая ПДР [47]

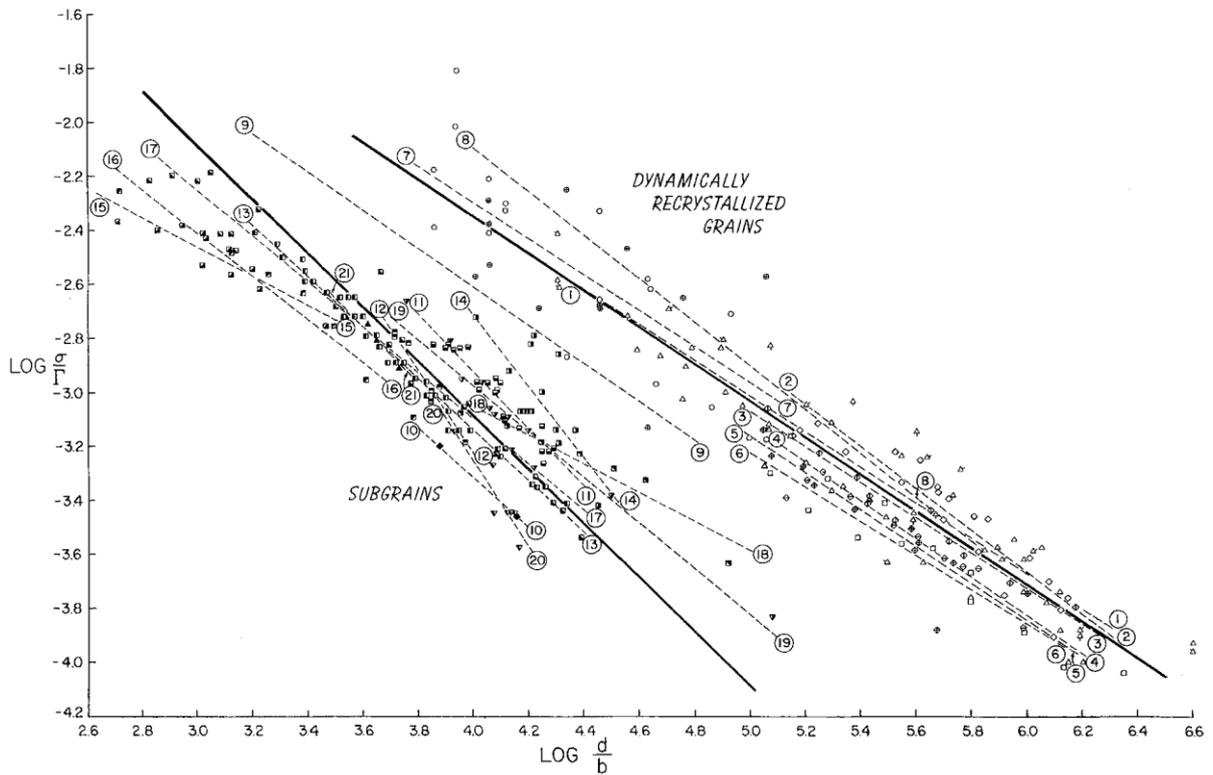
Существует множество работ, посвященных установлению связи размера зерна с напряжением на стадии течения. Чаще всего все они сводятся к соотношению [30, 48, 50, 51]:

$$\frac{\sigma}{G} \left( \frac{d_{ss}}{b} \right)^r = K \quad (1.2.3)$$

где  $d_{ss}$  - средний размер зерна на стадии установившегося течения ДР, коэффициент  $K$  лежит в диапазоне от 1 до 100 [30, 51], коэффициент  $r$  для меди, по данным [50, 51], составляет 0,8 – 0.83. Экспериментальное исследование соотношения (1.2.3), проведенное в ряде работ показывает высокую точность (Рисунок 1.2.4) [50, 51].



(A)



(B)

Рисунок 1.2.4 – Результаты экспериментальных исследований связи размера зерна на установившейся стадии ДР с напряжением течения (А) Результаты для бескислородной меди [50], (В) Результаты для широкого круга материалов [51]

Г. Частицы второй фазы. Частицы второй фазы могут оказывать существенное влияние на процесс ДР. Во-первых, частицы могут затруднять движение ГЗ согласно уравнению Зинера [36]. Во-вторых, выпадение частиц приводит к снижению содержания примесей в твёрдом растворе, изменяя ЭДУ материала (и диффузионные характеристики). В-третьих, межфазная граница между крупной частицей и матрицей материала может быть местом появления зародышей рекристаллизации и увеличение количества таких частиц будет приводить к увеличению центров рекристаллизации и изменению кинетики, меняя баланс между скоростью рекристаллизации и скоростью накопления дислокаций в материале.

Кроме того, показано, что в меди выделение когерентных частиц способствует подавлению ПДР из-за сильного затруднения движения дислокаций [52]. При этом некогерентные частицы не оказывают подобного влияния на процесс ПДР.

### 1.2.3 Прерывистая динамическая рекристаллизация (ПДР)

Чаще всего в литературе, если обратное не указано, то под ДР подразумевается ПДР. Данный процесс чаще всего происходит при горячей деформации материалов с низкой и средней ЭДУ [30]. Экспериментально установлено, что материалы, склонные к ПДР, показывают ряд сходных характеристик, схематически отображенных на рисунке 1.2.5.

Основные экспериментальные факты о ПДР (Рисунок 1.2.5):

1) Для начала процесса ПДР необходимо накопление критического уровня деформации. Критический уровень деформации ниже пикового значения деформации [48] (Рисунок 1.2.5 а). Обе этих величины снижаются по мере роста величины параметра Зинера-Холомона.

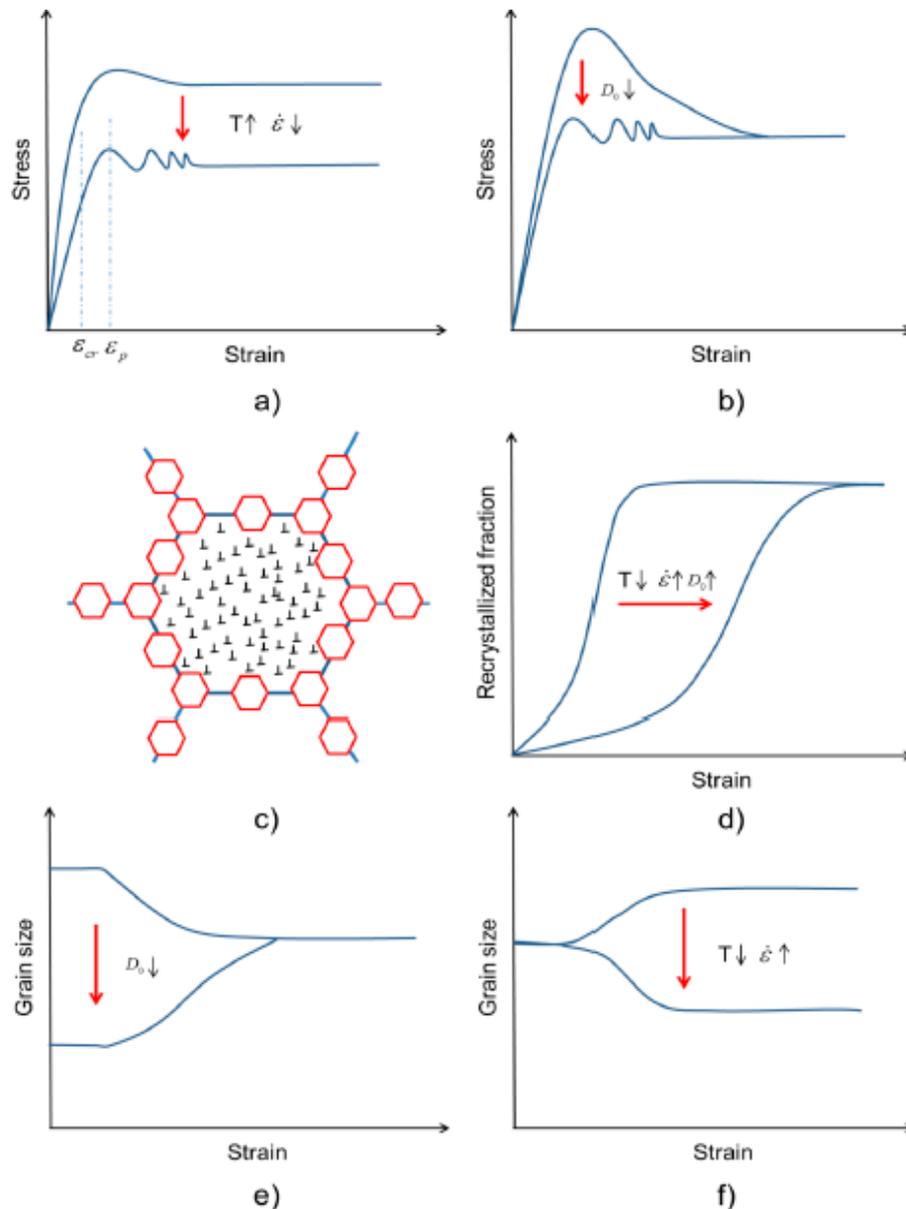


Рисунок 1.2.5 – Схематическое изображение наблюдаемых при ПДР явлений в зависимости от уровня температуры, скорости деформации и исходного размера зерна [32]. а) и б) КНД, показывающие переход от монопиковой к многопиковой форме. с) Зарождение центров рекристаллизации на границе исходного зерна. д) Влияние исходного размера зерна и параметров процесса на кинетику ДР. е) и ф) Связь УРЗ с начальным размером зерна и условиями деформации.

2) В зависимости от температуры деформации, скорости деформации и исходного размера зерна на КНД могут наблюдаться один или несколько пиков. Напряжение на стадии насыщения зависит от параметра Зинера-Холломона и не зависит от исходного размера зерна [50] (Рисунок 1.2.5 б).

3) В крупнозернистом материале появление зародышей ПДР начинается на границах существующих зерен в виде цепочки («ожерелья») равноосных зерен [51] (Рисунок 1.2.5 c).

4) Скорость рекристаллизации увеличивается с уменьшением исходного размера зерна и скорости деформации, а также с повышением температуры деформации [48, 55] (Рисунок 1.2.5 d).

5) В процессе ПДР размер зерна стремится к значению насыщения  $D_s$ , которое остается постоянным при дальнейшем течении горячей деформации в тех же условиях. Рост или измельчение зерна происходят в зависимости от размера исходного зерна и условий деформации. На стадии течения размер зерна степенным образом зависит от прикладываемого напряжения (или параметра  $Z$ ). Отклонение от этой зависимости наблюдается только при высоких значениях  $Z$  [48, 55] (Рисунок 1.2.5 e, f).

Экспериментально протекание ПДР выражается в появлении на ГЗ зародышей рекристаллизацией с последующим увеличением объемной доли рекристаллизованного материала. На рисунке 1.2.6 показаны снимки микроструктуры, типичной для протекания ПДР [55].

Схематически процесс появления зародышей ПДР показан на рисунке 1.2.7. Сдвиг вдоль ГЗ в ходе горячей деформации приводит к появлению изгибов границы и перестройке субструктуры (Рисунок 1.2.7 a). Некоторые изгибы могут достигать критического размера  $L$  (Рисунок 1.2.7 b). Сформированная выпуклость «запирается» субграницей или двойником, образуя зародыш рекристаллизации (Рисунок 1.2.7 c) [56]. На рисунке 2.8 А приведены снимки изгибов на ГЗ, образовавшихся по указанному механизму [2.30]. На рисунке 2.8 В-Д приведены снимки зародышей ПДР, сформировавшиеся по указанному механизму [56, 57].

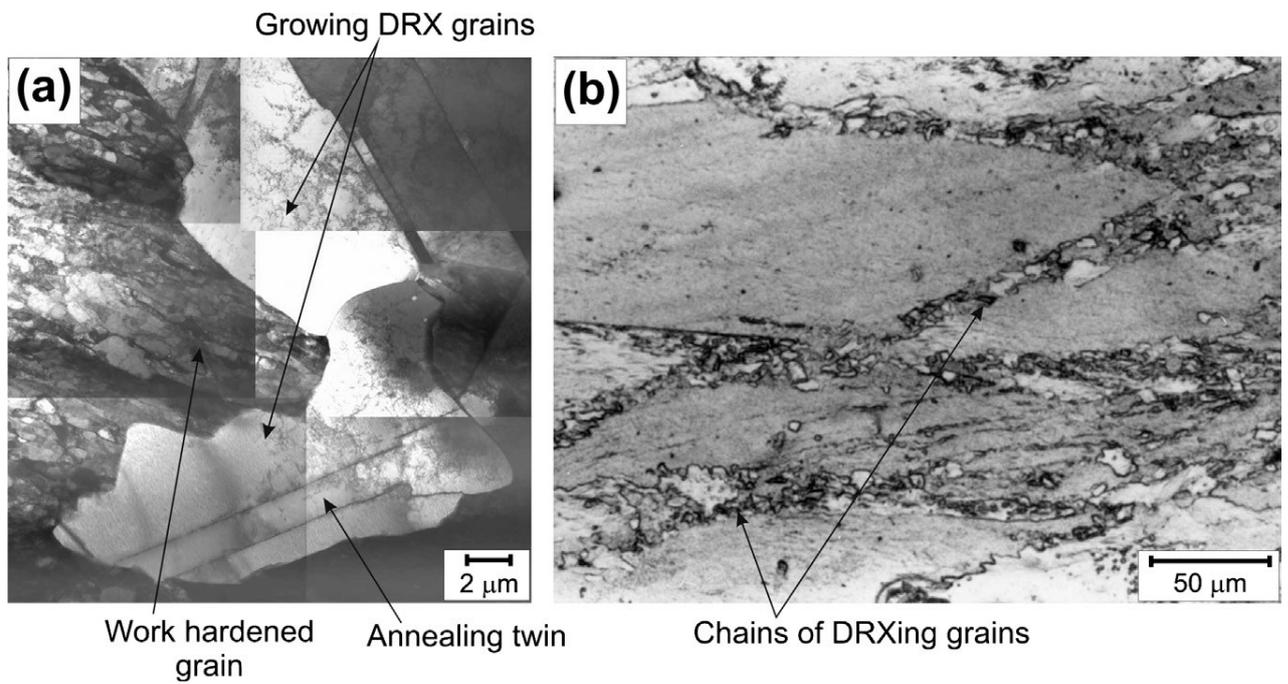


Рисунок 1.2.6 – Протекание ПДР в чистой меди. (а) Рост зерен в ходе деформации при температуре 623 К, (б) формирование зародышей на границах исходных зерен в ходе горячей осадке при 573 К [55]

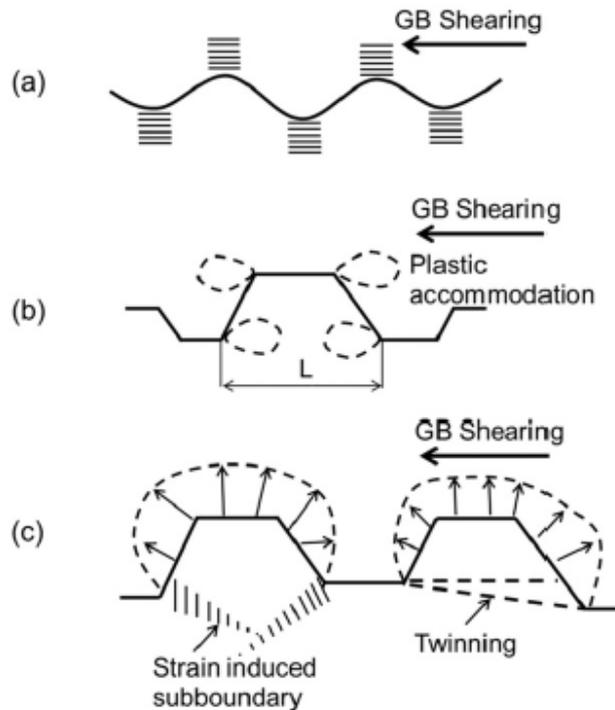


Рисунок 1.2.7 – Появление зародышей ПДР [56]

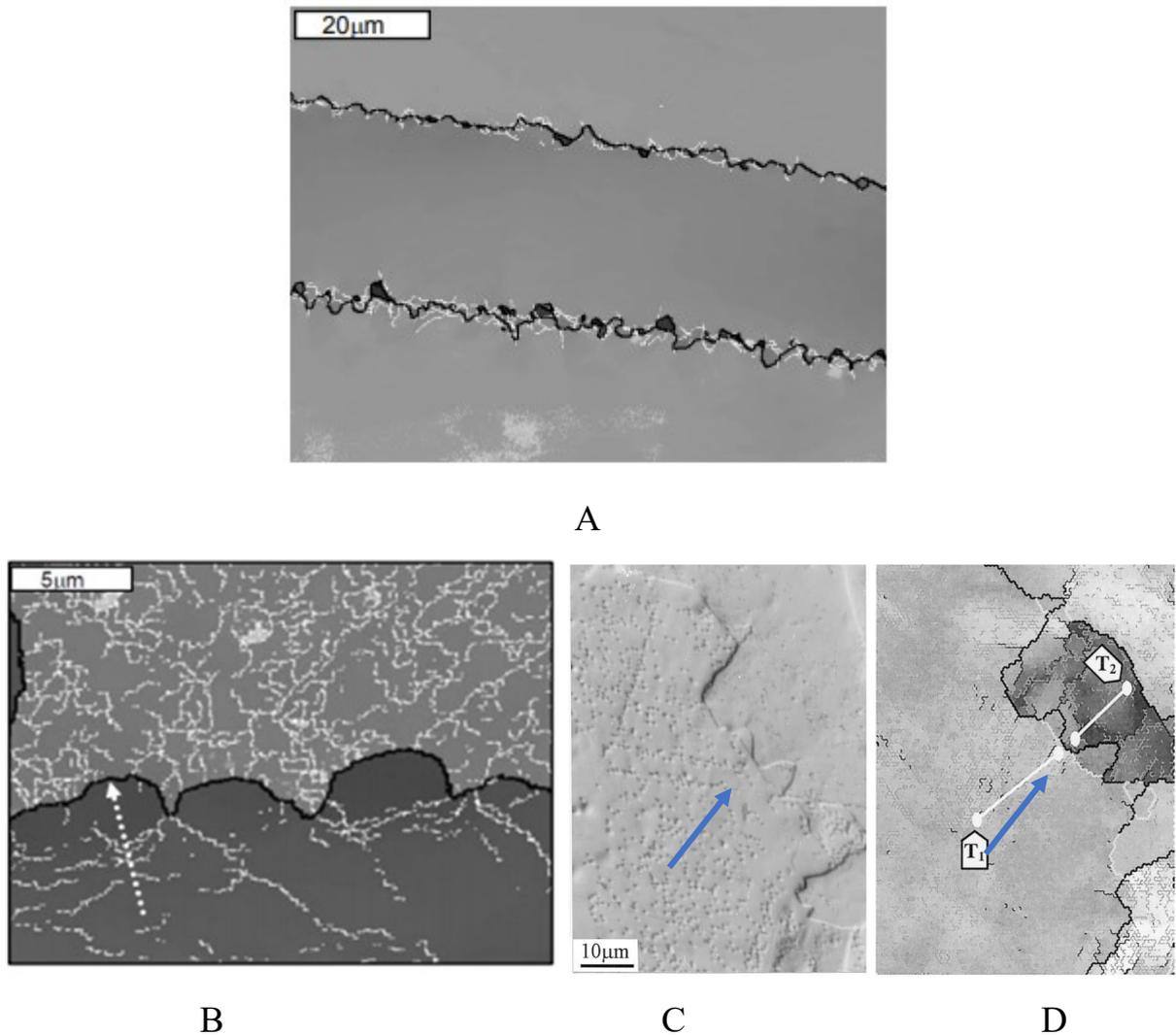


Рисунок 1.2.8 – (А) Появление изгибов на ГЗ в бронзе [57]. Появление зародыша ПДР на ГЗ меди. (В) зародыш, «запертый» субструктурой [57], (С, D) - зародыш, запертый двойником [56]

#### 1.2.4 Непрерывная динамическая рекристаллизация

В последние годы появилось большое количество экспериментальных доказательств формирования БУГ в процессе деформации путем разворота субзерен (Рисунок 1.2.9 [58]). В данном случае микроструктура формируется достаточно однородной во всем объеме материала и выделить конкретные места зарождения и роста зародышей затруднительно. Подобное явление классифицируется как НДР [30]. Явление НДР гораздо менее исследовано по сравнению с ПДР это связано как с трудностями идентификации начала рекристаллизации (изучение стало возможным только с развитием техники

EBSD), так и с необходимостью создания в материале высокого уровня деформации, не реализуемого в простых опытах на растяжение или сжатие [2.5]. Чаще всего для начала процесса НДР необходима интенсивная пластическая деформация (ИПД). На сегодняшний день подавляющее число работ, посвященных исследованию процессов НДР, связаны с процессами ИПД – равноканально-угловым прессованием, кручением под давлением, всесторонней ковкой, накопительной прокаткой и т.д. [30].

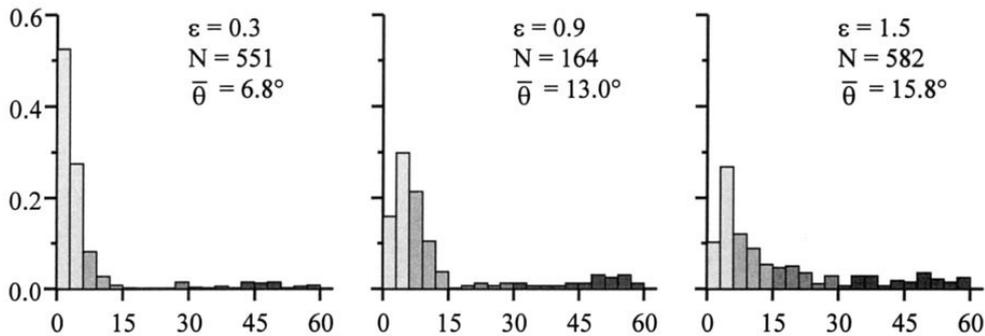


Рисунок 1.2.9 – Увеличение угла разориентировки зерен с ростом степени горячей деформации в сплаве алюминий-медь ( $\varepsilon$  – степень деформации,  $N$  – число измерений,  $\bar{\theta}$  – средний угол разориентировки) [58]

Основные экспериментальные факты о НДР (Рисунок 1.2.10):

1) КНД имеет вид кривой с насыщением (Рисунок 1.2.10 а), в некоторых материалах наблюдается появление одного пика, но чаще пик отсутствует. По оси деформаций чаще всего откладывается суммарная накопленная за несколько циклов деформация. Напряжение течения на установившейся стадии падает с ростом температуры [59], возрастает с ростом скорости деформации [60] и не зависит от исходного размера зерна [61].

2) Средняя величина разориентировки зерен возрастает с увеличением степени деформации, низкие скорости деформации ускоряют данный процесс [62]. Однако существуют устойчивые разориентировки, которые не трансформируются в БУГ [59] (Рисунок 1.2.10 б).

3) Превращение МУГ в БУГ происходит в результате постепенного роста разориентировок (НМ), доворота решетки вблизи ГЗ (LRGB) или формирования микросдиговых полос (MSBs), как схематически показано на рисунке 2.10 с [63].

4) Средний размер зерна снижается с ростом деформации и достигает значения насыщения при высоких степенях деформации (Рисунок 1.2.10 d). При этом наблюдается сохранение отдельных исходных зерен, благоприятно ориентированных к напряжению, даже при высоких степенях деформации. Уменьшение исходного размера зерна может привести к ускорению кинетики измельчения зерен при больших степенях деформации. При этом способ накопления деформации оказывает очень слабое влияние на кинетику процесса НДР [58].

5) При высоких степенях деформации в ходе НДР в материале формируется сильная кристаллографическая текстура [58, 65].

НДР при постепенном росте разориентировок зерен. При относительно высоких температурах деформации ( $>0.5T_m$ ), как правило, формируется однородная микроструктура, деформированные зерна или полосы сдвига формируются реже, чем при холодной деформации. В этих условиях начинается процесс НДР за счет накопления дислокаций в МУГ, в результате которого увеличивается их разориентировка до достижения критического угла ( $\sim 15^\circ$ ). Поскольку трудно отследить изменение разориентировки индивидуальной границы, как правило говорят о средней величине по ансамблю. Подобный механизм экспериментально наблюдается как при деформации поликристаллического материала, так и в случае монокристаллов.

Данный тип ДР наблюдается при ИПД со степенями деформации 2 и выше. Механизм протекания заключается в формировании дислокационных ячеек, преобразующихся с увеличением степени деформации в субзерна и наконец, в зерна (Рисунок 1.2.11). На рисунке 1.2.12 приведены экспериментальные зависимости размера зерна, среднего угла разориентировки зерен и плотности дислокаций в субграницах при горячей всесторонней ковке чистой меди [65].

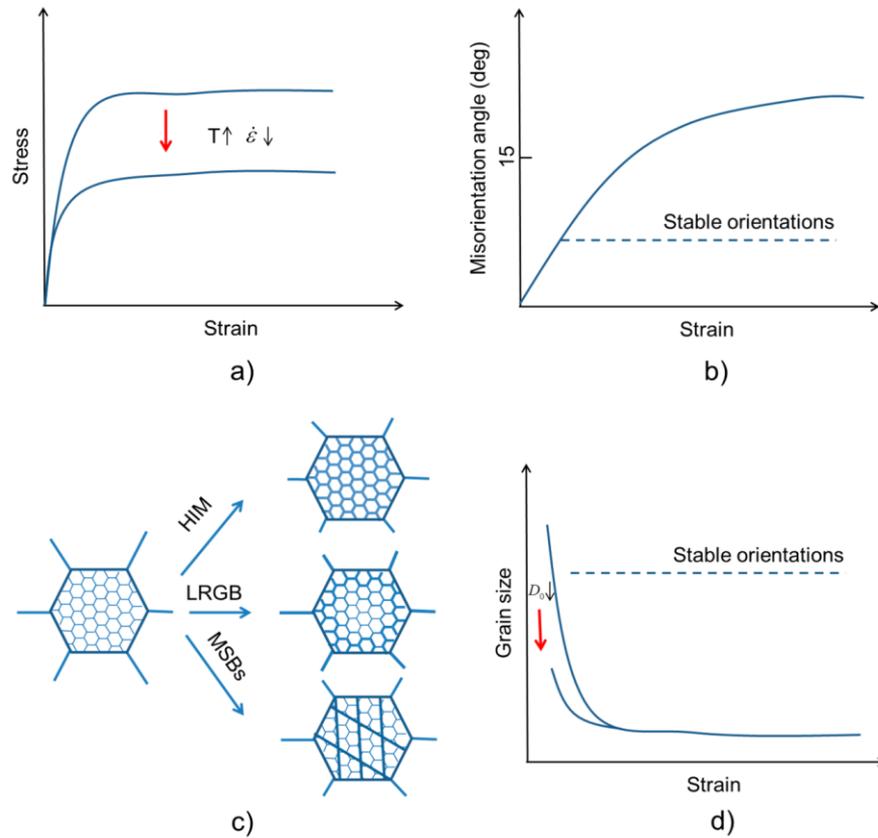


Рисунок 1.2.10 – Схематическое изображение типичных экспериментально наблюдаемых при НДР явлений. а) КНД, б) Изменение средней величины разворота ГЗ при повышенных ( $>0.5T_m$ ) температурах, с) Превращение МУГ в БУГ при гомогенном росте угла разориентировки, довороте решетки в пограничной области или формировании МСП (тонкими линиями показаны МУГ, толстыми – БУГ), d) Эволюция среднего размера зерна с ростом степени деформации [32]

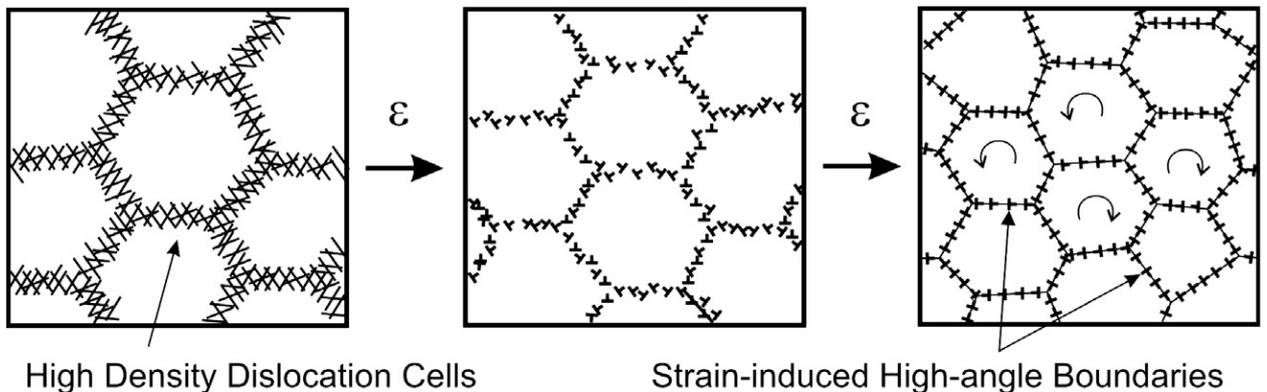


Рисунок 1.2.11 – Схематическое изображение трансформации субструктуры при постепенном накоплении разворота субзерен [30]

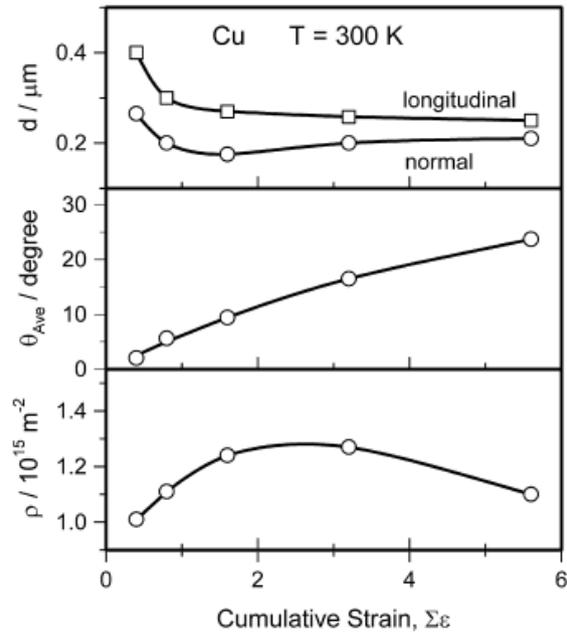


Рисунок 1.2.12 - Зависимости размера зерна, среднего угла разориентировки зерен и плотности дислокаций в субграницах при горячей всесторонней ковке чистой меди 4N [65]

НДР при прогрессивном вращении решетки вблизи границ зерен. Есть доказательства того, что НДР может протекать путем прогрессивного вращения субзерен, примыкающих к ранее существовавшим границам зерен. Данный процесс аналогичен так называемой ротационной рекристаллизации, описанной для многих кристаллических материалов [66].

На сегодня предложен простой механизм для объяснения образования новых зерен при горячей деформации ГПУ металлов (Рисунок 1.2.13) [67]. Деформация в ГПУ материалах неоднородна из-за отсутствия независимых систем скольжения, поэтому часто вблизи ГЗ начинается локальный сдвиг (Рисунок 1.2.13а). По мере развития локального сдвига, происходит поворот ГЗ. При этом протекающий ДВ (Рисунок 1.2.13 б) способствует формированию новых мелких субзерен вблизи исходной ГЗ (Рисунок 1.2.13 с). В итоге, накопление большого количества субзерен приводит к их слиянию и формированию новых зерен, окруженных БУГ. На рисунке 1.2.14 приведены снимки микроструктуры, сформированной по приведенному механизму [62, 67].

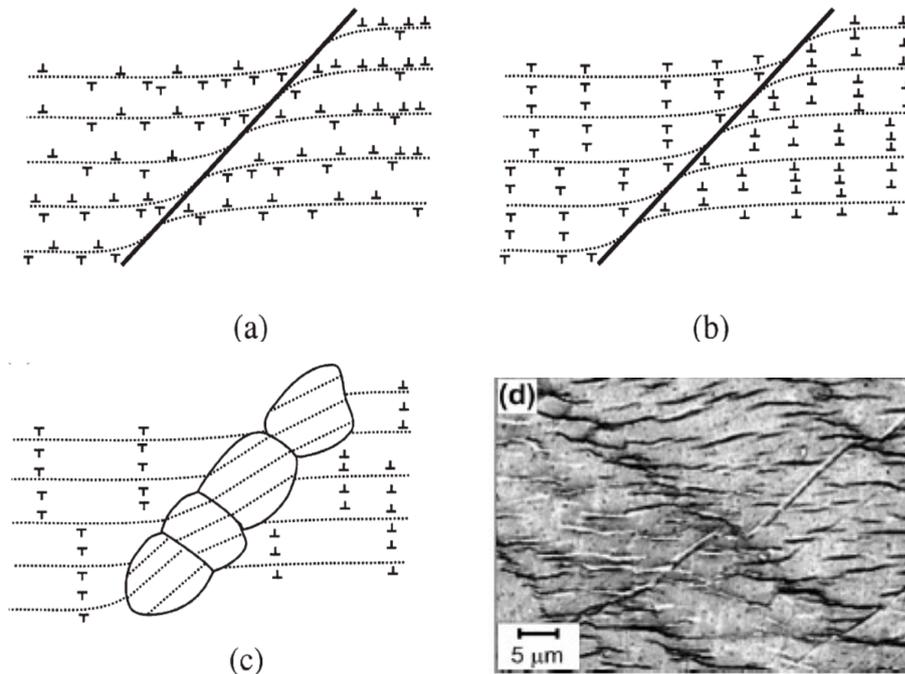


Рисунок 1.2.13 – Схематическое изображение формирования цепочки мелких зерен вдоль ГЗ в магнии [67]

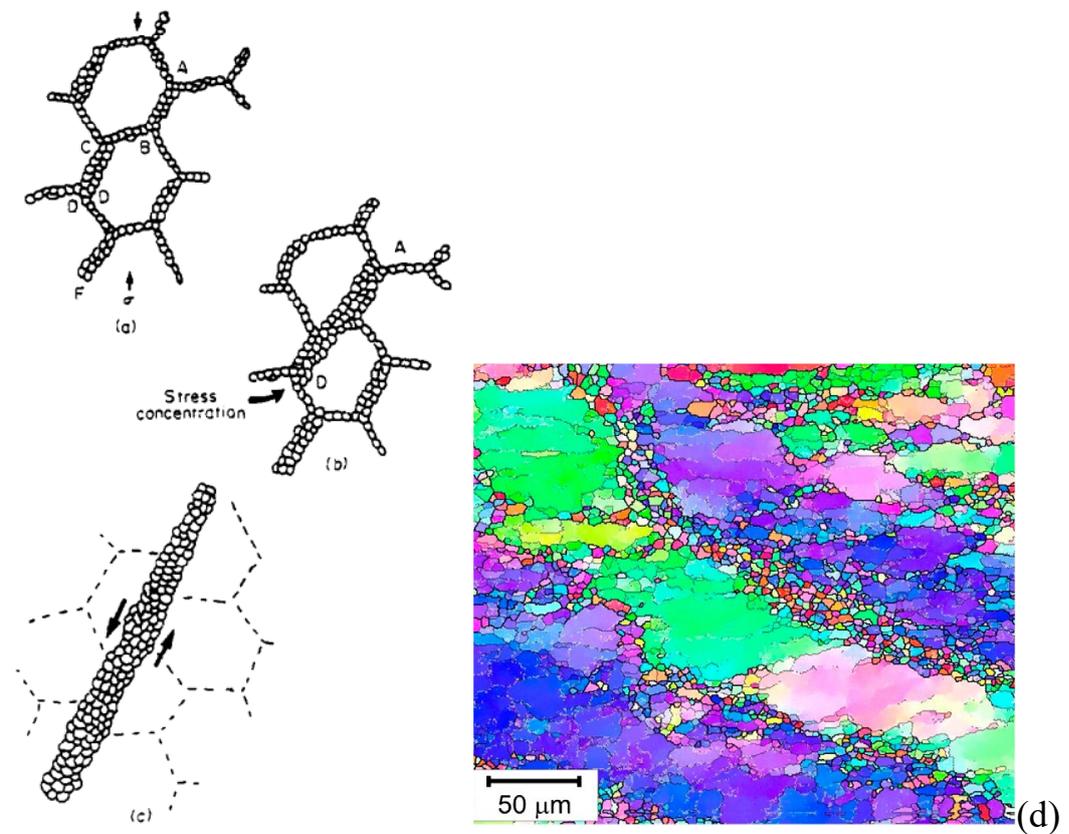


Рисунок 1.2.14 – (a) – (c) Формирование полосы мелких зерен вдоль границ по механизму, приведенному на рисунке 2.13 [67]. (d) EBSD карты зеренной структуры магниевое сплава [62]

В работе [64] разработаны модели микромеханизмов НДР, предсказывающие распределение зерен по размерам, эволюцию угла разориентировок, кристаллографическую текстуру и деформационное упрочнение материала в ходе горячей интенсивной деформации. Основное предположение данных моделей заключается в том, что решетка внутри отдельного зерна не является однородной в процессе интенсивной деформации. Вблизи границы зерна возникают локальные искажения решетки, обусловленные накоплением в ГЗ продуктов делокализации дефектов, попадающих в границу в процессе деформирования. Эти искажения увеличиваются по мере роста степени деформации (Рисунок 1.2.15). При достижении некоторой критической степени изгиба, в результате поворота центральной части, центр и периферия отделяются границей. Построенная модель хорошо описывает протекание НДР в алюминиевых сплавах. На рисунке 1.2.16 приведен ПЭМ-снимок кристаллической структуры материала, показывающие искажение решетки вблизи ГЗ [68]. Показано, что реальное отклонение плоскости от прямой может достигать  $5^\circ$ .

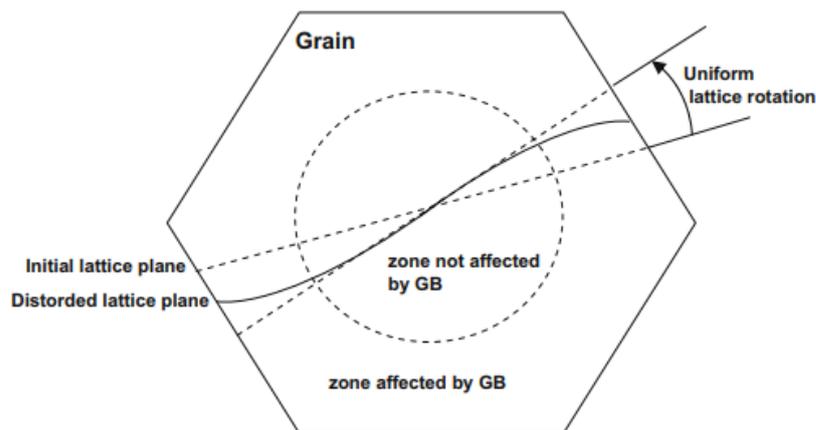


Рисунок 1.2.15 – Схема искривления кристаллографической плоскости при повороте зерна [64]

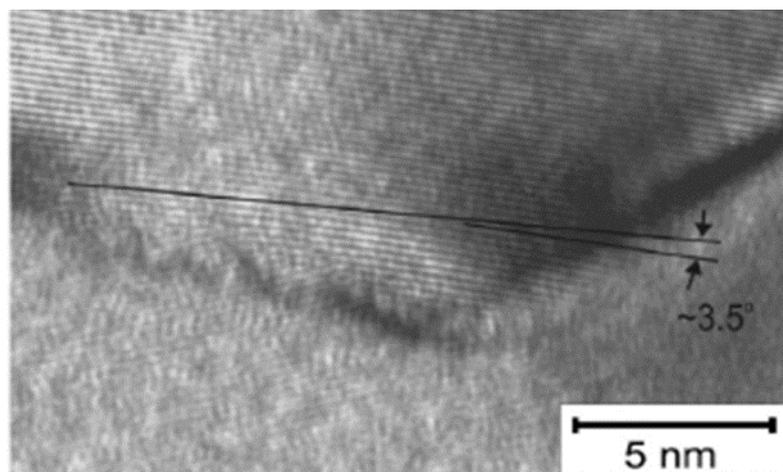


Рисунок 1.2.16 – Экспериментальное подтверждение базового предположения модели Гота [68]

НДР, протекающая в присутствии микродислокационных полос (МСП). Формирование МСП в ходе горячей деформации наблюдается на снимках, полученных с использованием оптической, растровой и просвечивающей микроскопией, а также EBSD [30, 67, 69].

Многочисленные МСП, формируясь в теле зерна, приводят к появлению сетки МСП, создавая своими пересечениями разориентированные фрагменты (Рисунок 1.2.17, 1.2.18) [69]. Дальнейшая деформация приводит к интенсивному росту количества МСП и формированию МУГ и БУГ между фрагментами. Таким образом, доля равноосных зерен малого размера увеличивается, постепенно заполняя весь объём.

Показано, что подобный механизм зарождения мелких зерен наблюдается при смене направления деформации, самым ярким примером в этом случае можно считать РКУП.

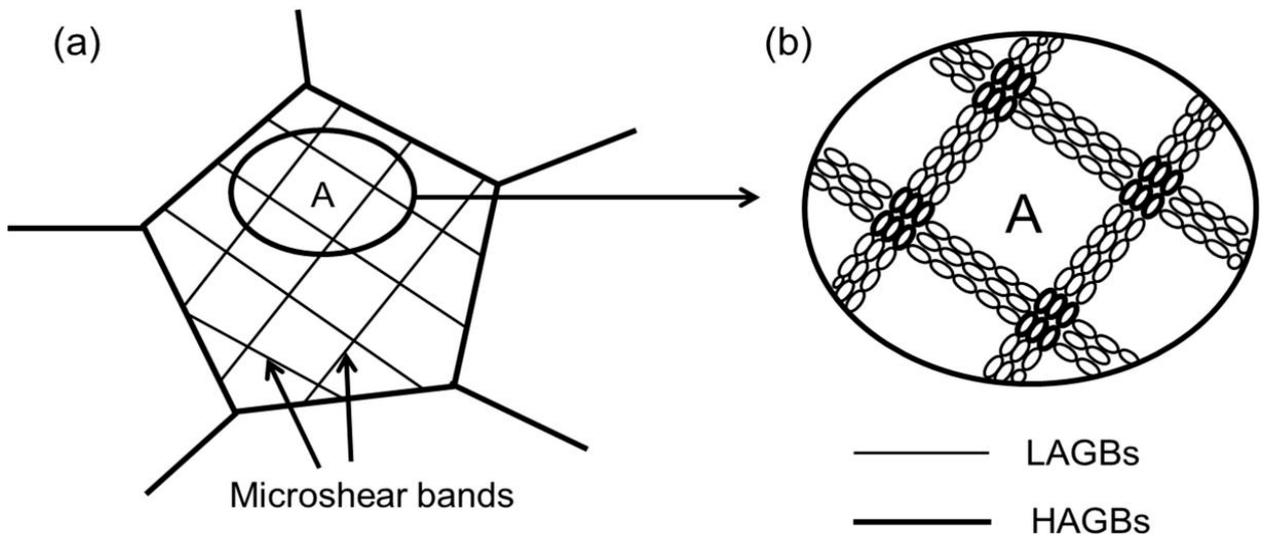


Рисунок 1.2.17 – Схема формирования мелкозернистой структуры при пересечении МСП

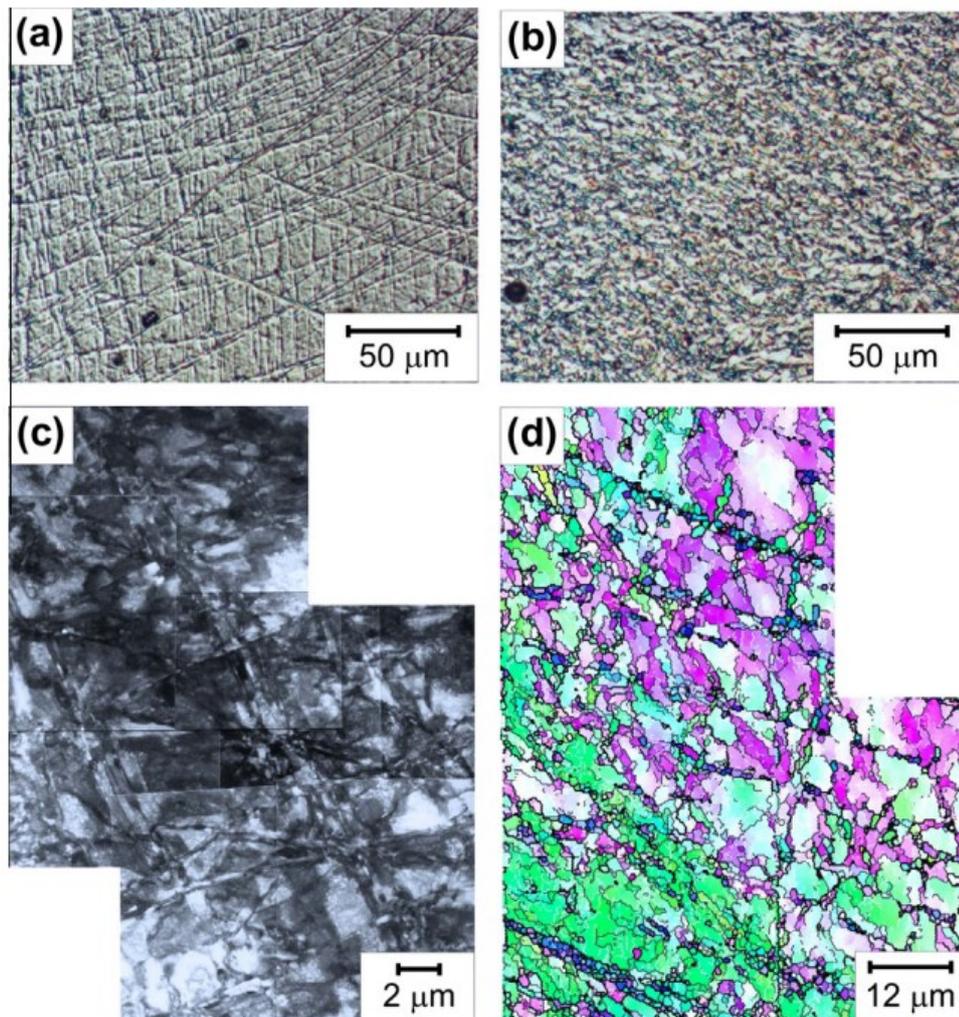


Рисунок 1.2.18 – Экспериментальное наблюдение формирования новых мелких зерен на пересечении МСП [69]

### 1.2.5 Геометрическая динамическая рекристаллизация (ГДР)

Процесс ГДР описан в широком спектре металлических материалов, включающих чистые металлы, сплавы с твердорастворным упрочнением и материалы, упрочняемые частицами [70-73]. И, хотя ряд авторов объединяют ГДР с НДР, между этими процессами существуют различия [32, 35].

Ниже приведены основные экспериментальные характеристики ГДР:

1) ГДР чаще всего наблюдается для материалов со средней и высокой ЭДУ, деформируемых при повышенных температурах с небольшой скоростью деформации. При невысоких температурах доминирует ДВ, поскольку ступеньки на ГЗ лимитируют их подвижность. При очень высоких температурах ГЗ настолько подвижны, что упрочнение не успевает генерировать новые зерна. Таким образом, для реализации ГДР необходим некий оптимум по температуре [73].

2) КНД сначала резко возрастает до пикового значения, затем медленно снижается до уровня насыщения (Рисунок 1.2.19а) [32, 74].

3) Субзерна формируются после достижения критического уровня деформации и остаются постоянного размера на протяжении всего процесса деформации (Рисунок 1.2.19 б). Размер субзерен на стадии насыщения снижается с ростом параметра  $Z-X$ . [75]

4) Величина разориентировки части субзерен на стадии насыщения при ГДР существенно отличается от наблюдаемого в случае НДР и остается постоянным на уровне около  $2^\circ$  (Рисунок 1.2.19 с). В случае ГДР всегда наблюдается бимодальное распределение разориентировок зерен [72].

5) В процессе ГДР исходная текстура остается практически без изменений. В некоторых экспериментах наблюдается незначительное смягчение текстуры, что приводит к сглаживанию пика на КНД [73].

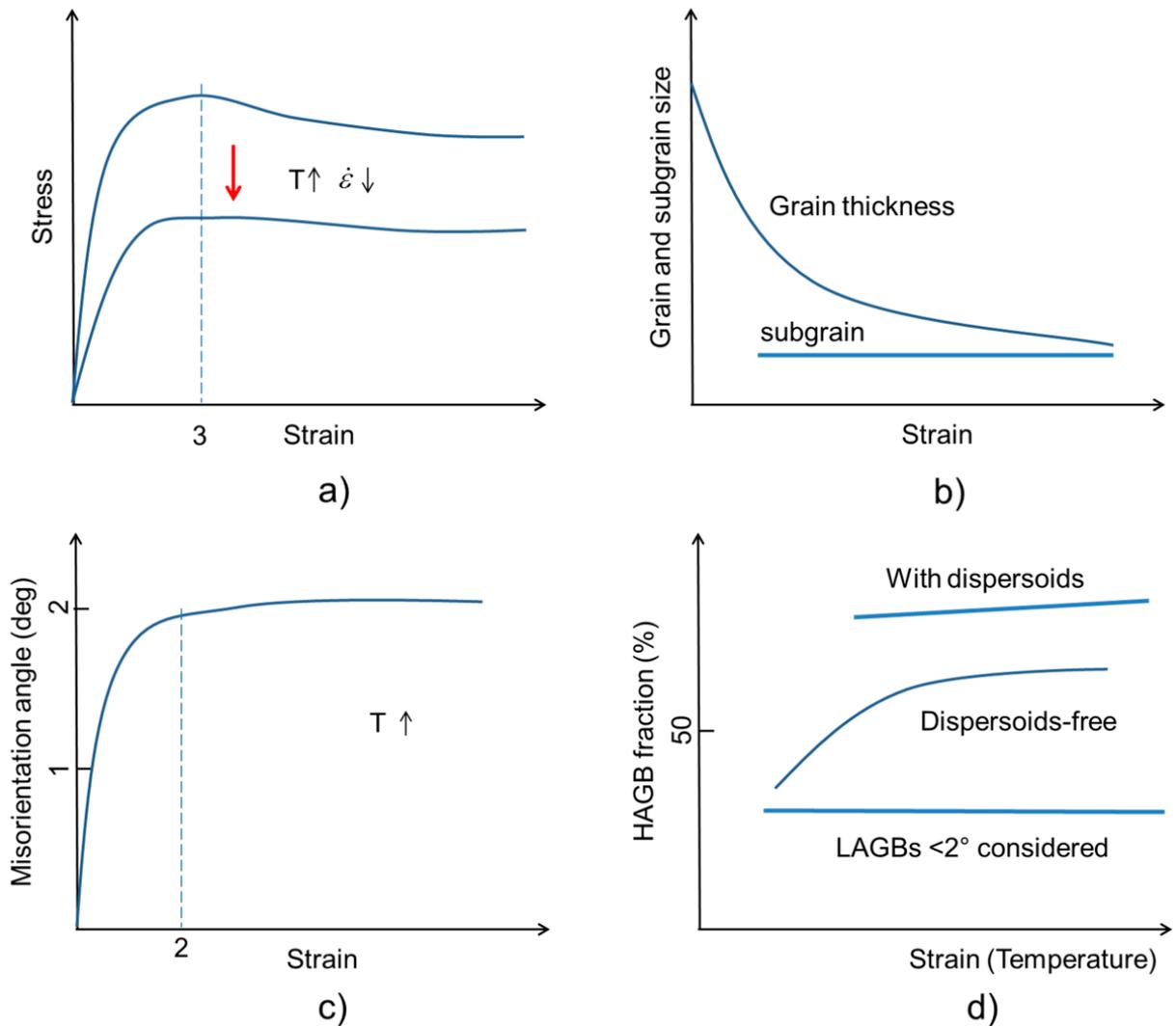


Рисунок 1.2.19 – Экспериментальные явления при ГДР

a) влияние условия деформации на КНД, b) эволюция ширины зерна и размера субзерен в процессе деформации, c) эволюция средней величины разориентировки МУГ (без учета полос деформации и БУГ), d) Эволюция доли БУГ в материале [32]

ГДР описывается как процесс образования равноосных зерен в процессе горячего деформирования при следующих условиях:

- 1) Наличие выделенного направления деформации
- 2) ГЗ может мигрировать с образованием ступенек
- 3) В процессе деформации наблюдается утонение зерна в одном или двух направлениях

4) Изгибы на БУГ могут взаимодействовать при достижении ширины зерна в 2-3 размера субзерна.

В отличие от ПДР и НДР, механизм ГДР достаточно прост (Рисунок 1.2.20) [73, 76]. В процессе ДВ на границах формируются ступеньки (зубцы, перегибы), размер которых сопоставим с размером субзерна (Рисунок 1.2.20 а). При деформации в выделенном направлении наблюдается значительное вытягивание зерен и увеличение количества границ на единицу поперечного сечения (Рисунок 1.2.20 б). Например, в процессе прокатки после небольшой деформации размер субзерен в материале достигает своего устойчивого значения и не меняется при дальнейшей деформации. При этом ширина зерна снижается с увеличением степени деформации до тех пор, пока не станет порядка нескольких размеров субзерен (Рисунок 1.2.20 с). Если размер субзерна  $\delta$ , то условие для критической степени деформации для начала ГДР [76]:

$$\varepsilon_{cr}^{GDRX} = \ln\left(\frac{KD_0}{\delta}\right)$$

где  $K$  – параметр порядка 1, который может меняться в зависимости от количества субзерен в поперечном сечении зерна,  $D_0$  – исходный размер зерна. При взаимодействии изгибов образуется мелкая равноосная структура зерен, окруженных БУГ, размер которых сопоставим с размером субзерен.

Упомянутый выше механизм ГДР основан только на идее об эволюции микроструктуры, зависящей от исходного размера зерна и выделенном направлении приложения напряжений. В реальности же необходимо учитывать также еще некоторые аспекты.

Во-первых, в процессе деформации на ГЗ должны образовываться изгибы, что невозможно учесть при моделировании зерен сферами или кубиками. Рассмотрим процесс образования изгибов. В процессе горячей деформации субзеренные границы в первую очередь появляются вблизи исходных ГЗ. Ступеньки появляются по обе стороны от границы в процессе локальных миграций ГЗ в местах стыков с субзеренными границами, сформированными при ДВ. Поскольку толщина зерна не является постоянной вдоль длинной оси, ГДР

происходит не одновременно по достижении критического уровня деформации. Некоторые части зерна достигают критического напряжения раньше и в них ГДР начинается в первую очередь. Во-вторых, требуется высокая степень деформации в выделенном направлении [72].

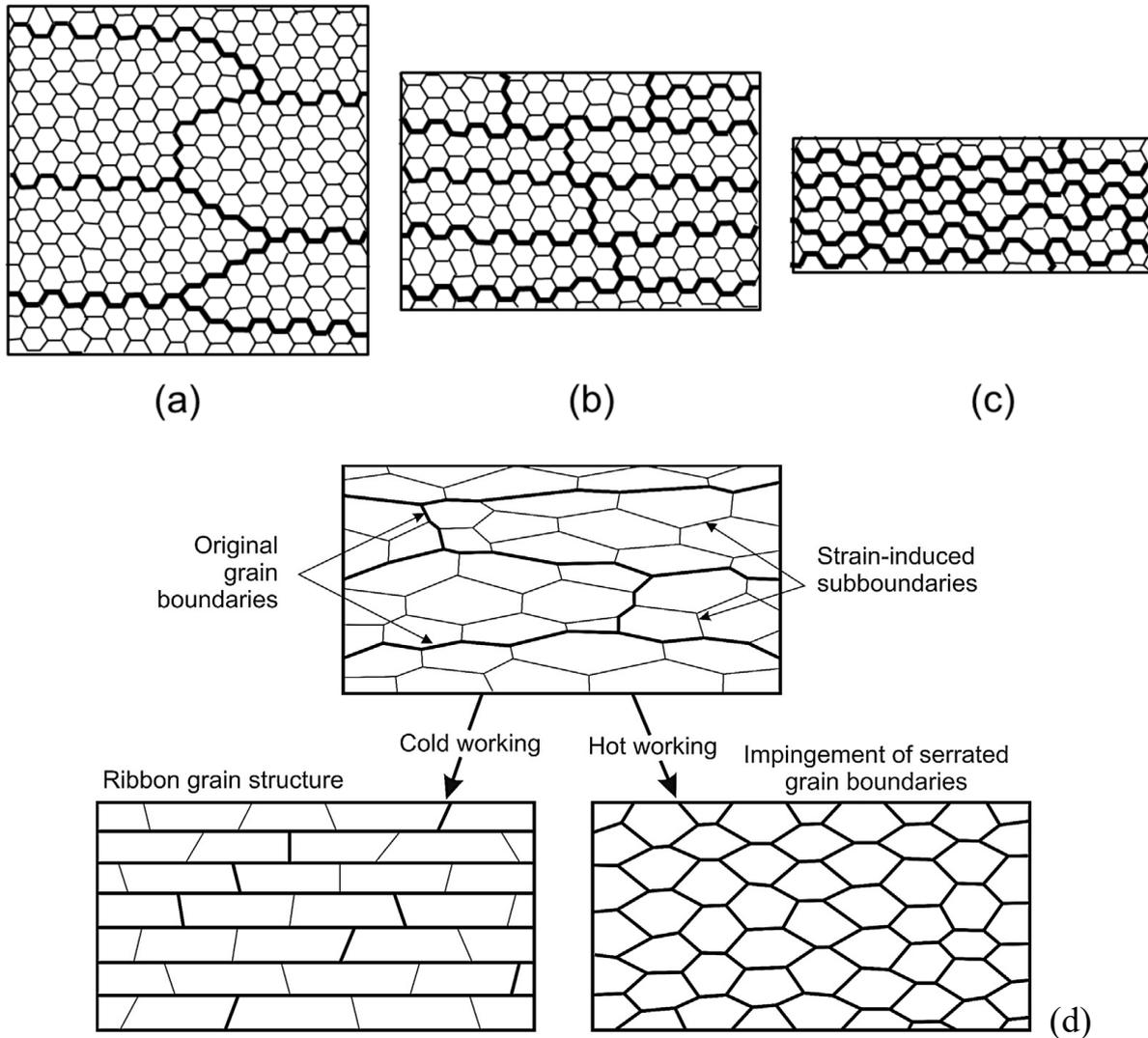


Рисунок 1.2.20 – Поэтапное формирование зерен при ГДР (a,b,c). Итоговая структура в случае горячей и холодной деформации (d) [73, 77]

Хотя механизмы ГДР в большинстве своем понятны и были экспериментально обнаружены во многих металлах и сплавах, попытки построения модели данного процесса основаны не на физических, а на геометрических принципах [32]. В целом данные модели хорошо предсказывают эволюцию микроструктуры.

Предполагается, что ГДР стартует при достижении критической степени деформации. Структура превращается с мелкозернистую равноосную. Учитывая ограничения, связанные с кубической или сферической формой зерен, автор модели предложил описывать зерно в качестве 14-стороннего многогранника (Рисунок 1.2.21) [35]. На рисунке 1.2.22 приведены снимки микроструктуры, эволюционирующей в процессе ГДР [76].

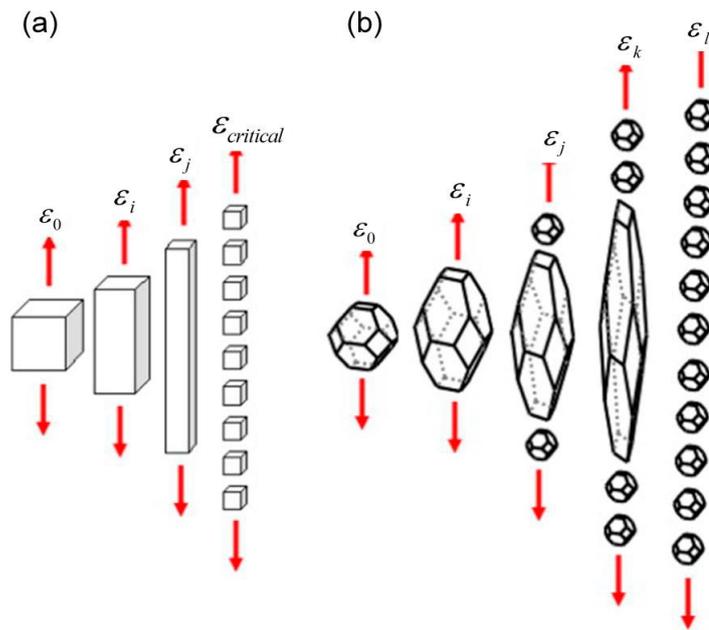


Рисунок 1.2.21 – а) трансформация зерна в «кубической» модели, б) трансформация зерен в форме усеченного октаэдра [35]

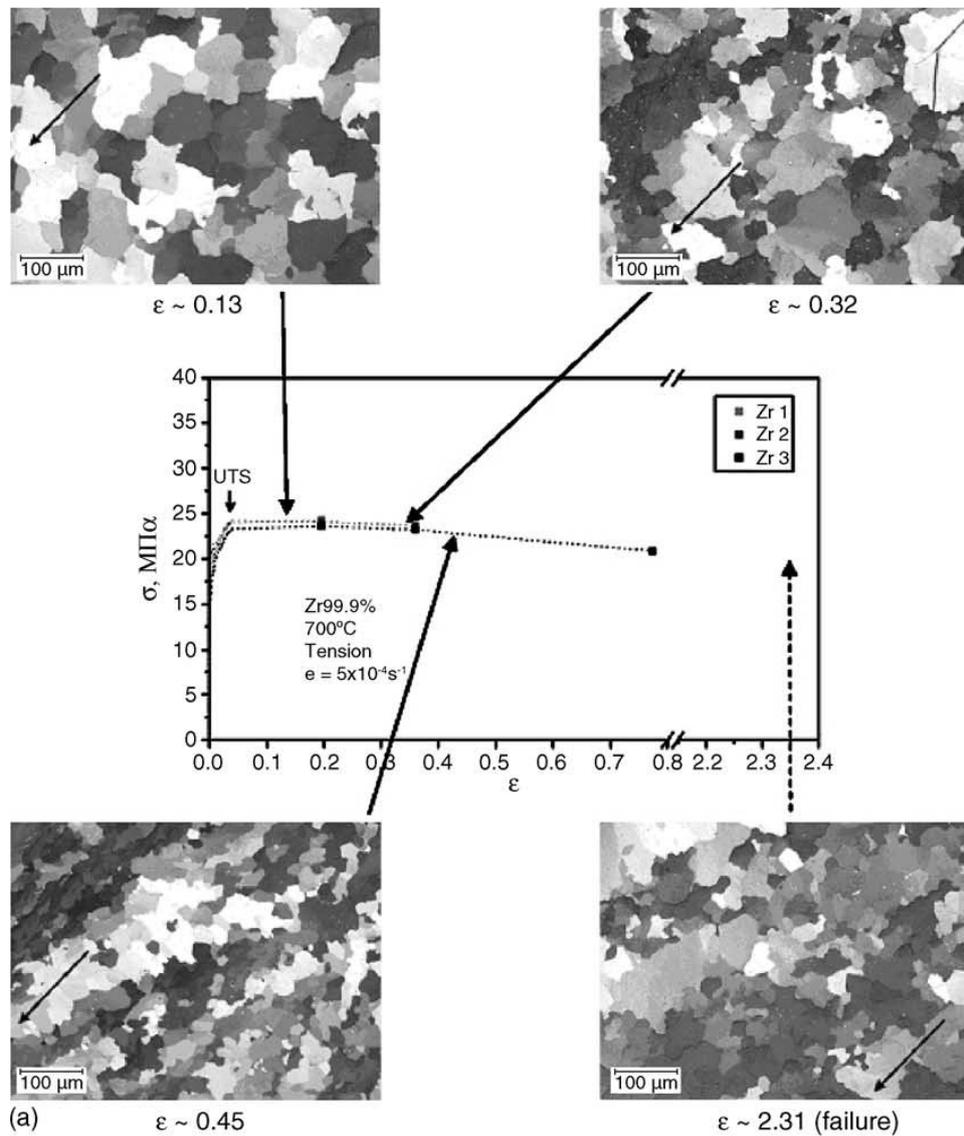


Рисунок 1.2.22 – Эволюция микроструктуры  $\alpha$ -Zr в процессе прокатки при 700 °C [76]

### 1.2.6 Сверхпластичность металлических материалов

Под сверхпластичностью понимается способность материалов (чаще – металлических) однородно деформироваться до высоких степеней деформации при  $n$  с уровнем скоростной чувствительности 0,3-0,5 при низком уровне напряжений [78]. Базовые работы по сверхпластичности выполнены при испытаниях материалов в условиях одноосного растяжения, поэтому в дальнейшем, если не оговорено иное, будет подразумеваться именно эта схема деформирования.

Сверхпластичность не сводится только к высоким степеням деформации и низкому напряжению деформирования. Так, в монокристаллах высокочистых металлов при испытаниях в вакууме удлинения при растяжении могут достигать нескольких сотен процентов, а их напряжение течения составляет 10-20 МПа. Таким образом, главным ориентиром при разделении сверхпластической деформации является стабильность течения. В состоянии сверхпластичности в материале работают механизмы подавления развития шеек.

В работе [79] выделяется несколько возможных механизмов сверхпластичности:

- структурная (наблюдается в мелкозернистых металлах в определенных температурно-скоростных условиях. Протекает за счет зернограницного проскальзывания),

- мартенситная (наблюдается в мерилах, склонных к мартенситному превращению),

- рекристаллизационная (наблюдается при протекании ДР).

Строго говоря, рекристаллизационная сверхпластичность также является структурной, поскольку зависит от исходной структуры материала.

В работе [80] обозначены основные факторы перехода материала в сверхпластическое состояние.

1. Микроструктура. В подавляющем большинстве случаев сверхпластичность проявляется в материалах с мелкозернистой структурой (до 10 мкм). Мелкое зерно способствует протеканию всех трех видов сверхпластичности, указанных выше, хотя для двух последних не является обязательным условием [2.54].
2. Температура. Температурный интервал проявления сверхпластичности лежит в диапазоне от температуры начала рекристаллизации до температуры плавления.
3. Скорость деформации. Оптимальная скорость деформации для большинства сверхпластичных материалов лежит в диапазоне  $10^{-4} - 10^{-2}$  1/с.

Основные экспериментальные характеристики сверхпластической деформации металлов:

- низкий уровень деформационного упрочнения (0-0,1),
- высокая скоростная чувствительность,
- высокий уровень пластичности (300 % и более),
- низкий уровень напряжения течения (0,1-0,3 от предела текучести для данного материала).

Чаще всего для описания сверхпластичности используется эмпирическое соотношение:

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m,$$

где  $K$  – параметр,  $n$  – показатель деформационной чувствительности,  $m$  – показатель скоростной чувствительности.

Поскольку деформационное упрочнение при сверхпластичности практически не наблюдается, это соотношение можно переписать в виде  $\sigma = K \dot{\varepsilon}^m$ . На рисунке 2.23 приведены кривые для зависимости  $m$  от скорости деформации для материала склонного к сверхпластическому течению и не склонного.

Кривую сверхпластичности принято разделять на 3 области, характеризующихся разными механизмами (Рисунок 1.2.24). Максимум на кривой соответствует оптимальной скорости деформации и смещается при увеличении температуры в область более высоких скоростей деформации.

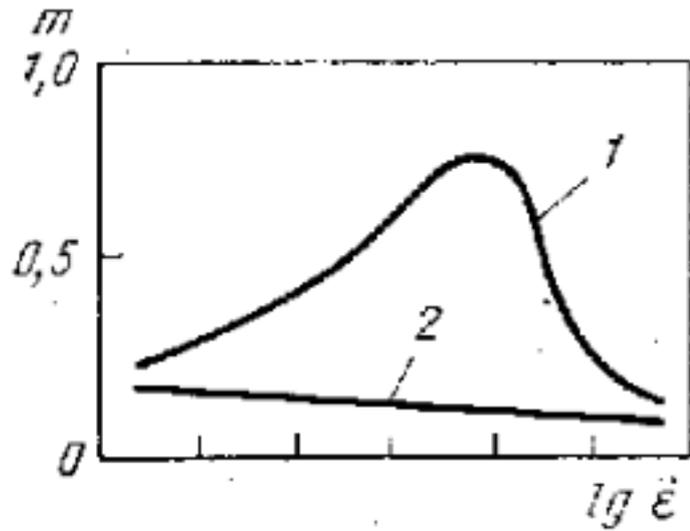


Рисунок 1.2.23 – Зависимость параметра  $m$  от скорости деформации. 1 – микрористаллический материал со склонностью к сверхпластичности, 2 – крупнокристаллический материал при обычной горячей деформации

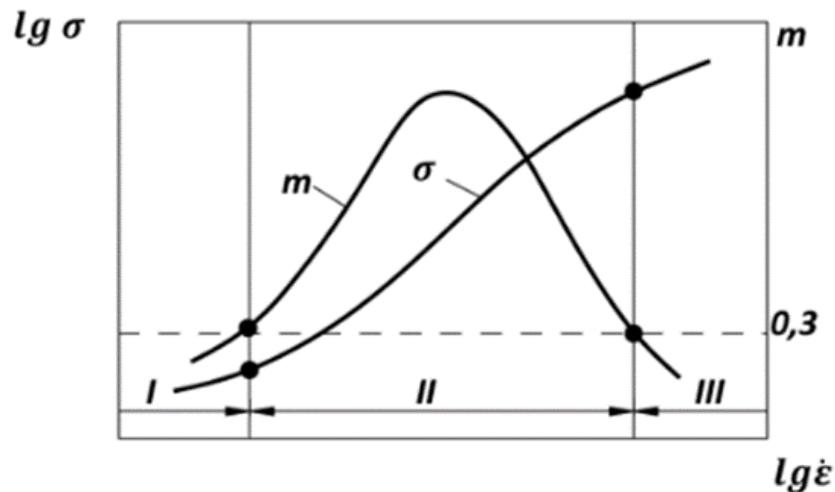


Рисунок 1.2.24 – Условное разделение кривой сверхпластичности на 3 участка. I –  $m < 0,3$ , II –  $0,3 < m < m_{\max}$ , III –  $m < 0,3$

Параметр  $m$  не является константой материала, но зависит от режима нагружения и структуры материала. В разных областях на схеме (Рисунок 1.2.24) доминируют разные механизмы пластичности, обеспечивающие деформацию. В области I – доминирует диффузионная ползучесть, в области II – зернограничное проскальзывание (ЗГП), обеспечивающие максимум сверхпластических свойств, в области III – доминирует обычное внутриверенное скольжение дислокаций,

характерное для горячей деформации большинства металлических материалов. Никаких четких границ между областями не существует.

Диффузионная ползучесть протекает в металлических материалах при низких скоростях деформации и температурах выше  $0,5 T_m$  [82]. В подобных условиях деформация может не зависеть от перемещения дислокаций. В условиях формирования выделенного направления по напряжениям, диффузионный поток вакансий становится упорядоченным, что приводит к макроскопическим изменениям формы образца. Схема переноса вакансий при диффузионной ползучести приведена на рисунке 1.2.25.

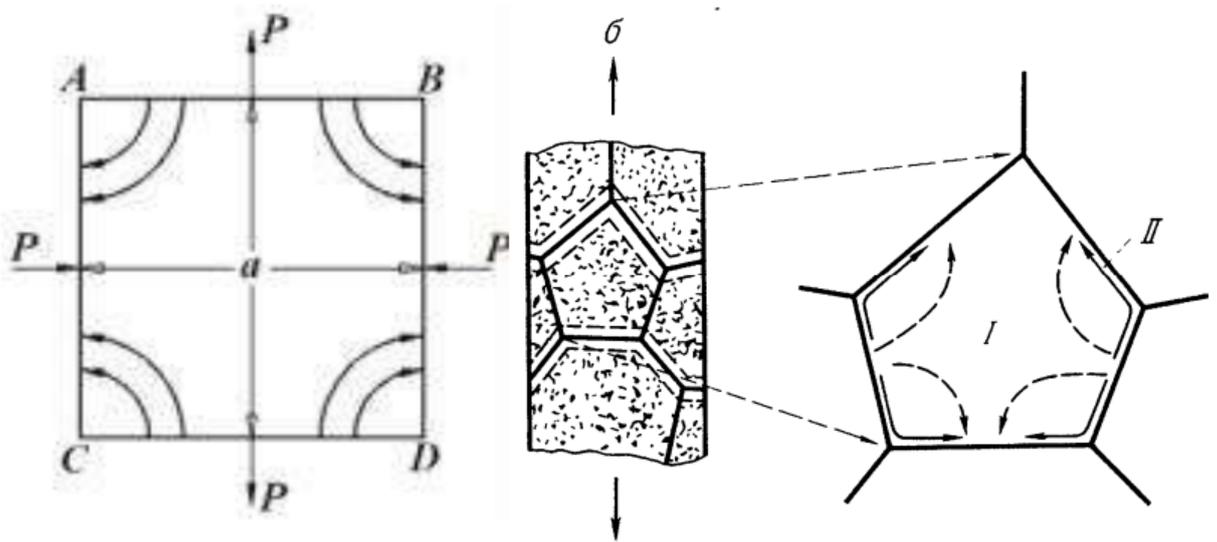


Рисунок 1.2.25 – Схема переноса вакансий при диффузионной ползучести [82]

Зернограничное проскальзывание сопровождается сдвигом и поворотом отдельных зерен относительно друг друга без увеличения размеров зерна. На рисунке 2.26 приведена схема механизма сверхпластической деформации при ЗГП [83]. На рисунке 1.2.27 приведена EBSD-карта алюминиевого сплава до и после сверхпластической деформации. Видно, что средний размер зерна изменяется слабо, а однородность распределения зерен по размерам повышается.

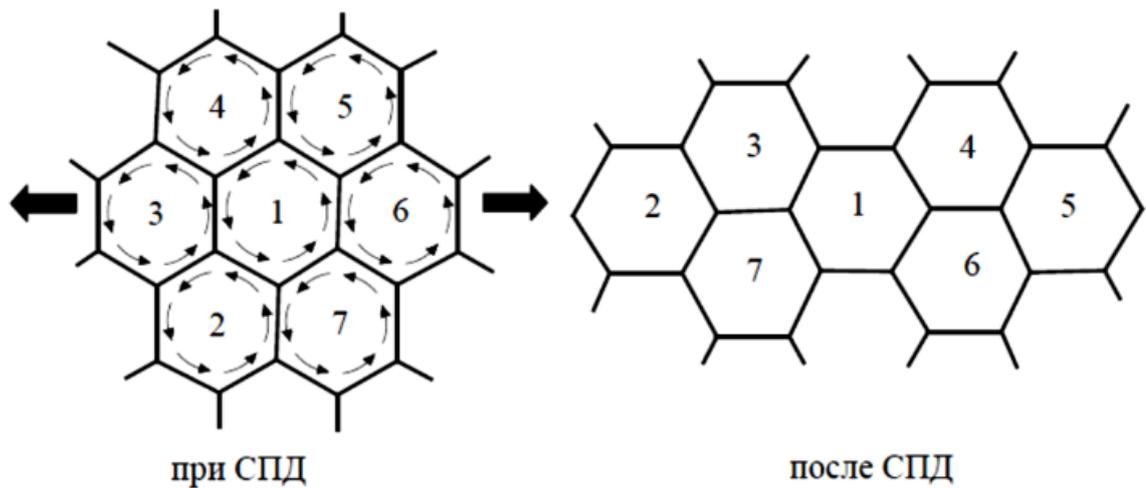


Рисунок 1.2.26 – Схема изменения микроструктуры при сверхпластической деформации [83]

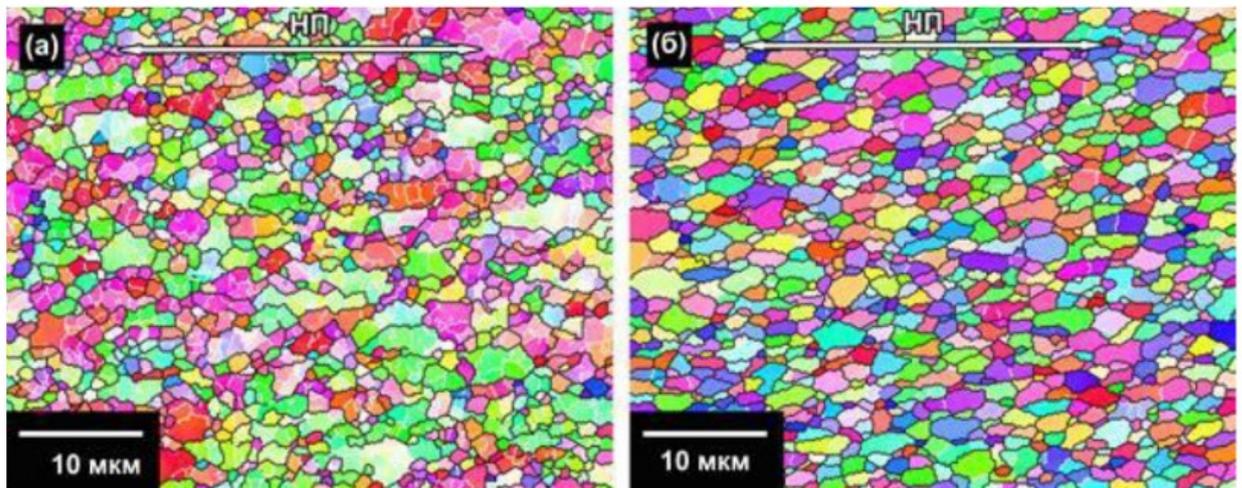


Рисунок 1.2.27 – Микроструктура алюминиевого сплава 1561 (а) до и (б) после сверхпластической деформации при температуре 275 °С и скорости  $6 \cdot 10^3$  1/с [84]

В [85] описывается модель микромеханизма ЗГП. Отдельный акцент делается на соотношении размера зерна  $d$  в материале и размера элемента субструктуры  $\lambda$  (Рисунок 1.2.28). Предполагается, что дислокации движутся вдоль границы зерен между двумя соседними зернами и скапливаются у тройного стыка зерен, обозначенного А. Это создает концентрацию напряжений, так что в соседнем зерне начинается внутризеренное скольжение, что приводит к формированию скопления у противоположной границы зерна (фрагмента) в точке В и впоследствии аккомодации сдвига в противоположной границе зерна.

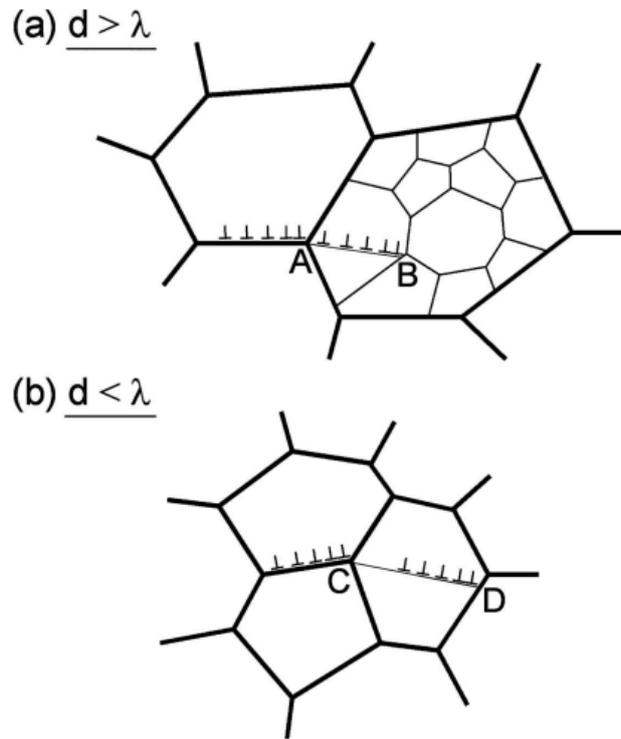


Рисунок 1.2.28 – Схема механизма ЗГП в материале с разным размером зерна. А – размер зерна существенно больше элемента субструктуры, В – размер зерна меньше или сопоставим с элементом субструктуры [85]

Экспериментальное наблюдение проскальзывания вдоль границы двух зерен магниевого сплава проводилось в работе [85] (Рисунок 1.2.29). Скорость деформации, контролируемой зернограницным проскальзыванием ( $\dot{\epsilon}_b$ ), описывается выражением [84]:

$$\dot{\epsilon}_b = A_1 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{D_b^* \delta}{b^3}\right) \left(\frac{G\Omega}{kT}\right),$$

где  $A_1$  - параметр ( $\sim 100$ ),  $\sigma$  - напряжение течения,  $G$  - модуль сдвига,  $\Omega$  – атомный объем,  $b$  - вектор Бюргера,  $d$  – «текущий» размер зерна,  $D_b^*$  - коэффициент зернограницной диффузии,  $\delta$  - ширина ГЗ,  $\Omega$  - атомный объем,  $k$  - постоянная Больцмана,  $T$  - абсолютная температура.  $D_b = D_{b0} \exp\left(-\frac{Q_b}{kT}\right)$ , где  $Q_b$  - энергия активации зернограницной диффузии,  $D_{b0}$  – предэкспоненциальный множитель (константа материала).

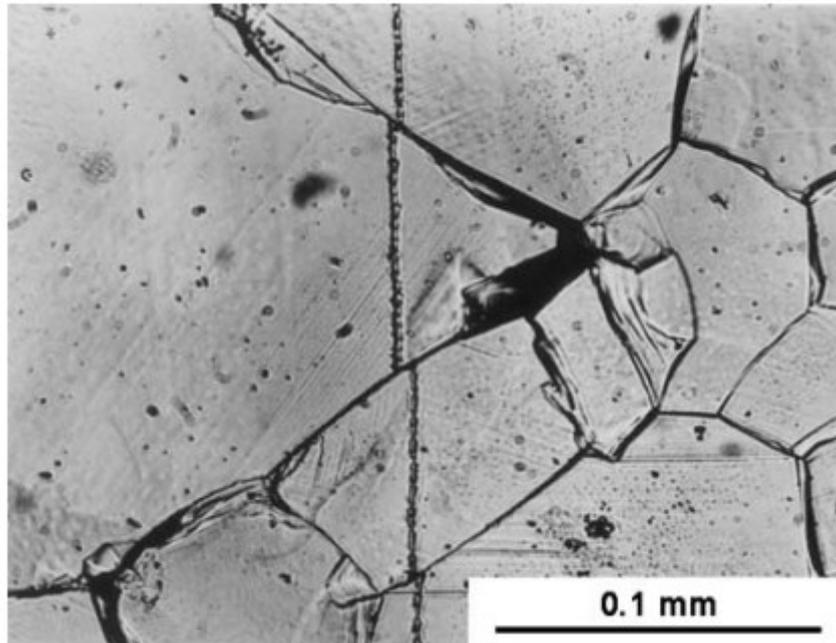


Рисунок 1.2.29 – Наблюдение ЗПП: сдвиг царапины в сплаве алюминий-магний при растяжении вдоль горизонтали при 200 °С [85]

Внутризеренная деформация является одним из базовых механизмов деформации металлических материалов. Скорость внутризеренной деформации при высокотемпературном деформировании  $\dot{\epsilon}_v$  описывается соотношением [27]:

$$\dot{\epsilon}_v = B \left( \frac{Gb}{kT} \right) \left( \frac{\sigma}{G} \right)^p D^*$$

где  $B$  - параметр,  $G$  - модуль сдвига,  $\sigma$  - напряжение течения,  $p$  - показатель степени ( $3 \leq p \leq 5$ ).

$$D^* = D_v + (\rho b^2) D_c$$

$$D_v = D_{v0} \exp\left(-\frac{Q_v}{kT}\right)$$

$$D_c = D_{c0} \exp\left(-\frac{Q_c}{kT}\right)$$

Когда деформация контролируется объемной диффузией в материале  $p = 3$ ,  $D^* = D_v$ , - коэффициент объемной диффузии,  $Q_v$  - энергия активации объемной диффузии. Когда деформация контролируется диффузией по ядрам дислокаций  $D^* = (\rho b^2) D_c \sim (\sigma/G)^2 D_c$ ,  $p = 5$  [27],  $D_c$ - коэффициент диффузии по ядрам

дислокаций,  $Q_c$  - энергия активации диффузии по ядрам дислокаций,  $\rho$  – плотность дислокаций,  $b$  – вектор Бюргерса.

### 1.2.7 Заключение

Приведенные в литературе сведения показывают, что высокоскоростная деформация с высокой степенью вытяжки может быть обусловлена сверхпластическим течением, сопровождающимся зернограницным проскальзыванием или динамической рекристаллизацией, конкретный тип которой определяется видом напряженного состояния и температурно-скоростными условиями деформирования.

## **1.3 Эволюция микроструктуры меди и медных сплавов при высокоскоростной деформации**

В данном разделе приведен обзор работ, посвященных описанию и моделированию эволюции микроструктуры в меди при скоростях деформирования выше  $10^3$  1/с. Из-за быстрой скорости протекания подобных процессов, как правило, изучается структура и механические характеристики (твёрдость и пр.) в нескольких «остановленных» точках процесса, затем проводится моделирование с целью построения КНД или определения кинетики процесса.

### 1.3.1 Резание

Исследованию эволюции микроструктуры в процессе резания меди посвящено достаточно большое количество работ. Рассмотрим некоторые из них [86 - 91]. В большинстве работ исследование проводится не из академического интереса, а в качестве практически важного процесса. Инициирование и протекание процессов изменения структуры в области локализации сдвига при образовании стружки обуславливает не только величину силы резания (связанной с напряжением течения материала), но и качества получаемой поверхности. Более мелкая рекристаллизованная структура в приповерхностном слое обрабатываемой

детали позволяет повысить качество поверхности без проведения дополнительных обработок.

Чаще всего в работах проводится анализ силы резания, изучается структура в разных областях контакта (рисунок 1.3.1), нанотвердость, плотность дислокаций. Многие авторы прибегают к моделированию процесса резания используя как физически-обоснованные дислокационные модели, так и геометрические инженерные модели описания упрочнения в зависимости от условий резания.

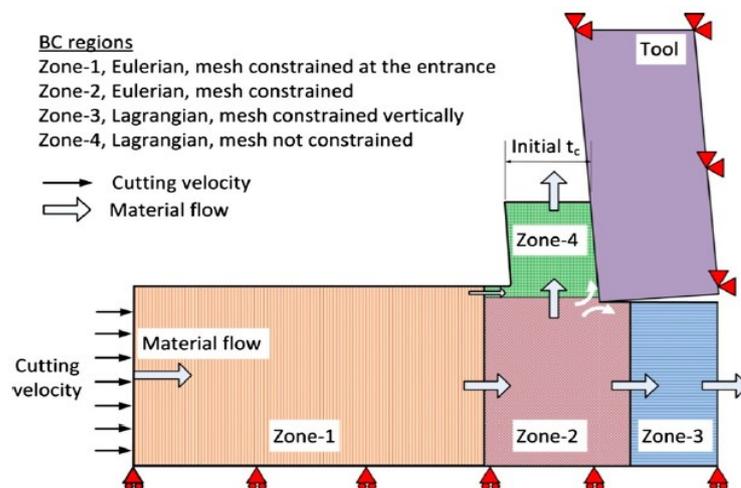


Рисунок 1.3.1 – Зоны анализа при изучении резания. Показан инструмент и обрабатываемая деталь. Зона 1 – Недеформированная структура, Зона 2 – Зона контакта, Зона 3 – Обработанная деталь, содержащая подповерхностный обработанный слой, Зона 4 – Зона активной (первичной) деформации и стружка

Очевидно, что основные процессы деформации и рекристаллизации протекают в зоне 4. На рисунке 1.3.2 приведена схема распределения деформаций при резании бескислородной меди.

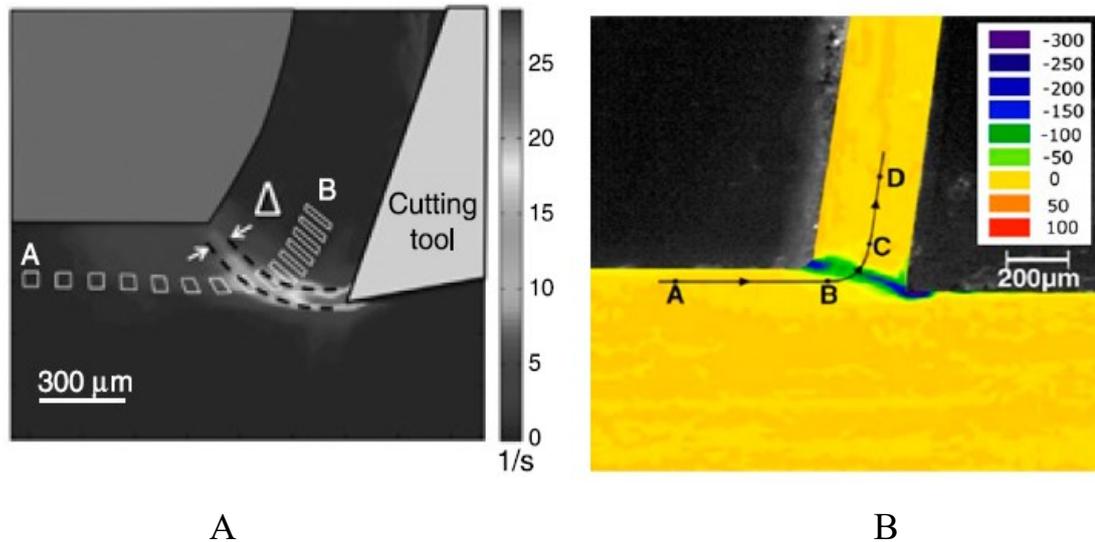


Рисунок 1.3.2 – Сдвиговая деформация при резании меди. А – Схема измерения, В – Измеренная сдвиговая деформации при резании со скоростью 0,5 м/с

Однако, деформации и рекристаллизации подвергается не только материал стружки, но и материал в приповерхностном слое. В [1.3.3] показано, что плотность дислокаций в приповерхностном слое резко снижается при удалении от поверхности. В результате, критическая плотность дислокаций для старта ДР может быть накоплена только в тонком слое под поверхностью (рисунок 1.3.3).

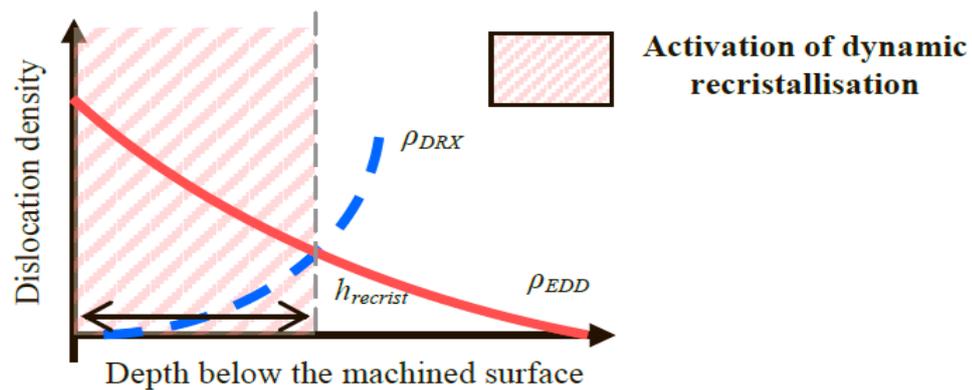


Рисунок 1.3.3 – Снижение плотности дислокаций в приповерхностном слое обрабатываемого изделия

В [89] приведены структуры приповерхностного слоя в зоне резания бескислородной меди в разных режимах (рисунок 1.3.4).

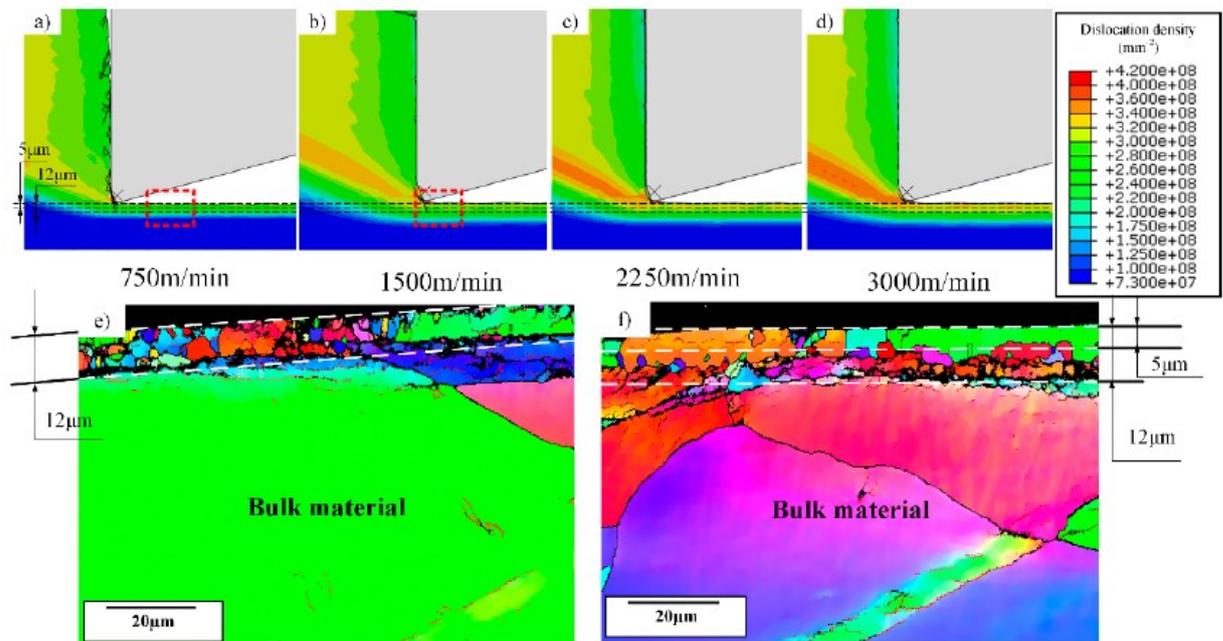


Рисунок 1.3.4 – Результаты измерения плотности дислокаций при резании бескислородной меди с разной скоростью (а – d) и карты структуры приповерхностного слоя, обведенных пунктирной рамкой на а и b, соответственно

Из рисунка 1.3.4 видно, что плотность дислокаций в материале повышается не более, чем на порядок, а размер зерна измельчается приблизительно на 2 порядка. Кроме того, видно, что увеличение скорости резания приводит к росту плотности дислокаций. ДР в приповерхностном слое протекает по механизму НДР.

В работе также исследовано влияние скорости резания на размер зерна в стружке (рисунок 1.3.5).

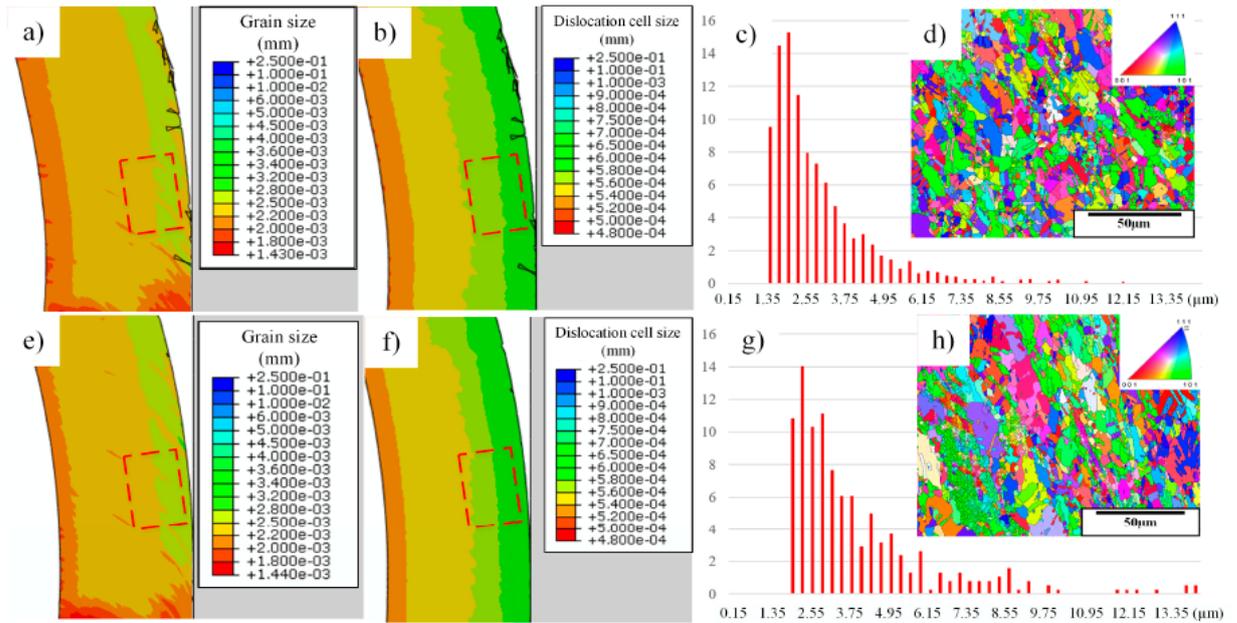


Рисунок 1.3.5 – Структура стружки при резании бескислородной меди со скоростью

(a-d) 750 м/с, (e-h) 1500 м/с.

с, g – распределение зерен по размерам, d, h – EBSD карта.

Из рисунка 1.3.5 видно, что увеличение скорости приводит к незначительному увеличению среднего размера зерна, однако, пик распределения размывается в область более крупных размеров.

Кроме скорости резания, на характер образующихся структур и кинетику процесса ДР оказывает влияние передний угол инструмента. В частности, величина переднего угла пропорциональна степени деформации в сдвиговой зоне [90]. На рисунке 1.3.6 приведена зависимость величины сдвиговой деформации в стружке от переднего угла инструмента.

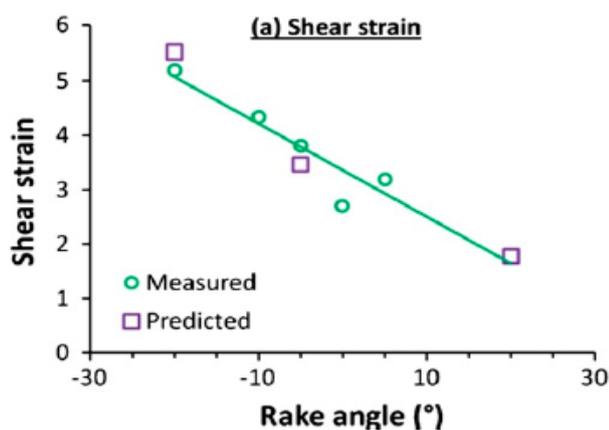


Рисунок 1.3.6 – Зависимость величины сдвиговой деформации от переднего угла инструмента

В целом, в процессе резания в материале может реализоваться широчайший спектр деформационных процессов. В работе [86] приведена карта (рисунок 1.3.7) различных деформационных условий, реализуемых при ИПД (в том числе, резании) меди.

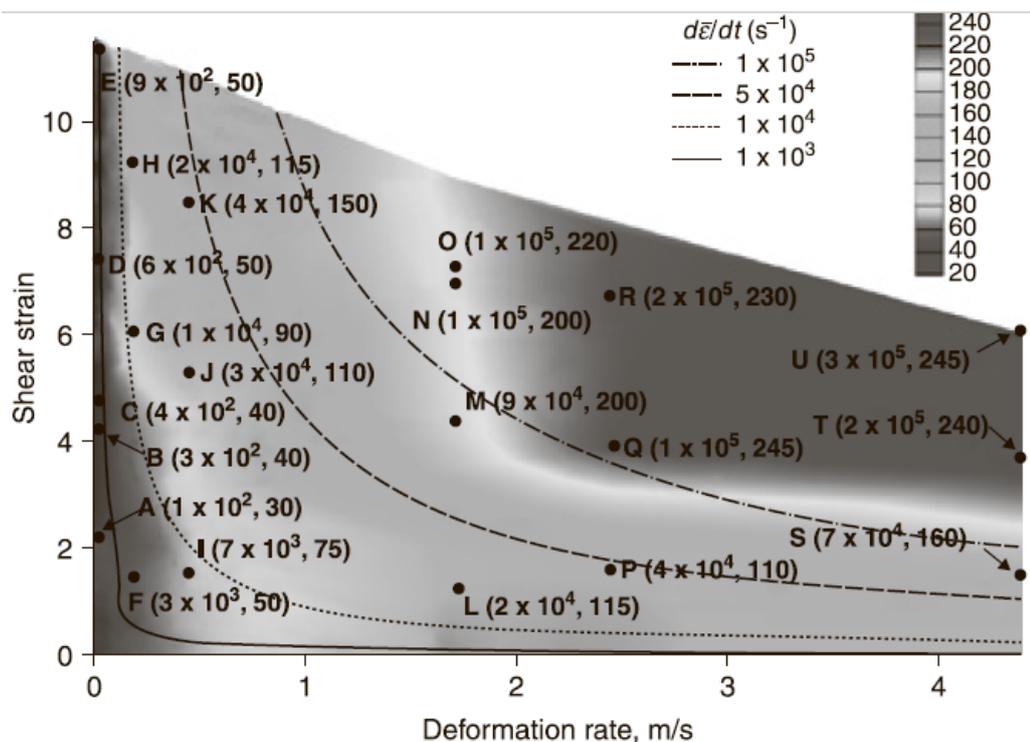


Рисунок 1.3.7 – Карта ИПД (в том числе, резания) бескислородной меди в различных условиях. Буквами А, В, С и т.д. обозначены конкретные точки карты, в скобках указаны скорость деформации и температура

На рисунке 1.3.7 буквами А, В, С и т.д. обозначены конкретные точки карты, в скобках указаны скорость деформации и температура. Для ряда указанных точек получены структуры (рисунок 1.3.8).

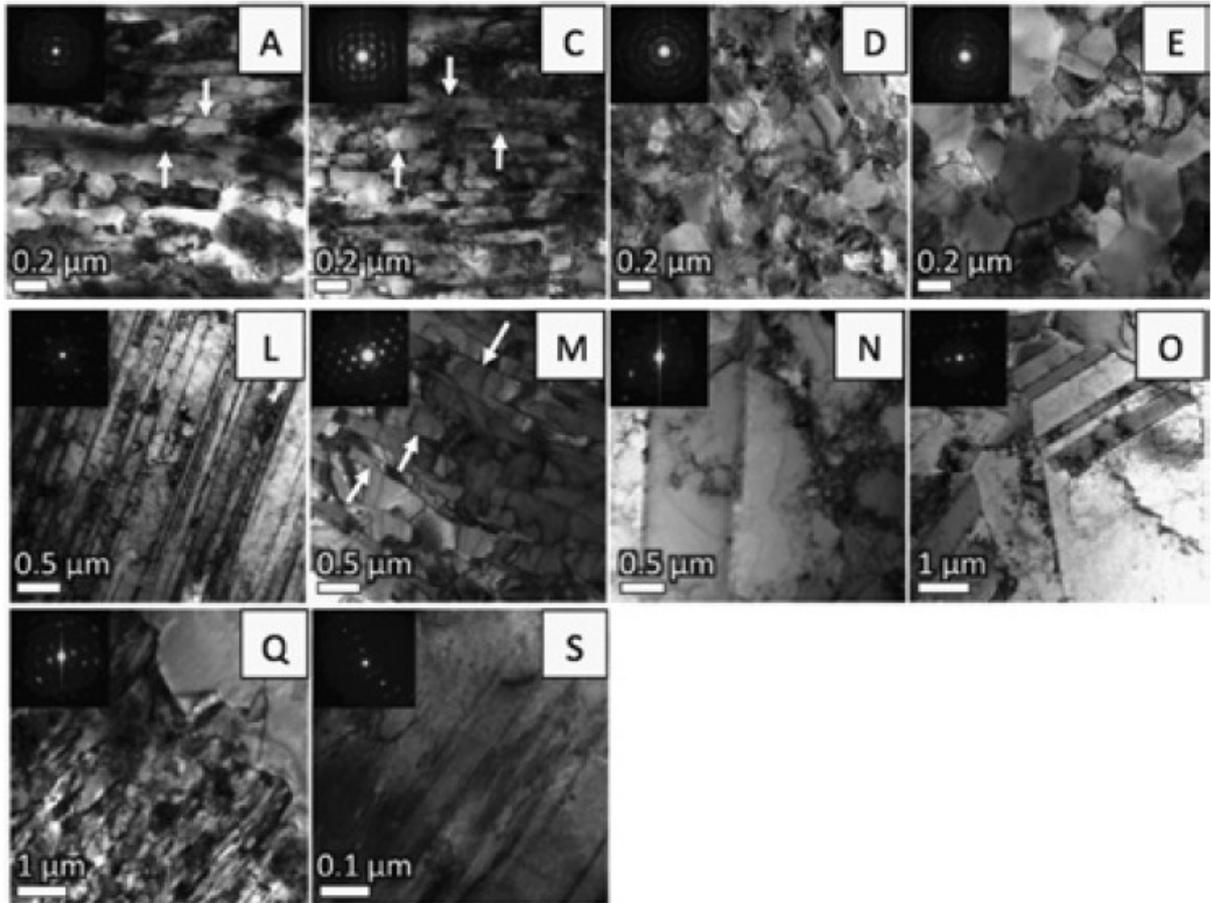


Рисунок 1.3.8 – Микроструктуры меди после деформации в условиях, соответствующих точкам на рисунке 1.3.7 [86]

Из рисунка 1.3.8 видно, что в одном и том же материале при разных скоростях деформации реализуются разные режимы ДР. В точке С наблюдаются круглые зерна на фоне вытянутой структуры сопоставимого размера, что характерно для НДР. В точках N и O наблюдается отчетливая бимодальная структура: мелкие зерна, окаймляющие крупные, что характерно для ПДР. В точках L и M наблюдаются две последовательные стадии процесса ГДР – вытянутые зерна переходят в равноосные мелкие зерна путем образования «перетяжек». Схематично образование разного типа структур при деформации

меди приведено на рисунке 1.3.9. Видно, что при малых скоростях деформации по мере роста степени деформации в материале сначала формируются дислокационные ячейки, затем вытянутая деформированная структура и затем – равноосные субмикронные зерна. При более высоких скоростях деформации, малая степень деформации приводит к формированию нано-двойников, более высокая степень деформации – к формированию бимодальной структуры и высокие степени деформации приводят к равномерной крупнозернистой структуре.

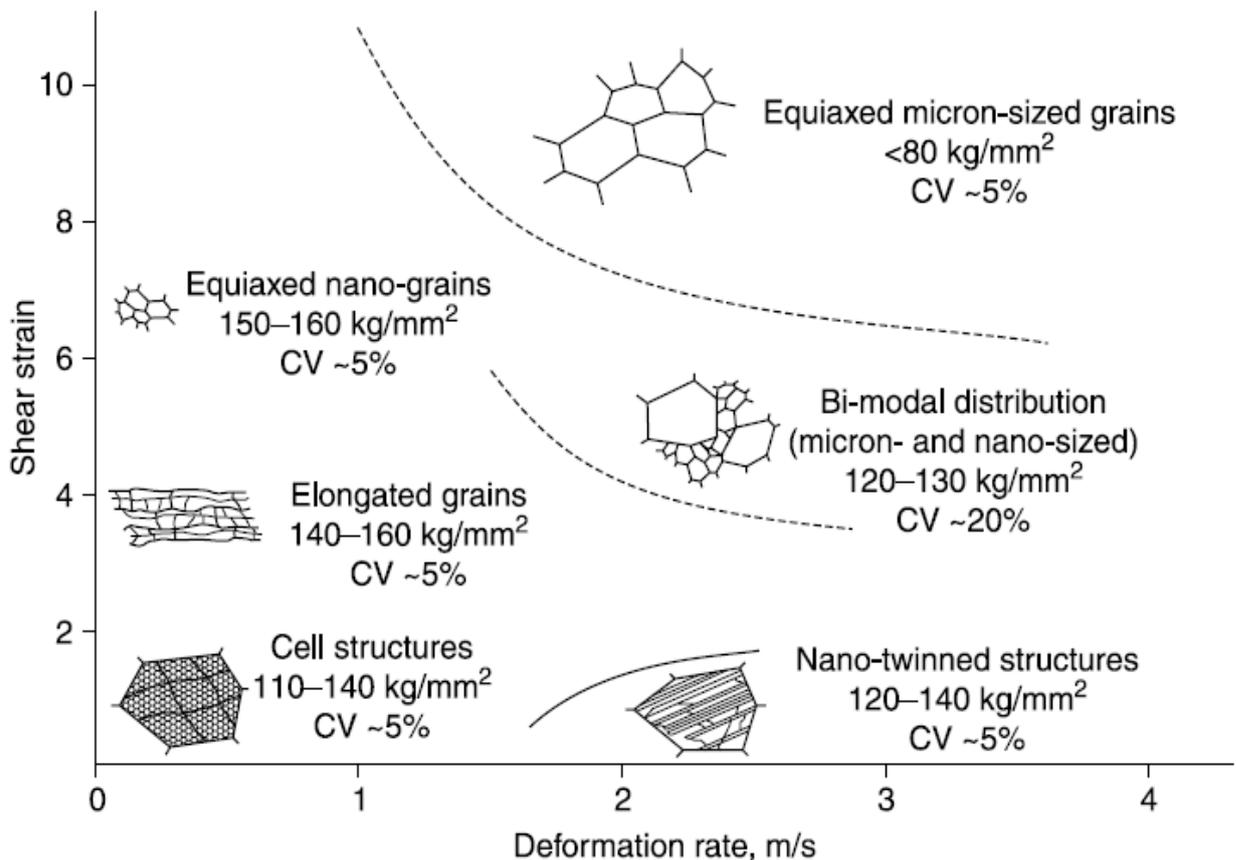


Рисунок 1.3.9 – Схема образования разного типа структур при деформации меди в разных условиях

Подробнее бимодальные структуры, образованные при резании меди, были получены в [87] (рисунок 1.3.10). Видно, что на фоне крупнозернистой структуры на границах некоторых зерен появляются «ожерелья» из мелких рекристаллизованных зерен.

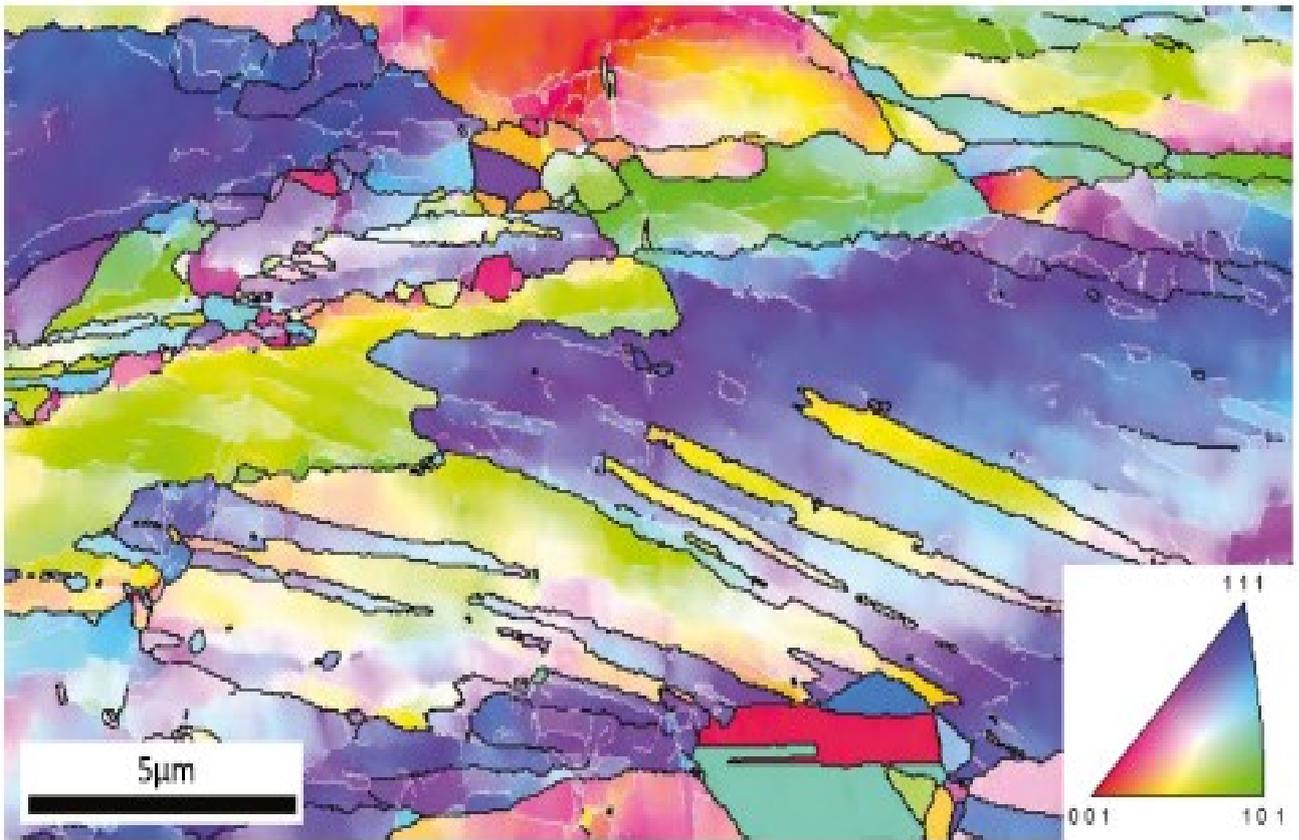


Рисунок 1.3.10 – Бимодальная зеренная структура, сформированная при резании бескислородной меди со скоростью 2250 м/мин [87]

Непосредственное получение КНД процесса резания невозможно, поэтому в некоторых работах делаются попытки построения соответствующих зависимостей с использованием компьютерного моделирования процесса с заданными параметрами. В работе [89] построены КНД процесса резания бескислородной меди при разных скоростях (рисунок 1.3.11).

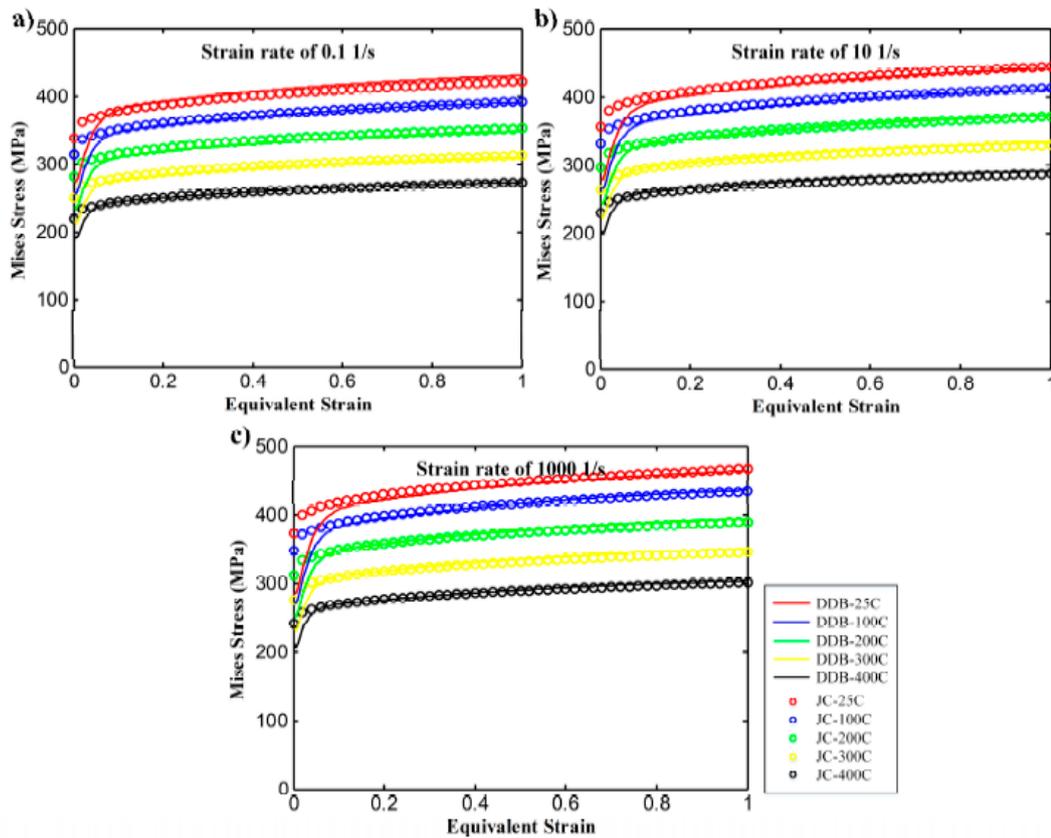


Рисунок 1.3.11 – КНД деформации меди в условиях резания при разных скоростях и температурах деформации [1.3.4]

### 1.3.2 Динамическая экструзия

В работах [92 и 93] проведено исследование эволюции микроструктуры в ходе динамической экструзии. На рисунке 1.3.12 приведена схема проведения эксперимента, на рисунке 1.3.13 – геометрия образца и инструмента. Эксперимент проводится при метании образца со скоростью порядка 400 м/с.

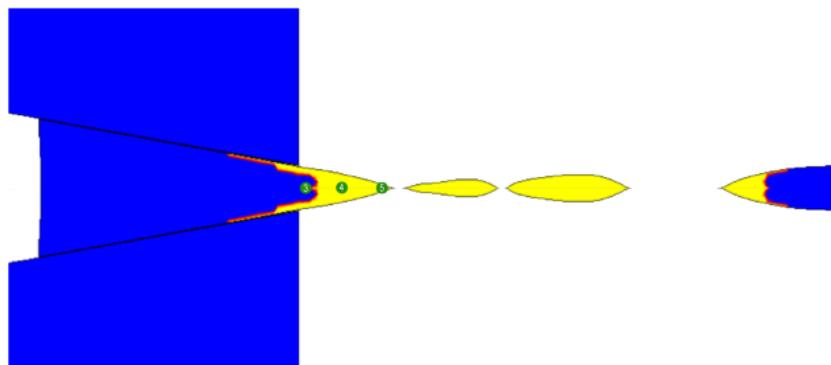


Рисунок 1.3.12 – Схема проведения эксперимента

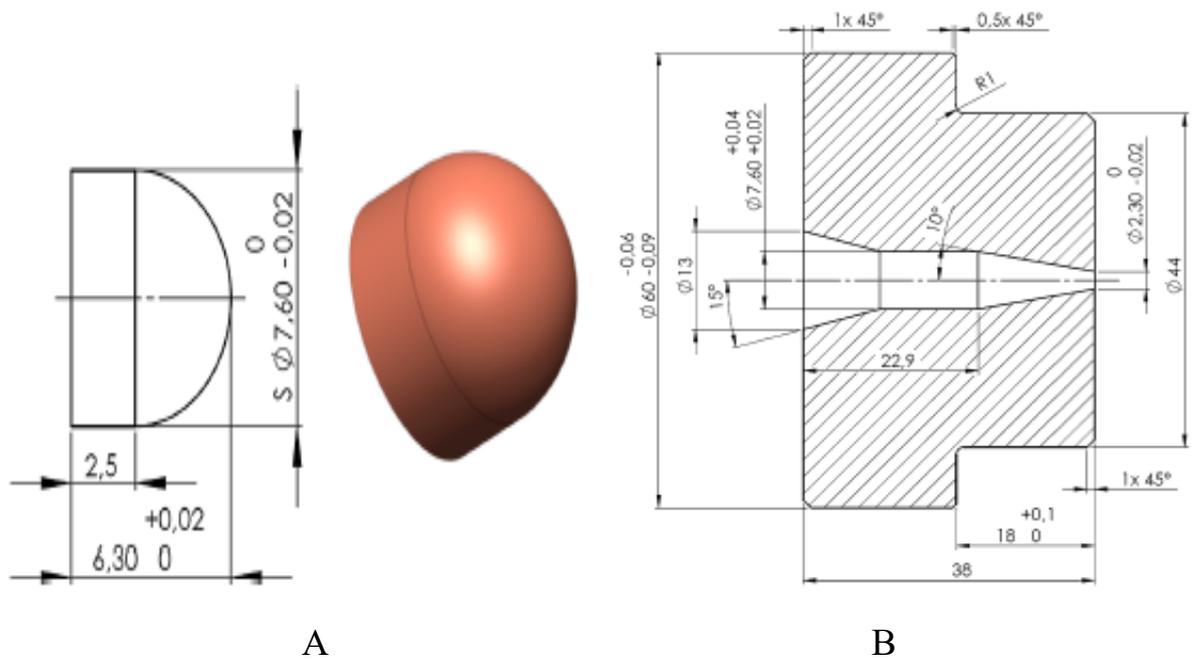


Рисунок 1.3.13 А – геометрия образца для динамической экструзии  
В – геометрия инструмента

Результаты экспериментального исследования поведения бескислородной меди в условиях динамической экструзии приведены на рисунке 1.3.14.

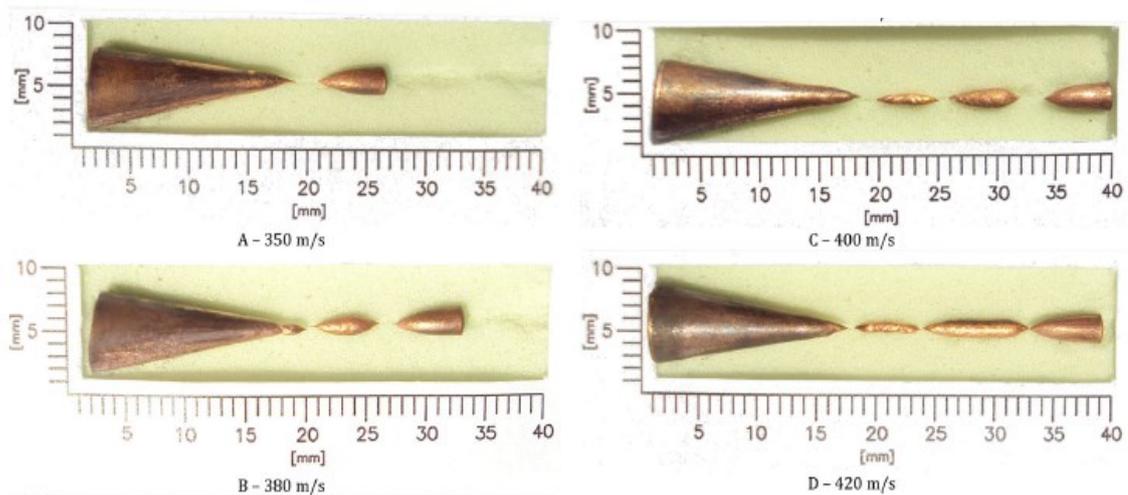


Рисунок 1.3.14 – Результаты проведения динамической экструзии при различных скоростях метания образца

В работе [93] проведено исследование структуры в разных частях «хвостовой» части образца после метания со скоростью  $400$  м/с. На рисунке 1.3.15

приведены точки исследования микроструктуры. Структура исследовалась на центральном сечении образца. Результаты исследования приведены на рисунке 1.3.16.

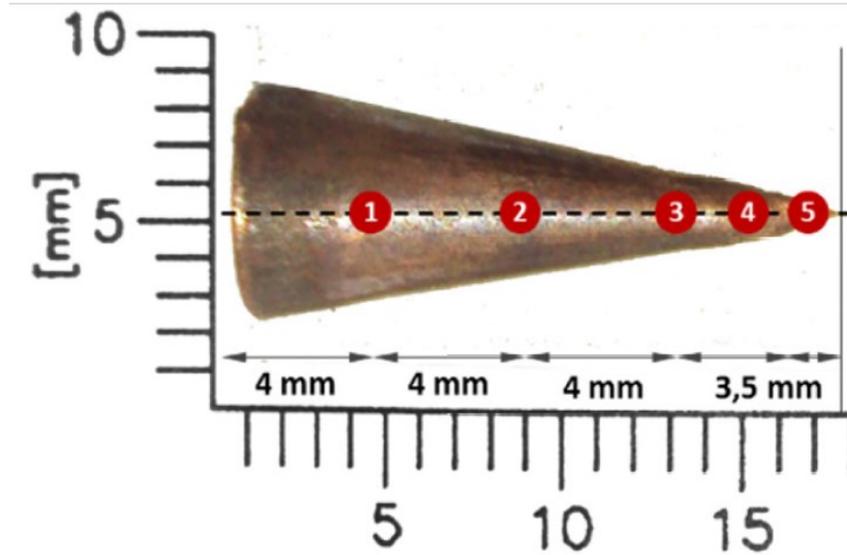


Рисунок 1.3.15 – Координаты точек исследования микроструктуры

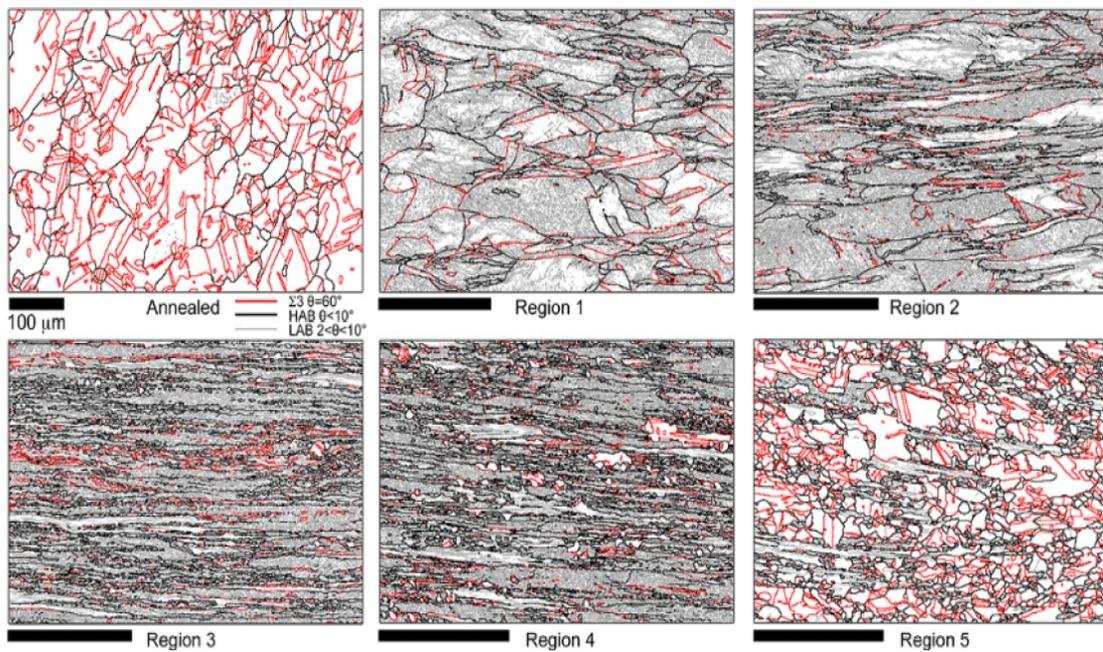


Рисунок 1.3.16 – Результаты исследования микроструктуры в разных точках образца (рисунок 1.3.15)

Приведенные на рисунке 1.3.16 результаты показывают, что зародыши рекристаллизации появляются правее точки 3. Поскольку разные точки сечения деформированы до разной степени обжатия (из-за геометрии инструмента), очевидно, что критическая степень деформации накапливается только правее точки 3 на рисунке 1.3.15. В работе проведен анализ связи величины параметра  $Z$ - $X$  с деформацией и найдено, что критическая деформация для данного материала находится между точками 3 и 4 (рисунок 1.3.17). Далее рекристаллизация протекает по механизму ПДР.

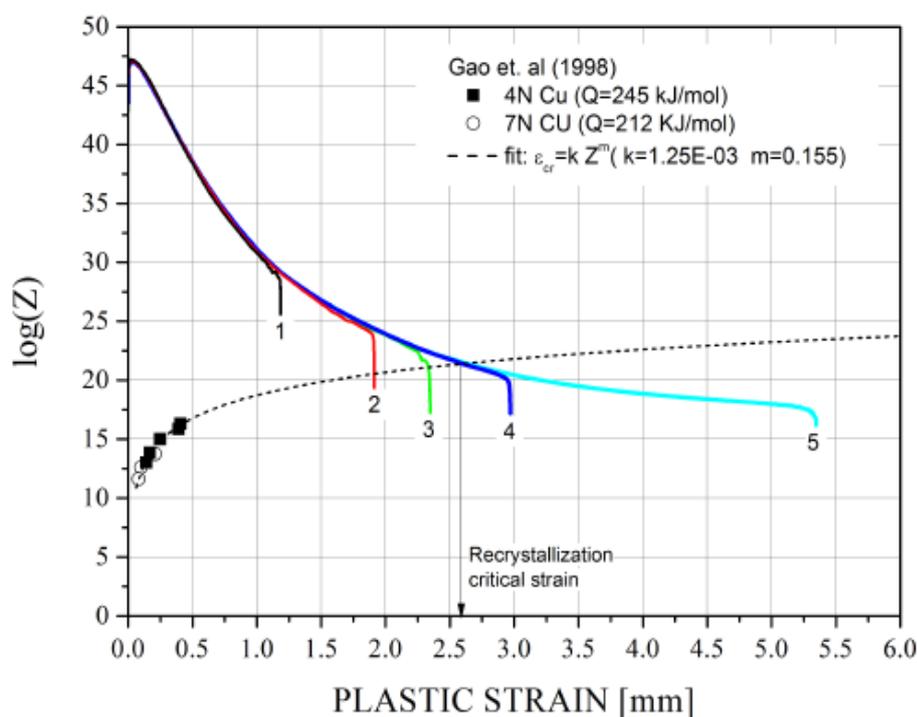


Рисунок 1.3.17 – Связь параметра Зинера-Холломона с величиной пластической деформации. Цифрами обозначены номера точек на рисунке 1.3.15

В работе [92] проводится моделирование процесса динамической экструзии с использованием модернизированной модели Джонсона-Кука и модифицированной модели MRK2. При подборе констант показана зависимость температуры плавления бескислородной меди от давления при ударе (рисунок 1.3.18), влияние исходного размера зерна и скорости деформации на величину

напряжения течения исследованного материала (рисунки 1.3.19 и 1.3.20, соответственно).

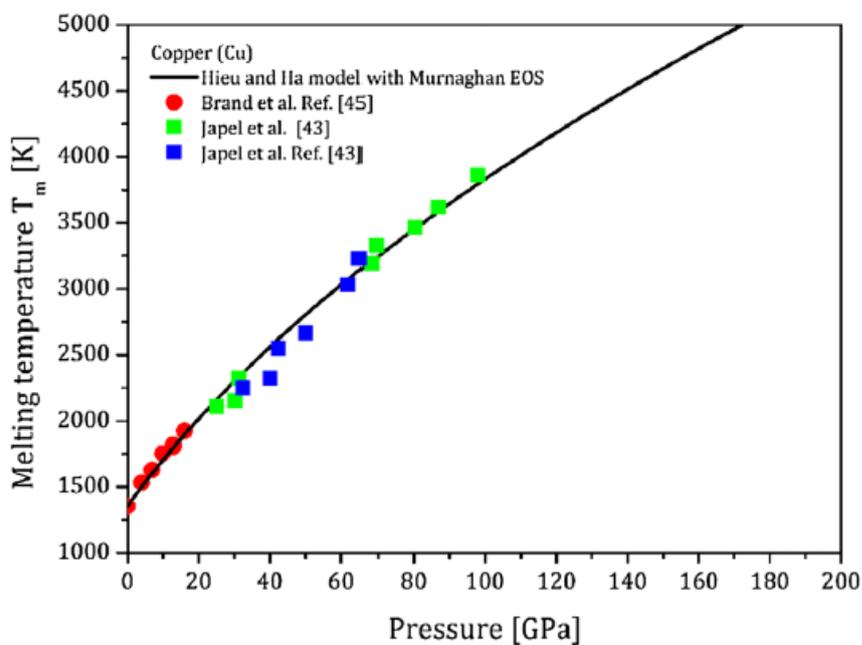


Рисунок 1.3.18 – Влияние давления на величину температуры плавления бескислородной меди

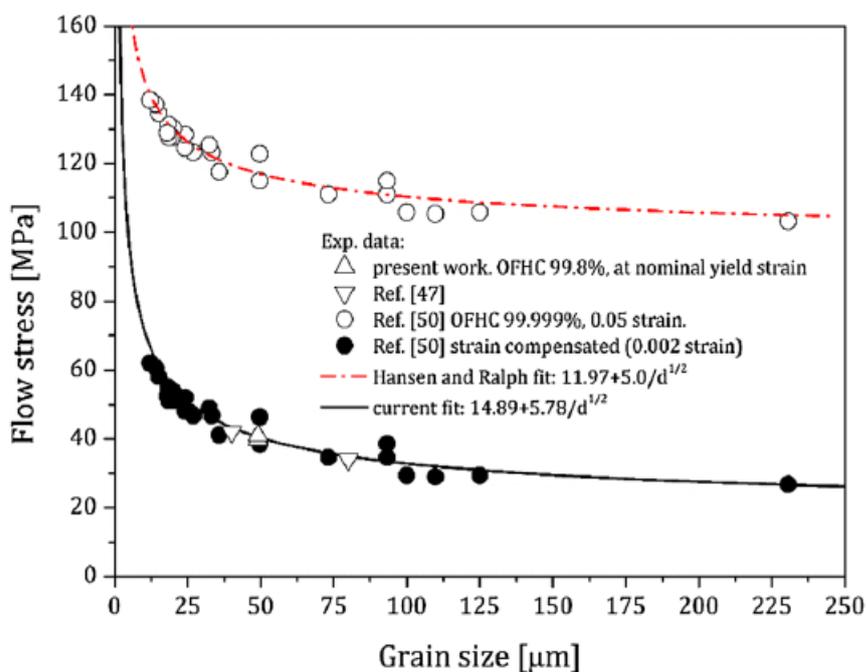


Рисунок 1.3.19 – Влияние исходного размера зерна на величину напряжения течения при заданных условиях деформации бескислородной меди

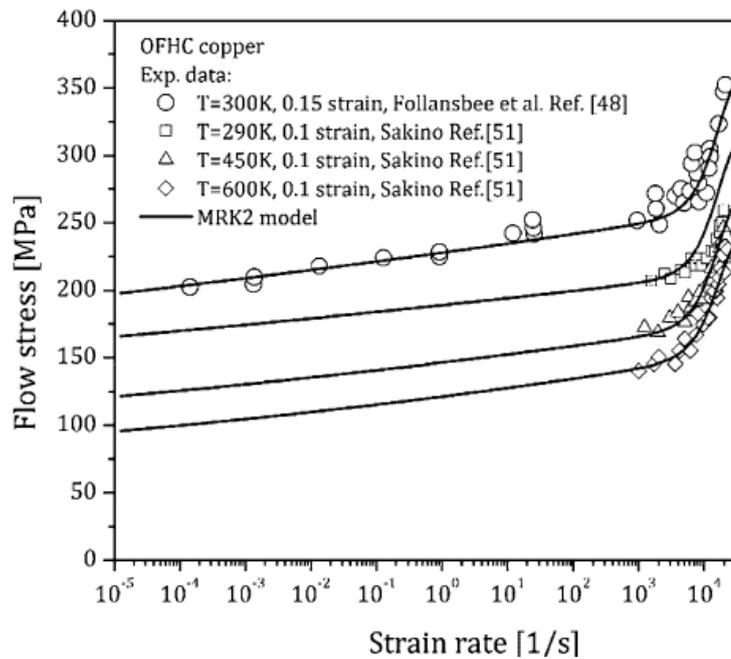


Рисунок 1.3.20 – Влияние скорости деформации на величину напряжения течения при заданных условиях деформации бескислородной меди

Из рисунков 1.3.19 и 1.3.20 видно, что при заданных условиях деформации существует некоторый пороговый уровень размера зерна и величины скорости деформации, переход через который приводит к резкому росту напряжения течения материала. Это может быть связано со сменой механизма движения дислокаций, описанного в работах Klepazsko и Follansbee.

В результате анализа авторы получают следующие параметры модели ДК для высокоскоростного деформирования бескислородной меди.

$\sigma_{y0}$ (MPa)	$R_1$ (MPa)	$b_1$ (mm/mm)	$R_2$ (MPa)	$b_2$ (mm/mm)	$D_1$	$D_2$	$m$
18.5	33.0	0.023	302	0.177	1.423E-02	1.827E-05	1.09

### 1.3.3 Горячая накопительная прокатка

В работах [1.3.8-1.3.10] изучалась эволюция структуры и свойств меди в процессе горячей накопительной прокатки (ГНК). Схематически данный процесс изображен на рисунке 1.3.21. Для реализации данного метода ИПД берется две пластины равной толщины из обрабатываемого металла. Одна поверхность каждой пластины полируется, затем пластины складываются отполированными

сторонами и прокатываются при повышенной температуре со степенью обжатия равной 2. При этом длина полученной сборки становится вдвое больше начальной длины пластин, а толщина равна толщине исходной пластины. После этого полученная пластина разрезается на 2 равные части, на каждой происходит подготовка одной стороны, они складываются и прокатываются. Многоцикловое повторение данной процедуры позволит получить однородную мелкозернистую структуру в материале.

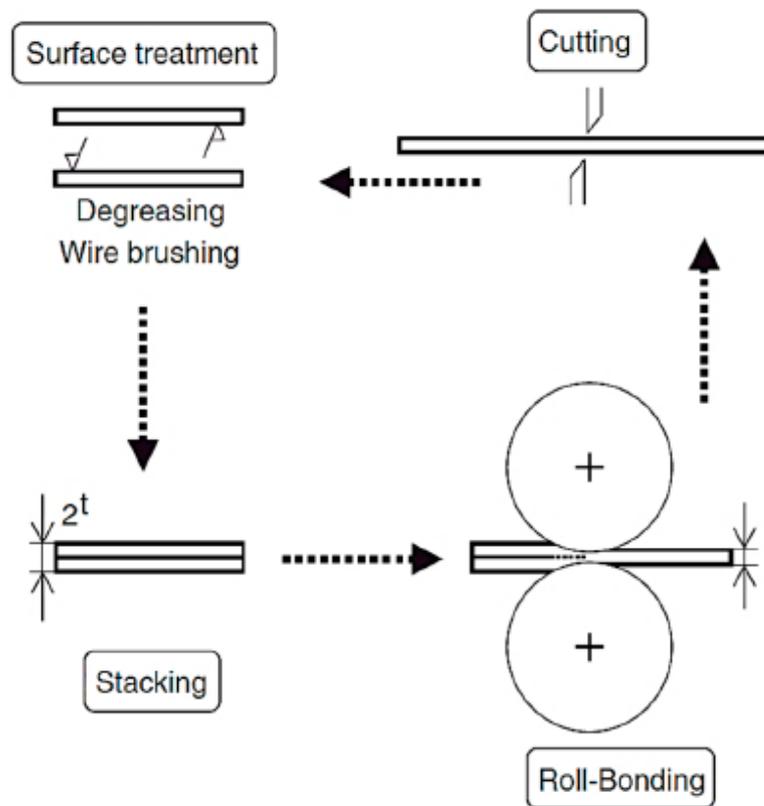
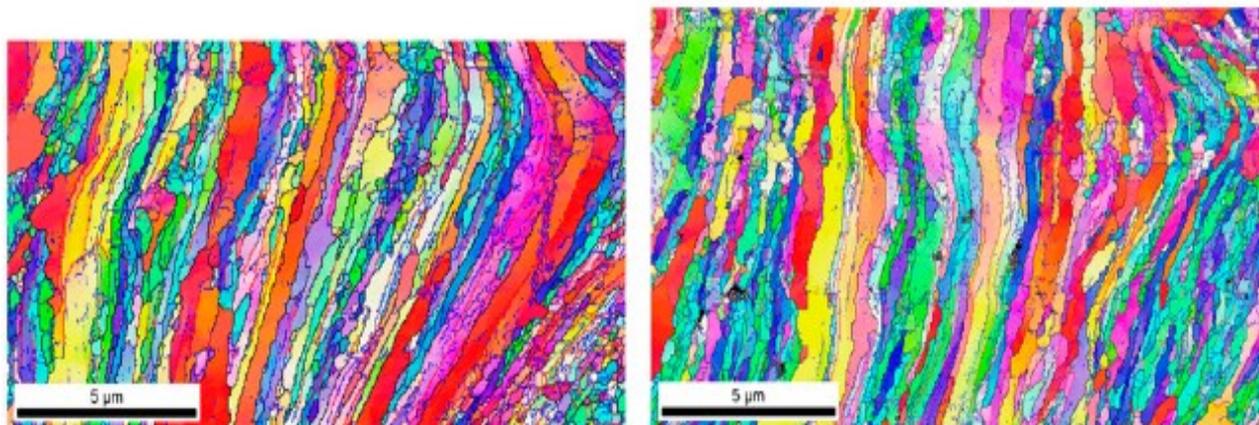


Рисунок 1.3.21 – Схема ГНП [93]

Как и в случае обычной прокатки, микроструктура поверхностного слоя и внутренних слоев материала деформируется неравномерно, поэтому для формирования однородной структуры требуется большое количество циклов деформации.

На рисунке 1.3.22 приведены снимки микроструктуры внешнего и внутренних слоев бескислородной меди, сформированные в результате ГНП.



А

В

Рисунок 1.3.22 – Структура бескислородной меди после ГНП. А – внутренний слой, В – Наружный слой

Приведенные на рисунке 1.3.22 микроструктуры свидетельствуют о протекании ГДР в бескислородной меди в ходе ГНП. Распределение зерен в материале имеет бимодальный характер с максимумами на 0,2 и 1,0 мкм.

#### 1.3.4 Эволюция микроструктуры при других методах ИПД меди

В данном разделе рассмотрим несколько работ, посвященных деформации меди при высоких скоростях, степенях деформации или температурах.

В работе [97] проводится сравнение механизмов ДР материала в процессе сварки трением с перемешиванием (friction stir welding) в меди и латуни. При реализации данного механизма рабочий инструмент помещается между свариваемыми деталями, сильно прижимается и вращается. В ходе данного процесса происходит интенсивное деформационное перемешивание материала свариваемых деталей и их соединение (рисунок 1.3.23).

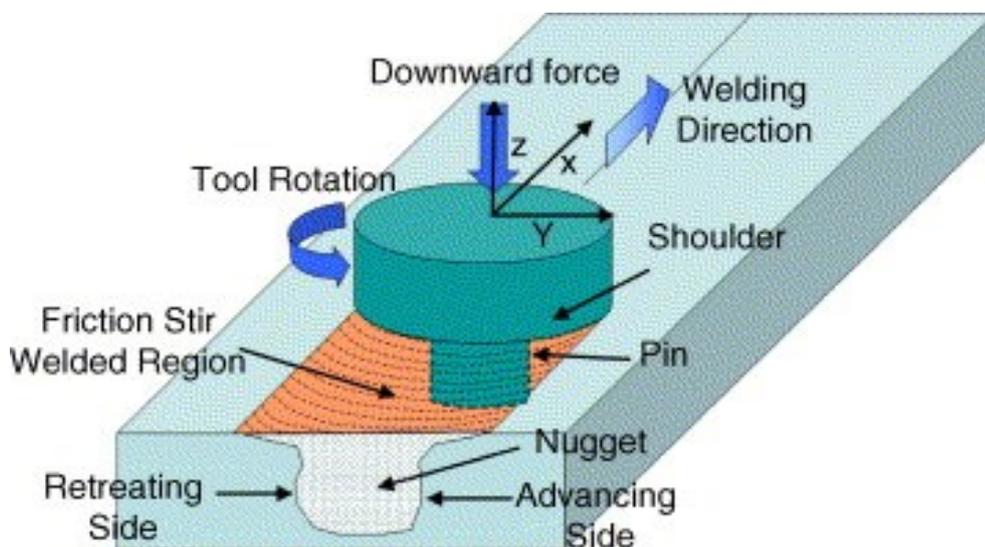


Рисунок 1.3.23 – Схема процесса FSW

В работе исследована медь марки 4N и латунь марки 63В (содержит 37%Zn). ЭДУ первого материала составляет около  $75 \text{ мДж/м}^2$ , второго –  $12 \text{ мДж/м}^2$ . На рисунке 1.3.24 приведена карта структуры каждого материала в исходном состоянии.

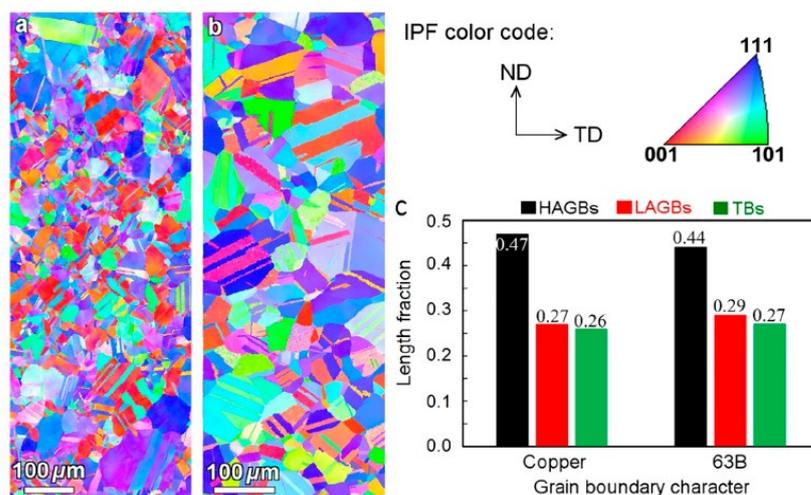


Рисунок 1.3.24 – Карта микроструктуры исходного состояния (a) меди, (b) латуни, (c) доля большеугловых, малоугловых и двойниковых границ в каждом материале

На рисунке 1.3.25 приведена карта микроструктуры меди после сварки. Направление BM – исходный материал, SZ – сварной шов. Поскольку

деформации и температура снижаются по мере удаления от сварного шва, в каждой исследованной области созданы различные условия для протекания ДР.

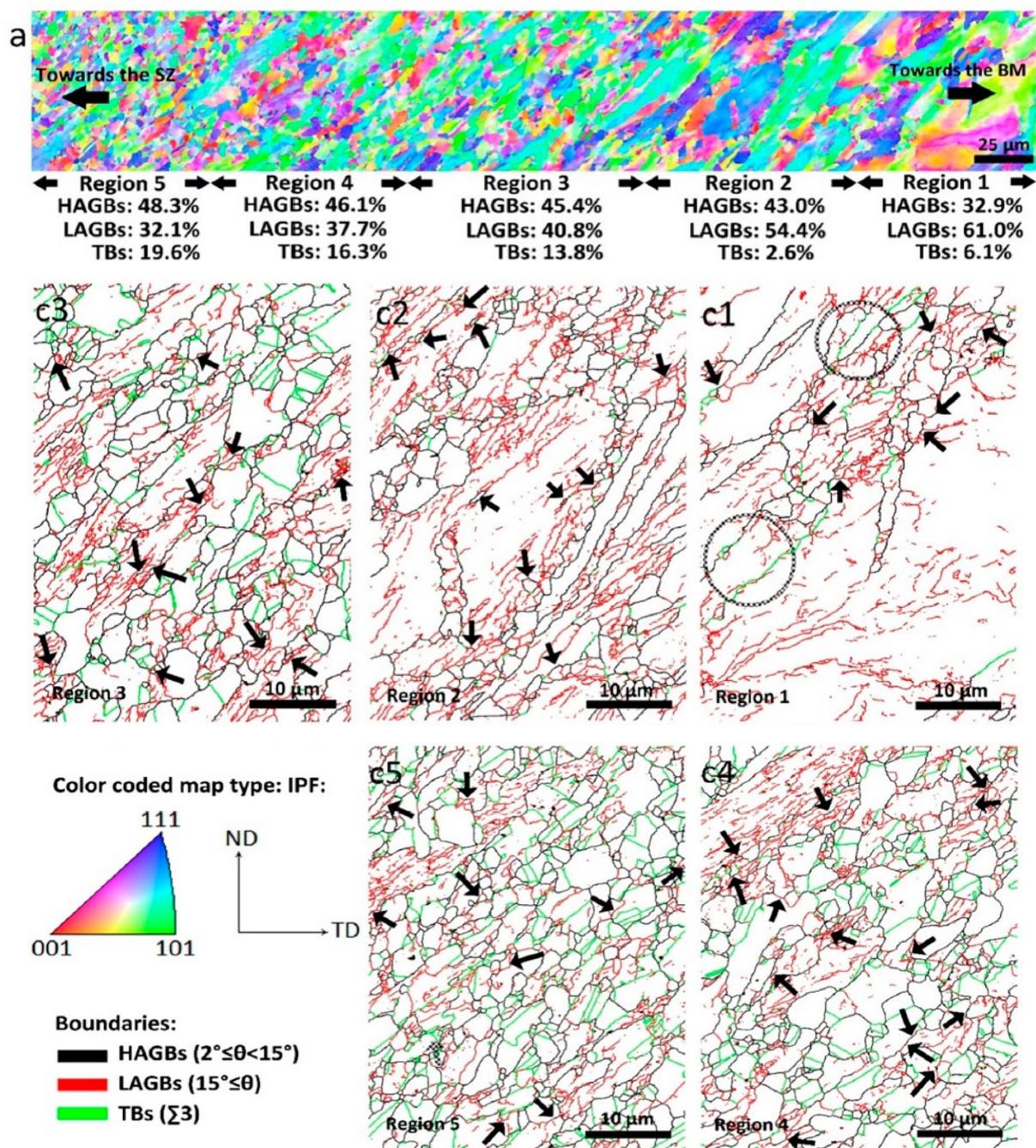


Рисунок 1.3.25 – Карта микроструктуры меди после сварки. Направление ВМ – исходный материал, SZ – сварной шов. Внизу приведены карты ГЗ для каждой обозначенной области материала

На рисунке 1.3.26 приведена карта микроструктуры латуни после сварки.

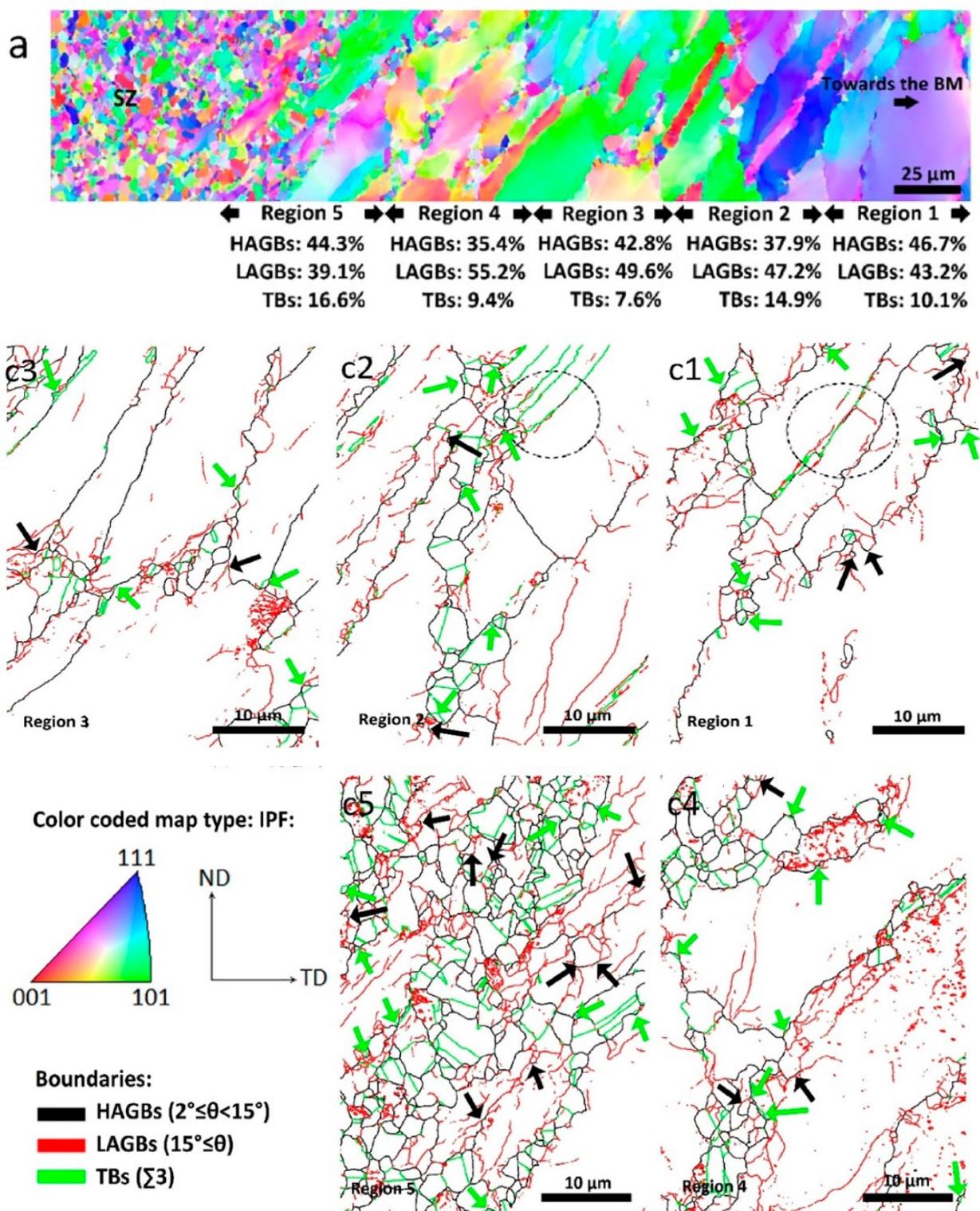


Рисунок 1.3.26 – Карта микроструктуры латуни после сварки. Направление ВМ – исходный материал, SZ – сварной шов. Внизу приведены карты ГЗ для каждой обозначенной области материала

Для определения типа ДР в материале дополнительно проведены исследования при помощи ПЭМ. На рисунке 1.3.27 приведены снимки микроструктуры меди и латуни, свидетельствующие о протекании в материале процесса НДР.

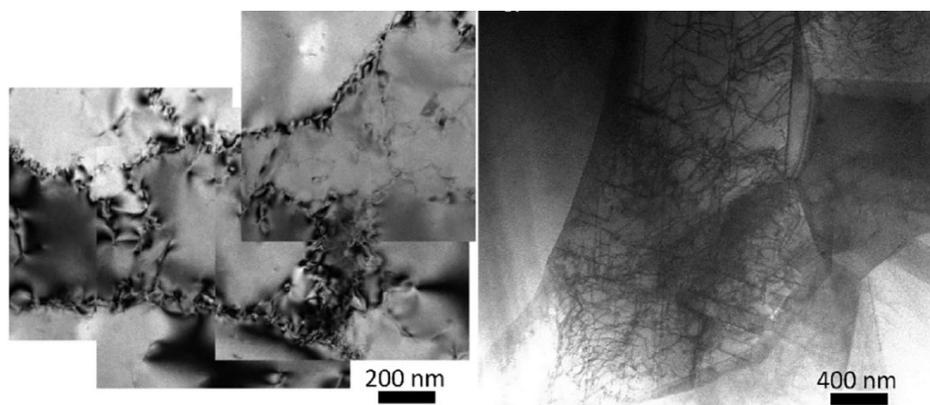


Рисунок 1.3.27 – Формирование зародышей рекристаллизации из дислокационных стенок МУГ в меди (слева) и из клубков дислокаций в латуни (справа)

Дополнительные исследования показали, что в латуни возможно протекание ПДР при выбранных условиях деформирования (рисунок 1.3.28).

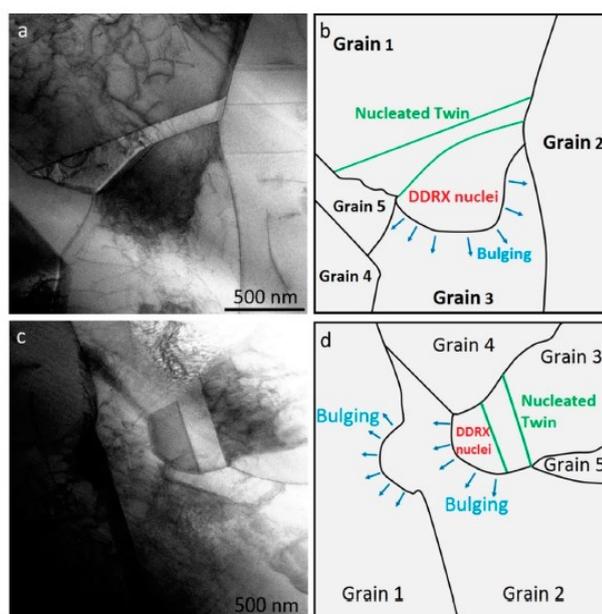


Рисунок 1.3.28 – Снимок микроструктуры и схема образования зародышей ПДР из ступеньки на ГЗ в латуни 63В

На рисунке 1.3.29 приведена схема появления зародышей ДР в исследованных материалах.

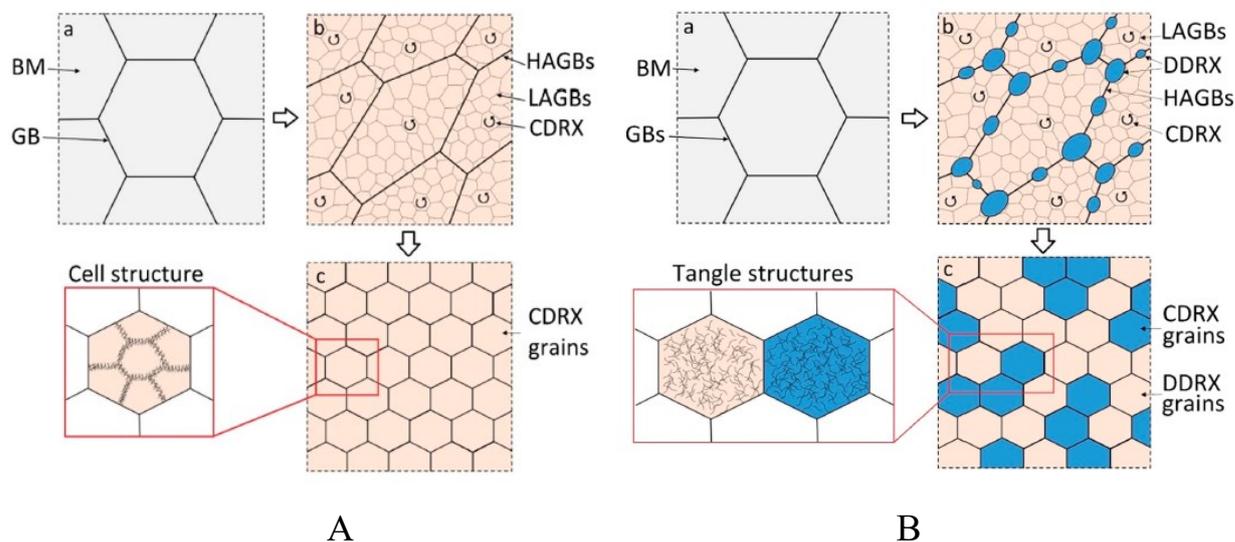


Рисунок 1.3.29 – Схема появления зародышей ДР.

А – в меди (только НДР)

В – в латуни (НДР и ПДР)

Показано, что в материале с ЭДУ порядка 75 мДж/м<sup>2</sup> в выбранных условиях протекает только НДР, в материале с более низкой ЭДУ – одновременно могут протекать НДР и ПДР.

В работе [97] проводится анализ эволюции микроструктуры бескислородной меди, сформированной в процессе трехвалковой горячей прокатки на основании теории ДР. На рисунке 1.3.30 приведена схема процесса прокатки тремя парами валков. На рисунке 1.3.31 приведены калибровочные кривые, полученные при горячей осадке исследованной меди в режиме ДР.

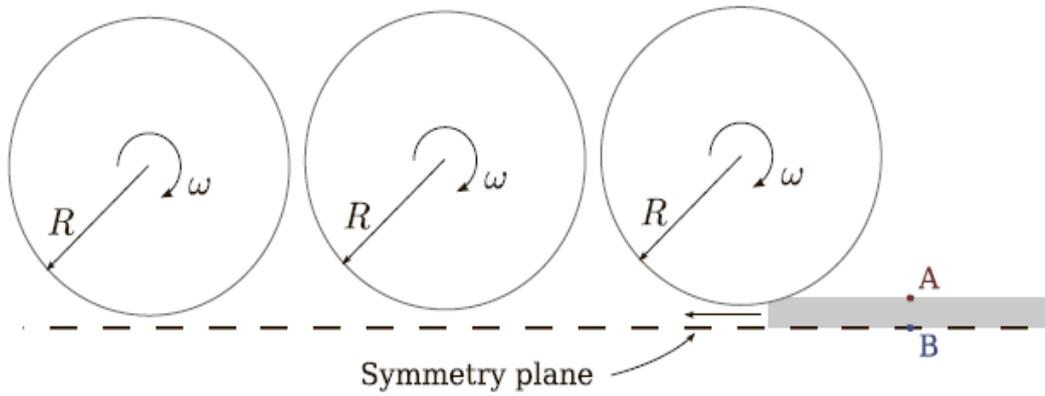


Рисунок 1.3.30 – Схема трехвалковой прокатки

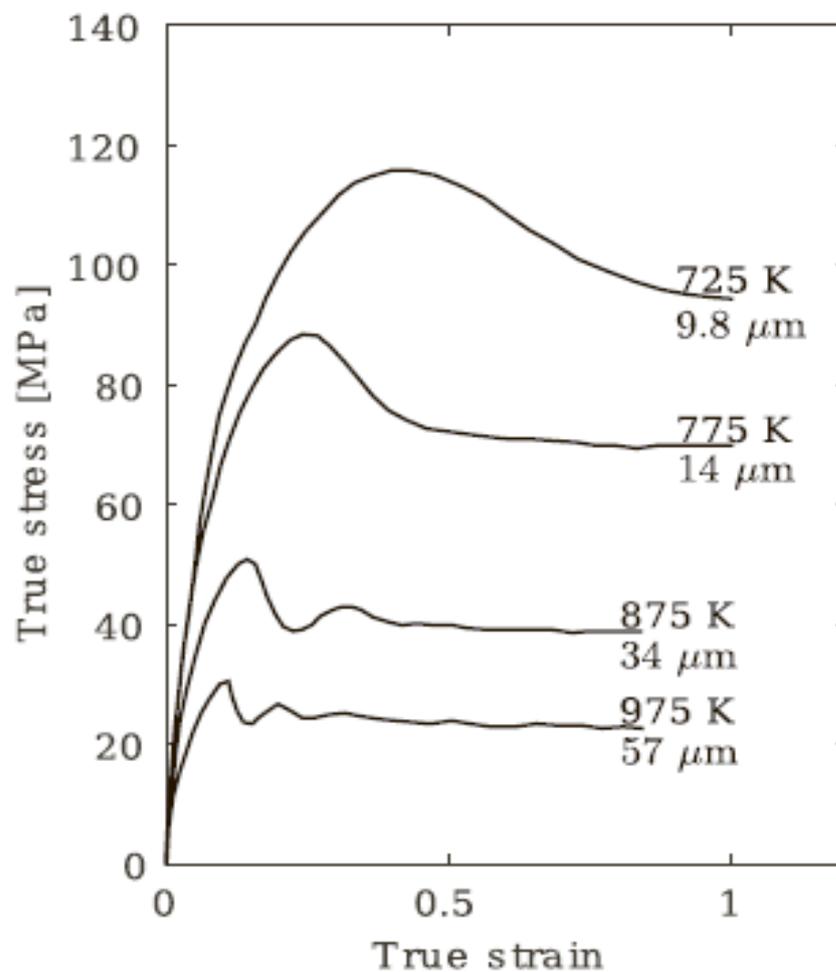


Рисунок 1.3.31 – КНД горячей осадки исследованной меди. Рядом с кривыми показаны температура и размер зерна на стадии стабильного течения

На рисунке 1.3.32 приведены карты зеренной структуры бескислородной меди, полученные при разных температурах прокатки.

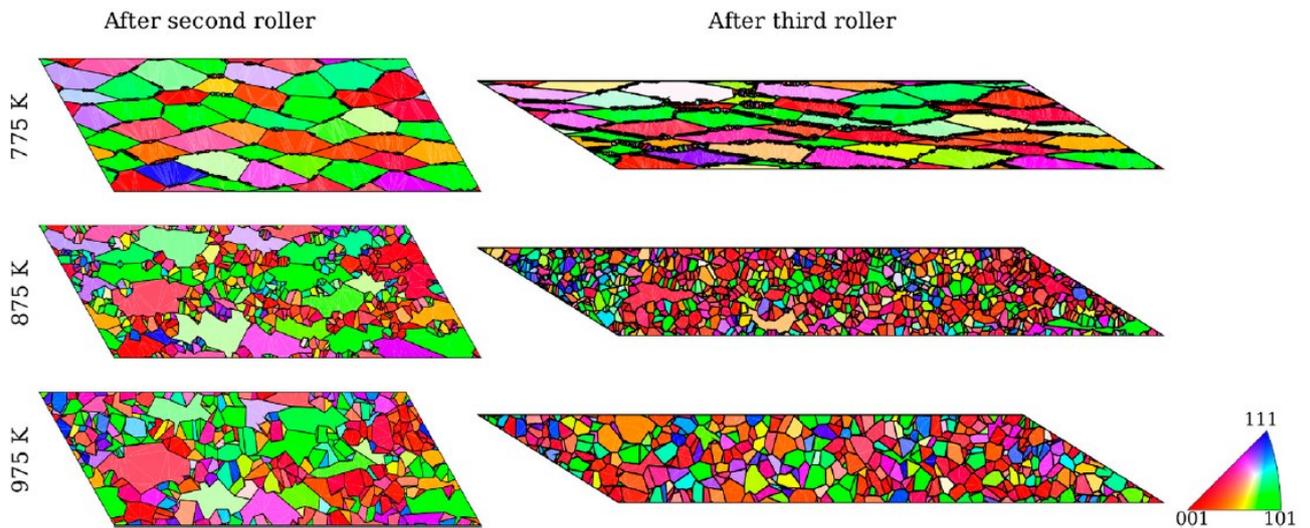


Рисунок 1.3.32 – Карта зеренной структуры бескислородной меди при разных температурах прокатки. Слева – структура материала после второго валка, справа – после третьего

Приведенные на рисунке 1.3.32 карты зеренной структуры показывают, что ДР в материале протекает по схеме ПДР.

### 1.3.5 Эволюция микроструктуры при обжатии медной облицовки

В работе [98] проводится анализ эволюции зеренной структуры в бескислородной меди в процессе формирования ударного ядра. На рисунке 1.3.33 приведено поперечное сечение уловленного УЯ.

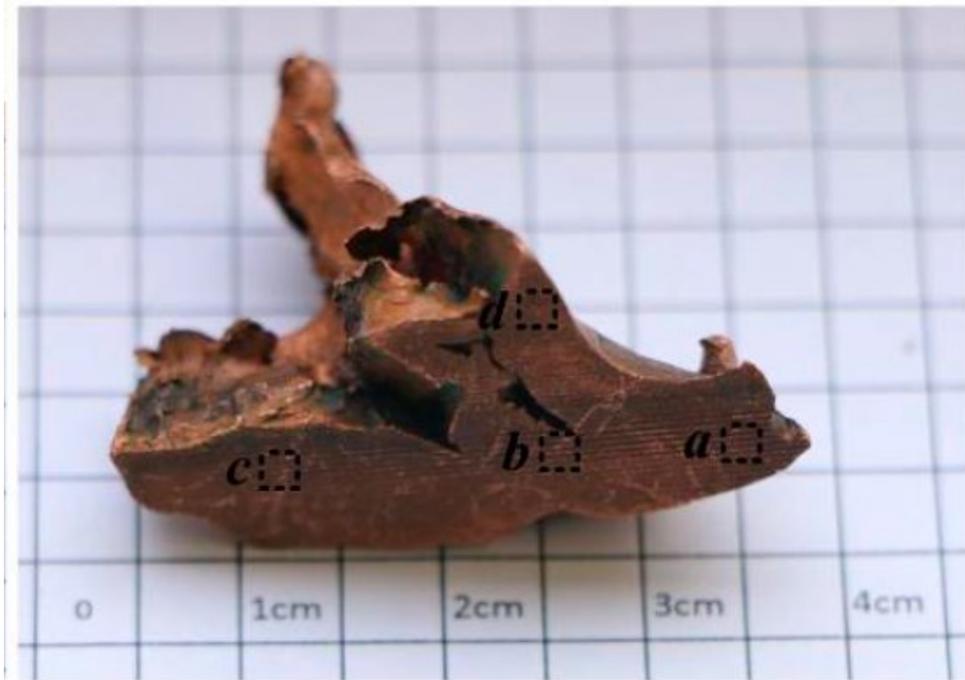


Рисунок 1.3.33 – Поперечное сечение УЯ из бескислородной меди. Указаны области исследования микроструктуры

На рисунке 1.3.34 приведены оптические снимки структур в указанных на рисунке 1.3.33 областях. Видно, что все структуры полностью рекристаллизованы и охарактеризовать тип ДР по ним не удастся. Однако, ПЭМ исследование позволило установить повышенную плотность дислокаций у ГЗ и появление зародышей рекристаллизации по типу ПДР. Таким образом, в указанных условиях – давление до 25 ГПа, деформация до 3,0, температура – до 600 °С и скорость деформации до  $5 \cdot 10^4$  1/с в меди протекает ПДР.

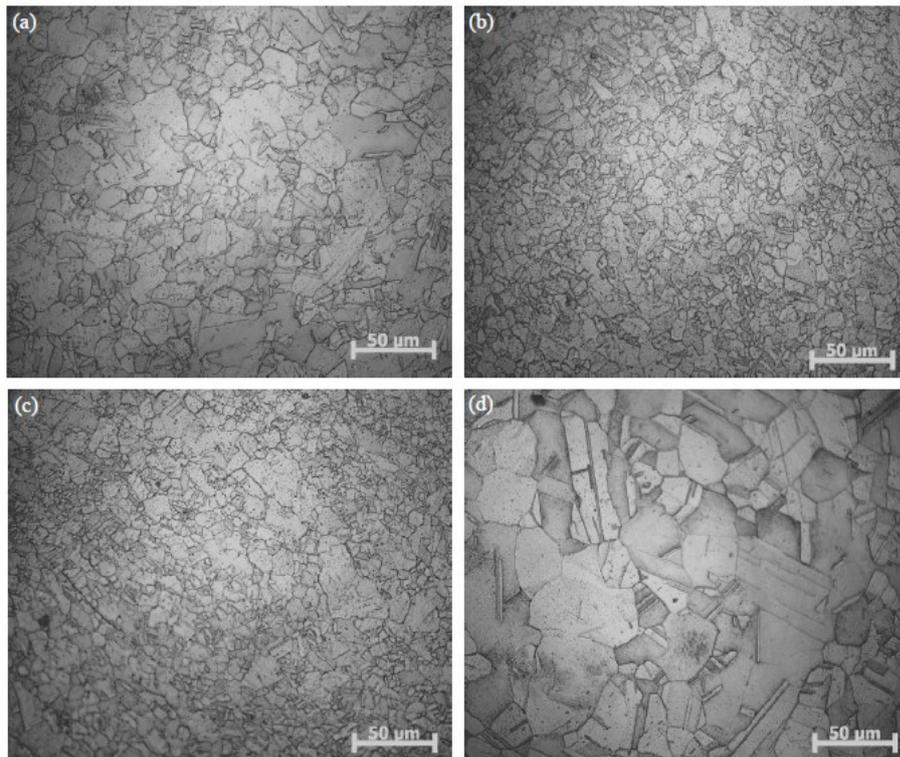


Рисунок 1.3.34 – Микроструктуры в областях, указанных на рисунке 1.3.33

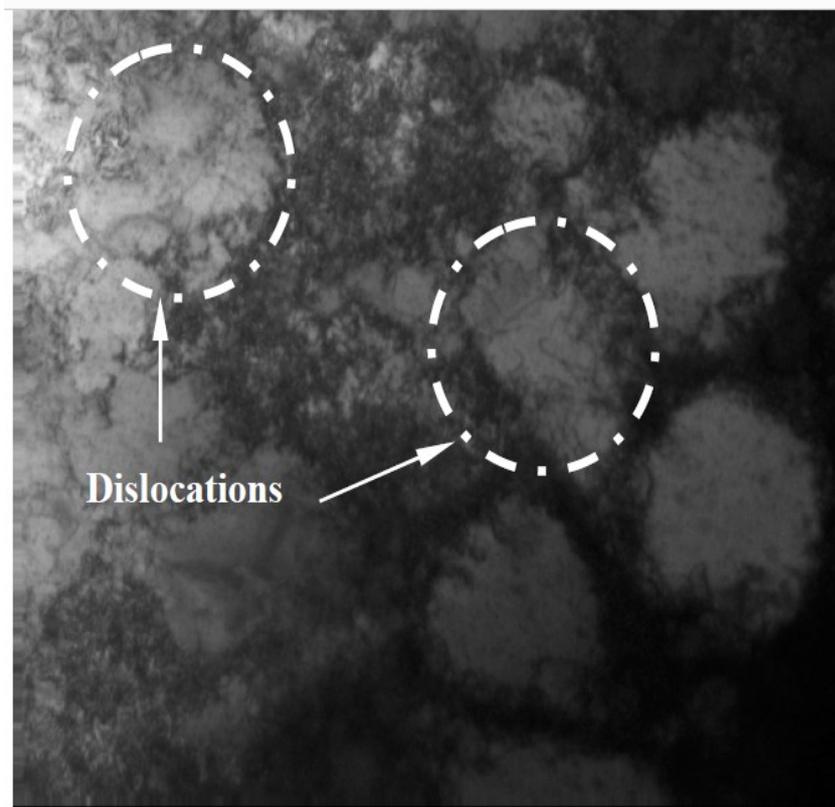


Рисунок 1.3.35 – ПЭМ снимок структуры в области b на рисунке 1.3.33

Экспериментальному наблюдению и изучению процесса ДР в материале КС посвящены работы таких специалистов в области высокоскоростного деформирования металлов, как Мейерс, Мурр, Эшби, Зернов, Андраде и др.

Общая схема протекания процесса ДР, сопровождающего высокие степени вытяжки в материале в процессе течения КС приведена на рисунке 1.3.36 [99, 22]. Схема построена на основе электронно-микроскопических исследований уловленных фрагментов КС. В начальный момент времени в материале начинается накопление дислокаций, формирующих равномерную дислокационную структуру. Дальнейшее накопление дислокаций приводит к формированию дислокационных ячеек. Затем из ячеек оформляются МУГ, которые под действием ротационных мод деформации разбиваются на равноосные блоки, которые в дальнейшем трансформируются в фрагменты, образуя фрагментированную структуру (рисунок 1.3.36). В данном случае предполагается протекание ДР по типу НДР.

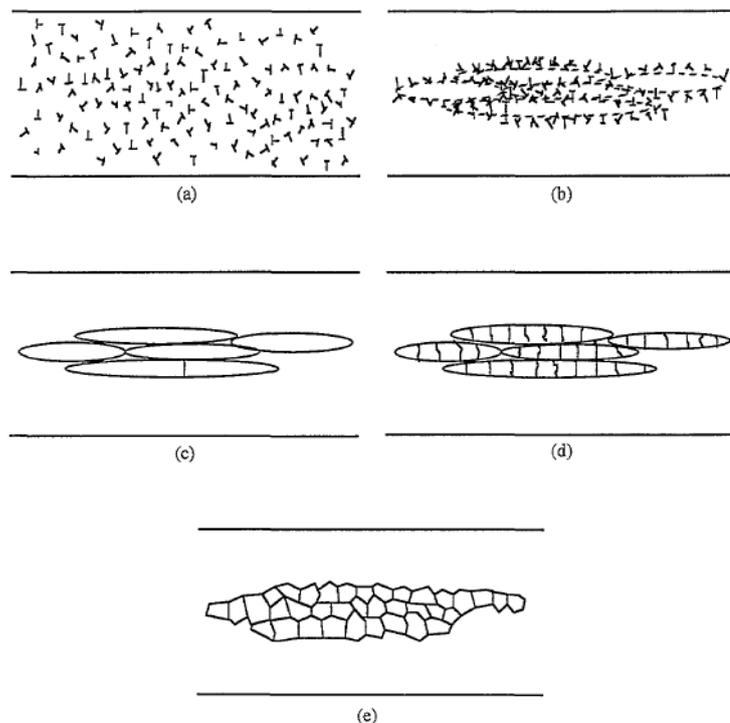


Рисунок 1.3.36 – Последовательность протекания процесса ДР при тчении КС

В работе [100] приведена сходная схема процесса ДР при течении КС (рисунок 1.3.37). Схема построена на основе электронно-микроскопических исследований уловленных фрагментов КС. В данном случае рассматривается формирование структуры под действием сдвиговых напряжений, вызванных градиентом деформации в сечении струи. В исходной структуре формируются вытянутые ячейки и субзерна, увеличение степени деформации до критического уровня приводит к дроблению субзерен на фрагменты, из которых формируется мелкозернистая структура. В данном случае также динамическая рекристаллизация протекает по схеме НДР.

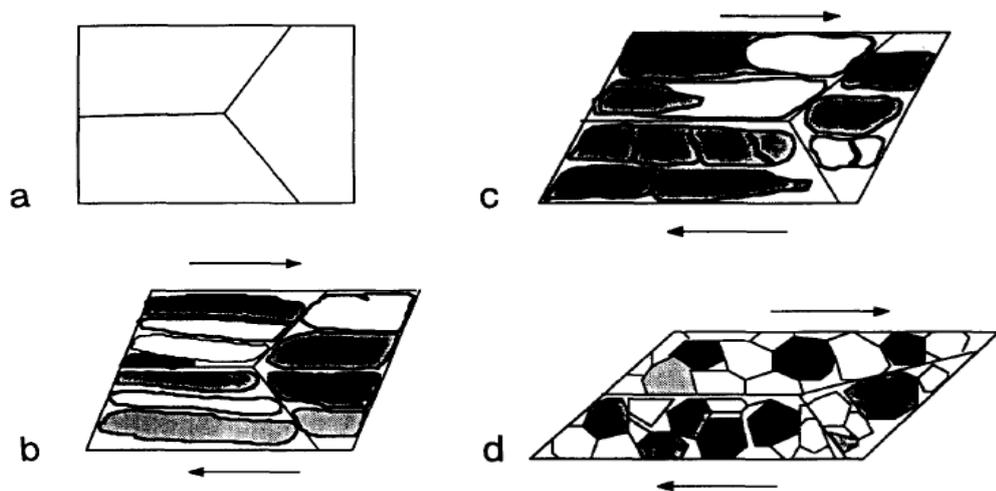


Рисунок 1.3.37 – Схема протекания процесса ДР при течении медной КС [1.3.16]

Таким образом, разные авторы в процессе анализа последовательности формирования структур при ДР, приводят схему геометрической динамической рекристаллизации.

В работе [101] проведены электронно-микроскопические исследования формирования дислокационных ячеек в меди в процессе высокоскоростного течения. Снимок микроструктуры приведен на рисунке 1.3.38. Видно, что в вытянутых ячейках начали формироваться перемычки, образуя «заготовки» фрагментов размером порядка 2 мкм. В работе [102] приведены ПЭМ снимки дислокационной структуры поперечного сечения уловленных фрагментов КС

(рисунок 1.3.39). Видно, что размер дислокационных ячеек в поперечном сечении также составляет около 1,5 – 2 мкм.

В работе [103] проведено исследование влияния исходного размера зерна в медной облицовке на величину размера зерна в струе. Использовались облицовки, полученные ковкой, ковкой с отжигом и методом порошкового осаждения. В кованых облицовках размер зерна превышал 15 мкм, в осажденных – был менее 1,0 мкм. В таблице 1.3.1 приведены значения исходного размера зерна на внутренней поверхности облицовки и размера зерна в соответствующей КС при идентичных условиях динамического обжата.

Таблица 1.3.1 – Влияние исходной структуры облицовки на размер зерна в КС

Метод получения КО	Размер зерна в КО, мкм	Характеристика микроструктуры	Размер зерна в КС, мкм
Ковка	15	Наклепанная	8
Ковка + отжиг	35	Равноосная	2
Осаждение (режим 1)	1	Равноосная	1,5 (Рисунок 8.5)
Осаждение (режим 2)	0,1	Равноосная	1,5

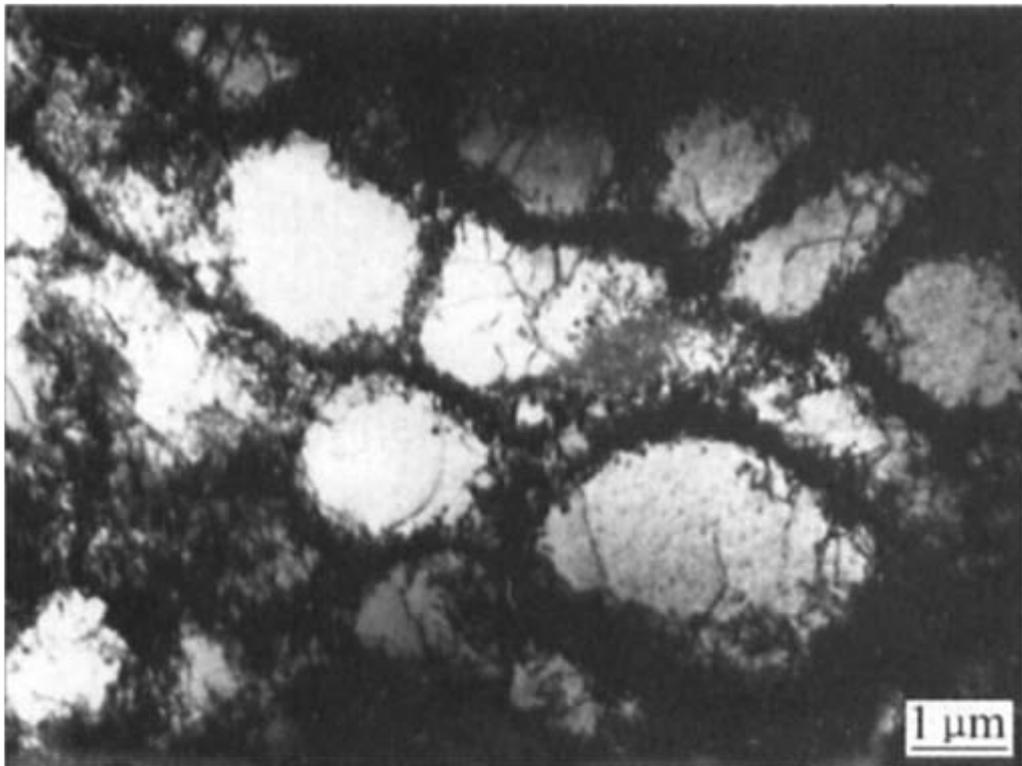


Рисунок 1.3.38 – Дислокационные ячейки в продольном сечении медной КС [101]

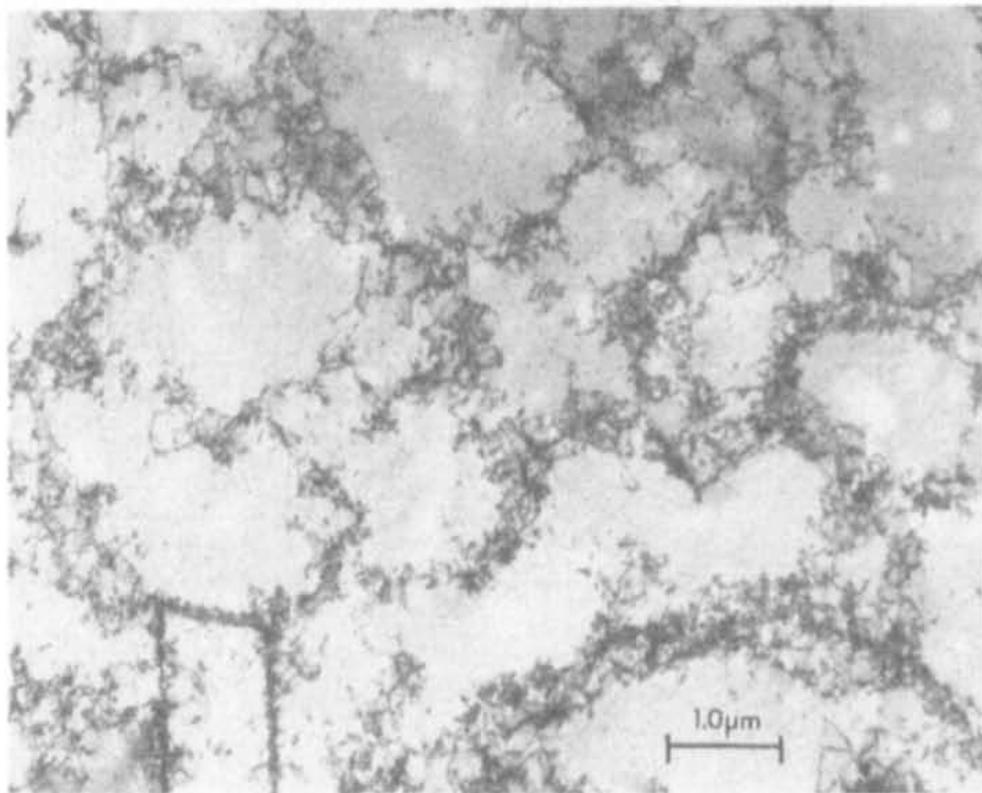


Рисунок 1.3.39 – Дислокационные ячейки в поперечном сечении медной КС [103]

Приведенные в таблице 1.3.1 результаты показывают, что в сходных условиях обжатия облицовки с равноосной структурой формируют в струе зерна, размером порядка 1,5 – 2 мкм. Этот размер совпадает с размером дислокационных ячеек, приведенных в работах [103, 104]. Это является еще одним фактом в пользу протекания в струе ДР, в ходе которой формируемый размер зерна зависит от условий деформации и не зависит от исходного размера зерна в образце. При этом стоит отметить, что наклепанный в исходном состоянии материал приводит к формированию зерен более крупного размера. Вероятно, это вызвано изменениями в условиях деформирования, поскольку изменились условия начального динамического наклепа и необходимостью формирования исходной зеренной структуры с ее последующей деформацией.

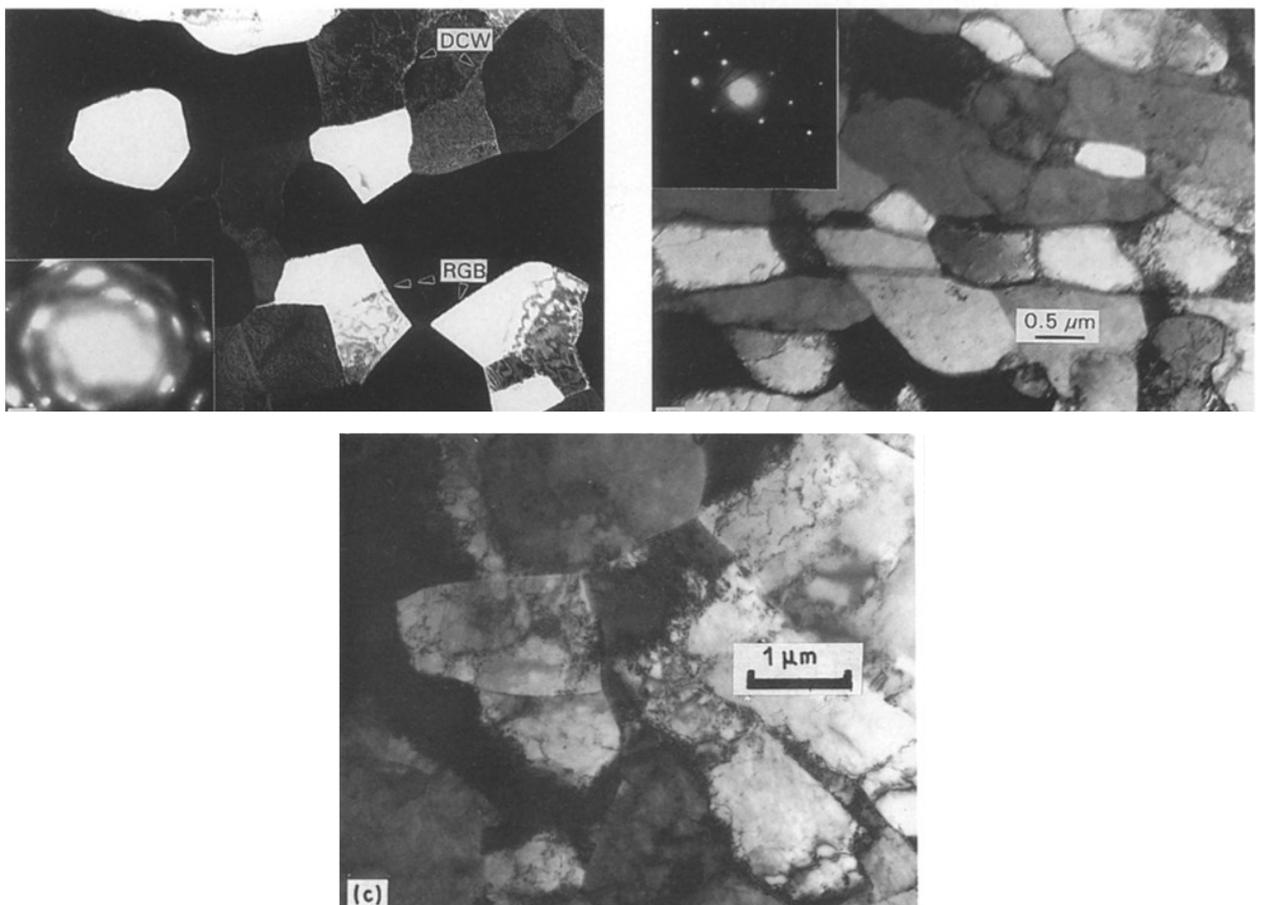


Рисунок 1.3.40 - Микроструктура поперечного сечения КС из меди [103, 104]

В работе [104] проводится анализ связи скорости деформации на установившейся стадии с размером зерна в материале на основе ряда работ

других авторов. Общий вывод из проделанного анализа сводится к зависимости, полученной разными авторами из разных предпосылок. Конкретные коэффициенты перед скоростью деформации у разных авторов отличаются:

$$d_s \sim \dot{\epsilon}^{0.5},$$

где  $d_s$  – размер зерна в КС,  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации.

В работах [105, 106] приводится связь напряжения течения материала на установившейся стадии с размером зерна:

$$\frac{\sigma}{G} \left( \frac{d_s}{b} \right)^r = K$$

Коэффициент  $K \sim 10$ ,  $r$  для меди составляет 0,81.

Таким образом, на сегодняшний день теория динамической рекристаллизации при течении КС меди либо до конца не разработана, либо не публикуется в открытой печати. Есть основные законы течения, зарождения и понятен механизм протекания процесса, есть достаточное количество экспериментальных работ по изучению исходного размера зерна и размера зерна в струе, однако практической пользы они не представляют.

Сверхпластичность в материале КС рассматривается в ограниченном числе работ [103, 107, 108]. В работе [103] идет речь о сверхпластичности, обеспеченной динамической рекристаллизацией, однако приведенная в ней модель носит феноменологический характер и не позволяет оценить параметры структуры в разные моменты времени. В работе [107] проведено экспериментальное исследование микроструктур песта, показано различие температур по сечению перехода «пест-струя» и сделан вывод, что зерно в области шейки достаточно мелкое, чтобы обеспечить возможность сверхпластического течения при обычных скоростях. Однако, в работе [108] указывается на то, что величина скоростной чувствительности для меди при повышенных температурах достигает 0.044, что на порядок ниже требуемой для реализации «классической» сверхпластичности в материале.

В работе [109] проведено экспериментальное исследование формирования КС из широкого спектра материалов, включая материалы, демонстрирующие

сверхпластичность при стандартных условиях (рисунок 1.3.41). Показано, что часть сверхпластичных материалов плавится, часть демонстрирует склонность к объемному разрушению (как хрупкие материалы). Серьезная прибавка ко времени до разрыва (относительно чистой меди) продемонстрирована только в случае Zn-22Al, но учитывая низкую скорость звука (и, соответственно, скорость головной части КС) в цинке, существенной прибавки к длине КС не выявлено.

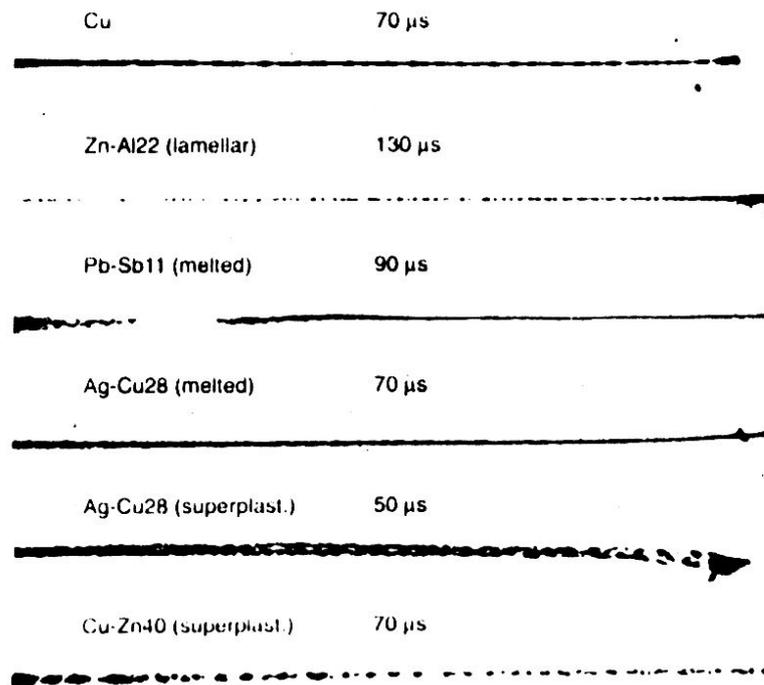


Рисунок 1.3.41 – Снимки КС из меди сверхпластичных материалов. Число над снимком соответствует времени до разрыва КС [109]

### 1.3.7 Обобщение

Обобщим полученные сведения о механизмах ДР в меди в разных «экстремальных» условиях.

- 1) В зависимости от условий деформации в меди могут протекать НДР, ПДР, ГДР.
- 2) При высоких скоростях деформирования и повышенных температурах чаще всего наблюдается ПДР.

3) При высоких степенях сдвиговой деформации при сравнительно невысоких скоростях в материале чаще наблюдается НДР. Введение в материал снижающих ЭДУ добавок приводит к появлению ПДР параллельно с НДР.

4) В области средних скоростей и степеней деформации (при выделенном направлении деформирования) в материале может протекать ГДР.

5) Высокоскоростное течение материала сопровождается ДР, однако определить ее тип по приводимым в литературе снимкам затруднительно. Схема течения материала говорит о возможном протекании ГДР.

6) Сверхпластичные в обычных условиях материалы не демонстрируют повышенных характеристик при высокоскоростном обжатии.

## ГЛАВА 2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ БЕЗ ПРИМЕНЕНИЯ ЭНЕРГИИ ВЗРЫВА

### 2.1 Общее описание

Разрабатываемая методика основана на исследовании высокоскоростной деформации материала при динамическом нагружении образцов специальной формы (ОСФ). Методика основана на использовании прямого удара по образцам, один из торцов которых является плоским (по нему наносится удар), а противоположный - имеет коническую выемку (Рисунок 2.1, 2.2).

Методика реализована на испытательном стенде, центральным элементом которого является газовая пушка калибра 20 мм. При использовании сжатого гелия пушка позволяет метать образцы массой до 10 г со скоростью до 800 м/с. Образцы изготавливаются из медных заготовок путем токарной обработки.

В реализуемой методике образцы специальной формы помещаются в стальную оснастку (Рисунок 2.1). По плоской стороне образца с помощью ударника, ускоряемого в стволе газовой пушки, наносится прямой удар. Ударник разгоняется в диапазоне скоростей 600 - 800 м/с. В результате удара, в образце возникает ударная волна, приводящая к схлопыванию выемки и образованию выплеска. Измерение высоты выплеска может производиться как непосредственно – при помощи высокоскоростной камеры (см. Рисунок 2.3), так и косвенно – по глубине внедрения его фрагментов в стальную преграду (Рисунок 2.1d).

Предположим, что величина предельной динамической пластичности (ПДП) пропорциональна высоте сформированного выплеска. В этом случае, сравнение ПДП для различных материалов осуществляется на основе сравнения глубины внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду.

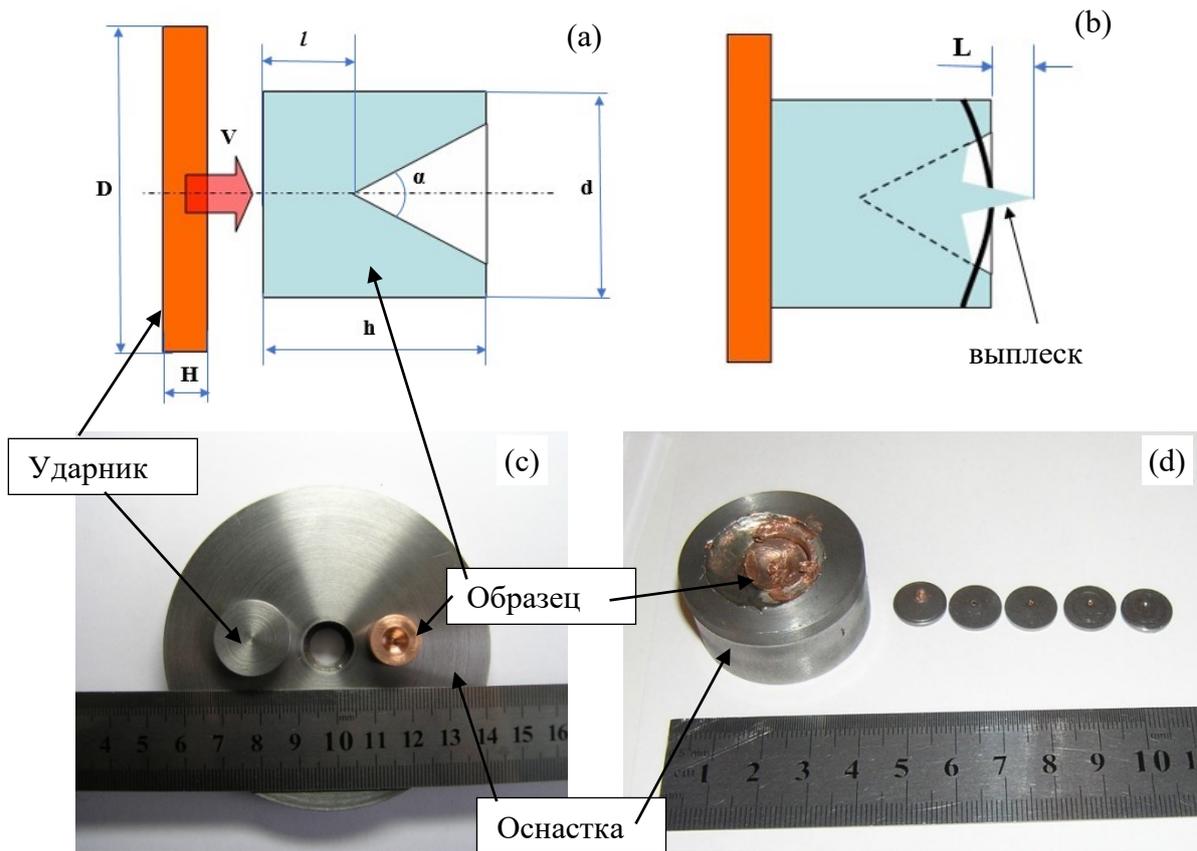


Рисунок 2.1 – Схема эксперимента с использованием образца специальной формы: а) геометрия образца до нанесения удара, б) формирование выплеска после нанесения удара, с) оснастка, ударник и медный образец до испытания, д) часть оснастки, образец и 5 пробитых мишеней толщиной 1 мм после испытания

Для увеличения точности определения ПДП с использованием данной методики необходимо обеспечить максимальную высоту выплеска при фиксированных условиях эксперимента. Для максимизации высоты выплеска необходимо определить оптимальные параметры системы (рис. 1а): высоту образца ( $h$ ), диаметр образца ( $d$ ), глубину выемки ( $l$ ), величину угла при вершине выемки ( $\alpha$ ), геометрические параметры ударника ( $D$ ,  $H$ ), скорость ударника ( $V$ ). Указанные параметры определяются путем проведения численных и натуральных экспериментов.

## 2.2 Численная оптимизация параметров эксперимента

В качестве инструмента для проведения виртуального эксперимента была использована конечно-элементная система ANSYS WORKBENCH 14.5 Academic Research. Параметры моделей определялись экспериментальным способом и уточнялись в верификационных экспериментах с использованием теста Тейлора.

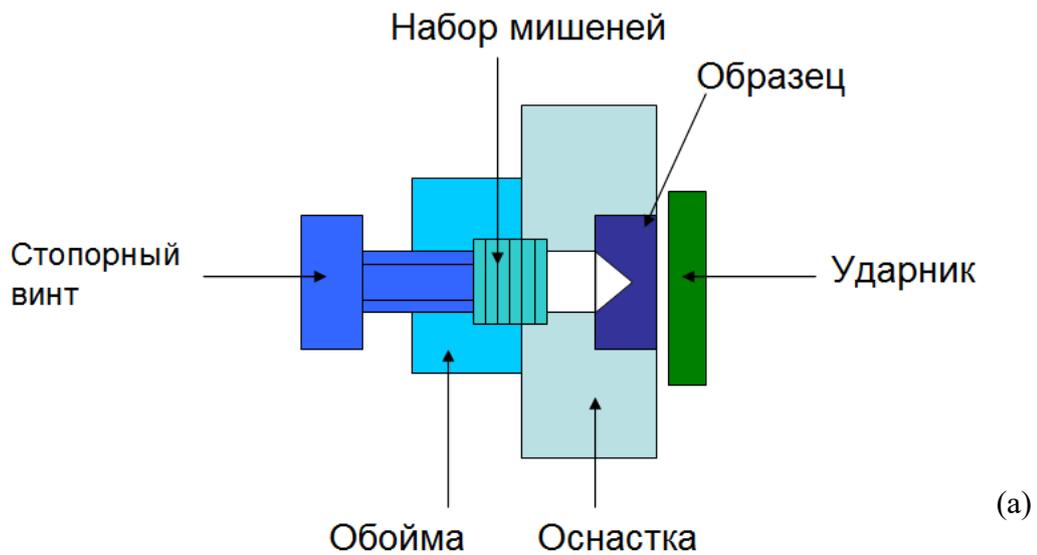


Рисунок 2.2 - Установка для проведения испытаний на ОСФ: а) схема рабочего узла экспериментальной установки, б) общий вид установки

Численная оптимизация параметров методики проводилась по длине сформировавшегося выплеска. Расчет высоты выплеска проводился в момент времени 10 мкс после нанесения удара.

В состав изучаемой системы входят образец, выполненный из меди, опорная пластина и ударник, выполненные из стали 20. Для описания пластического деформирования материала стальной преграды (мишени из стали 20) была выбрана модель Джонсона-Кука (Johnson-Cook) [112], а для меди - модель Стенберга-Гуинана (Steinberg-Guinan) [113]. С целью учета возникающих волновых явлений при больших скоростях деформирования для замыкания системы уравнений было использовано ударное линейное уравнение состояния. Задача исследована в лагранжевой постановке [112].

Модель поверхности пластичности Джонсона-Кука используется для описания поведения металлов в условиях больших деформаций при высоких скоростях деформации и высоких температурах, например, при описании высокоскоростного ударного воздействия. В рассматриваемой модели предел текучести  $\sigma_y$  зависит от деформации, скорости деформации и температуры.

Для описания указанной связи используется следующее соотношение:

$$\sigma_y = (A + B\varepsilon_p^n)[1 + C \ln \dot{\varepsilon}_p^*] \{1 - T_H\}, \quad (2.1)$$

где  $\varepsilon_p$  - эффективная пластическая деформация,  $\dot{\varepsilon}_p^*$  - нормализованная скорость эффективной пластической деформации,  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$ ,  $m$  - константы модели,  $T_H$  - гомологическая температура, задаваемая соотношением:

$$T_H = (T - T_r) / (T_m - T_r), \quad (2.2)$$

где  $T$  - текущая температура в материале,  $T_r$  - комнатная температура,  $T_m$  - температура плавления материала.

Выражение в первых скобках в формуле (2.1) определяет предел текучести как функцию деформации при скорости пластической деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  и при гомологической температуре равной нулю. Константа  $A$  - значение предела текучести при малых деформациях, а константы  $B$  и  $n$  отражают эффект деформационного упрочнения материала. Выражение во вторых скобках отражает влияние скорости деформации на предел текучести материала.

Модель Стенберга-Гуинана [41] используется для описания поведения материалов при очень высоких скоростях деформации ( $10^5 \text{ с}^{-1}$ ), когда влияние скорости деформации на предел текучести материала стремится к насыщению. В данной модели предполагается, что модуль сдвига ( $G$ ) возрастает при увеличении давления и убывает при увеличении температуры. Данное предположение позволяет моделировать эффект Баушингера. В общем случае, в рассматриваемой модели, модуль  $G$  и предел текучести являются функциями эффективной пластической деформации, давления и температуры. Указанную выше зависимость описывают следующие уравнения:

$$G = G_0 \left\{ 1 + \left( \frac{1}{G_0} \frac{\partial G}{\partial p} \right) \frac{p}{\eta^{1/3}} + \left( \frac{1}{G_0} \frac{\partial G}{\partial T} \right) (T - 300) \right\}, \quad (2.3)$$

$$\sigma_y = \sigma_{y0} \left\{ 1 + \left( \frac{1}{\sigma_{y0}} \frac{\partial \sigma_y}{\partial p} \right) \frac{p}{\eta^{1/3}} + \left( \frac{1}{\sigma_{y0}} \frac{\partial \sigma_y}{\partial T} \right) (T - 300) \right\} (1 + \beta \varepsilon_p)^n, \text{ при условии}$$

$$\sigma_{y0} (1 + \beta \varepsilon_p)^n \leq \sigma_{y \max}, \quad (2.4)$$

где  $\eta$  - сжатие: отношение начального объема к конечному,  $G_0$  и  $\sigma_{y0}$  - значение модуля сдвига и предела текучести в начальном состоянии ( $T = 300 \text{ К}$ ,  $p = 0$ ,  $\varepsilon_p = 0$ ) соответственно,  $\partial G / \partial p$  и  $\partial G / \partial T$  - производные модуля сдвига по давлению и по температуре в исходном состоянии,  $\partial \sigma_y / \partial p$  - производная предела текучести по давлению в исходном состоянии,  $\sigma_{y \max}$  - максимально возможное значение предела текучести,  $\beta$  и  $n$  - константы, характеризующие упрочнение.

Уравнение состояния [112] определяет связь между любой парой из следующих переменных: плотность  $\rho$ , давление  $p$ , энергия  $e$ , массовой скорости  $u_p$  и скорость удара  $U$ . На основании систематизации большого ряда экспериментальных данных [112] было найдено, что наиболее адекватно процесс ударного нагружения описывается линейным уравнением состояния, которое часто записывается в форме Ми-Грюнайзена (Mie-Gruneisen):

$$p = p_H + N\rho(e - e_H), \quad (2.5)$$

где  $N$  - коэффициент Грюнайзена. Далее предполагается, что  $N\rho = N_0\rho_0$ ,  $\rho_0$  - относительная плотность материала,  $\rho$  - плотность материала после ударного сжатия.

$$p_H = p_0 c_0^2 \mu(1 + \mu) / [1 - (s_1 - 1)\mu]^2, \quad (2.6)$$

$$e_H = 0.5(p_H/p_0)(\mu/1 + \mu), \quad (2.7)$$

где  $\mu = \rho/\rho_0 - 1$ .

### Модель системы

В силу осевой симметрии описываемой системы, будем рассматривать вместо полной системы ее четвертую часть, выделенную из целой системы двумя радиальными взаимно перпендикулярными плоскостями, проходящими через центральную ось. С учетом введенных выше допущений конечно-элементная модель объекта показана на рисунок 2.3.

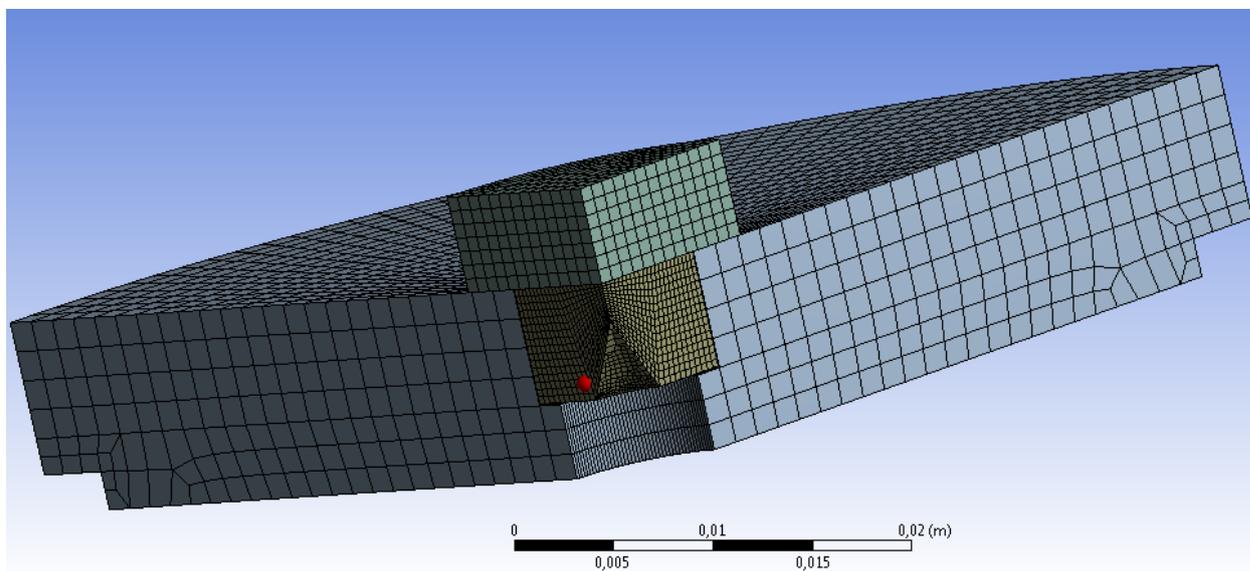


Рисунок 2.3 - Конечно-элементная модель объекта

Опишем теперь краевые условия (рис. 2.4). Условие невозможности смещения оснастки можно записать в виде:

$$u_z = 0, \quad (2.8)$$

где  $u_z$  - компонента вектора скорости, действующая вдоль оси «z». Ось «z» - ось вращения.

Зоны «А» и «В» моделируют условия симметрии.

Для зоны «А»:

$$u_x = 0, \quad (2.9)$$

где  $u_x$  - компонента вектора скорости, действующая вдоль оси «x». Ось «x» - ось нормальная к плоскостям, входящим в зону «А».

Для зоны «В»:

$$u_y = 0, \quad (2.10)$$

где  $u_y$  - компонента вектора скорости, действующая вдоль оси «y». Ось «y» - ось нормальная к плоскостям, входящим в зону «В».

Между всеми компонентами системы рассмотрен контакт без трения.

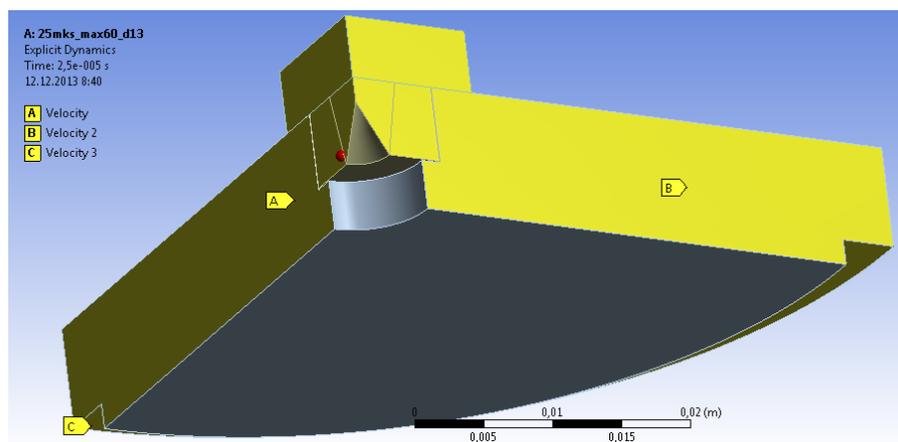


Рисунок 2.4 - Краевые условия задачи

В качестве начального момента был выбран момент времени, соответствующий соприкосновению ударника с образцом и опорой. С учетом принятых предположений начальные условия имеют следующий вид.

Проекция начальной скорости ударника на вертикальную ось:

$$u_z = - 700 \text{ м/с}. \quad (2.11)$$

Образец и опора в начальный момент времени покоятся:

$$u_i = 0; i = x, y, z. \quad (2.12)$$

### Параметры моделей

Для проведения численных экспериментов использовались следующие параметры: для модели Стейнберга-Гуинана - приведенные в таблице 2.1, для модели Джонсона-Кука - приведенные в таблице 2.2. Предел текучести и константа упрочнения определялись экспериментально, подгоночные параметры

определялись путем минимизации расхождения результатов моделирования с экспериментом (исследовалась величина и форма ОСФ).

Таблица 2.1 - Параметры модели Стенберга-Гуинана для меди (материал ОСФ)

Параметр	C1	S1	G	Y	Hardening constant	Hardening exponent
Значение	$3.94 \cdot 10^3 \text{ м/с}$	1.489	47.7 ГПа	90 МПа	36.0	0.45

В результате оптимизации были выбраны следующие параметры эксперимента: медный образец имеет форму цилиндра диаметром  $d = 13$  мм и высотой  $h = 6$  мм. Выемка имеет форму конуса высотой 5 мм и углом при вершине  $\alpha = 60^\circ$ . Ударник имеет форму цилиндра диаметром 19.8 мм и толщиной 5 мм; материал ударника – сталь 20.

Таблица 2.2 - Параметры модели Джонсона-Кука для стали 20 (материал преграды)

Параметр	$\mu$	C <sub>1</sub>	S <sub>1</sub>	C	G	A	B	n	m	T <sub>m</sub>
Значение	2.17	4569 м/с	1.49	452 Дж/кг·К	81.8 ГПа	400 МПа	275 МПа	0.36	1	1811 К

### 2.3 Верификация расчетной модели и экспериментальная оптимизация параметров эксперимента

В качестве экспериментально оптимизируемых параметров выступает глубина конической выемки ( $h-l$ ), величина угла при вершине конической выемки ( $\alpha$ ) и величина расстояния от ОСФ до преграды ( $f$ ).

Графики зависимости глубины внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду от величин  $\alpha$ ,  $l$  и фокусного расстояния ( $f$ ) до преграды из стали 20 приведены на рисунках 2.5 – 2.7 (Каждая точка на графиках получена усреднением по результатам трех экспериментов). Испытания проводились при

скорости  $\sim 600$  м/с. Испытания проводились в составную стальную преграду толщиной 10 мм, собранную из мишеней толщиной 1 мм (рис. 2.2а). Поверхность стальных пластин-мишеней, подвергалась механической шлифовке до уровня шероховатости 10 мкм. Пластина считалась пробитой если в ней присутствовало выходное отверстие. Если в пластине было входное отверстие, но не было выходного, она считалась пробитой на 0.5 мм.

Оптимальные параметры эксперимента, позволяющие получить максимальную высоту выплеска при испытаниях медных образцов, приведены в таблице 2.2. Под оптимальным параметром подразумевалась величина  $\alpha$ ,  $l$  и или  $f$ , соответствующая максимальному значению глубины внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду. Как видно рис.2.6, зависимость глубины внедрения от глубины конической выемки имеет монотонно возрастающий характер. В связи с этим, оптимальная глубина конической выемки  $l$  была принята равной 5 мм<sup>1</sup>.

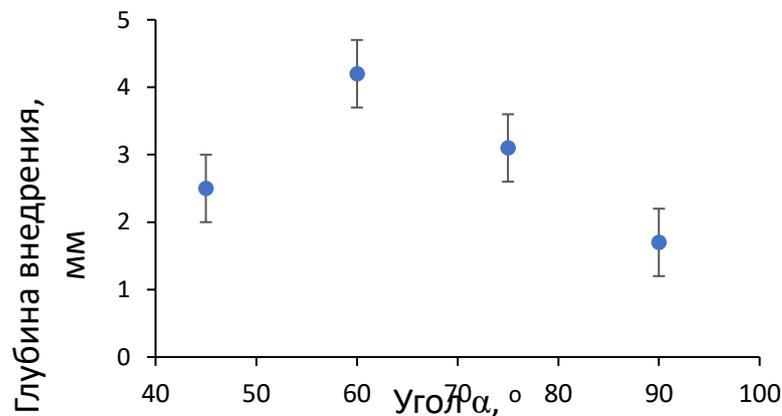


Рисунок 2.5 – Зависимость глубины внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду от величины угла при вершине ОСФ. Образцы из меди марки М06

<sup>1</sup> По технологическим причинам формирование глубины выточки более 5 мм в образце высотой 6 мм весьма затруднительно. Результаты, полученные для образцов с глубиной выемки 5.5 мм, характеризуются очень большим разбросом свойств. Это свидетельствует о сильном влиянии качества изготовления выемки на результаты испытаний. В связи с этим, для обеспечения стабильности результатов, в эксперименте в качестве оптимальной величины выбрана глубина выточки равной 5 мм.

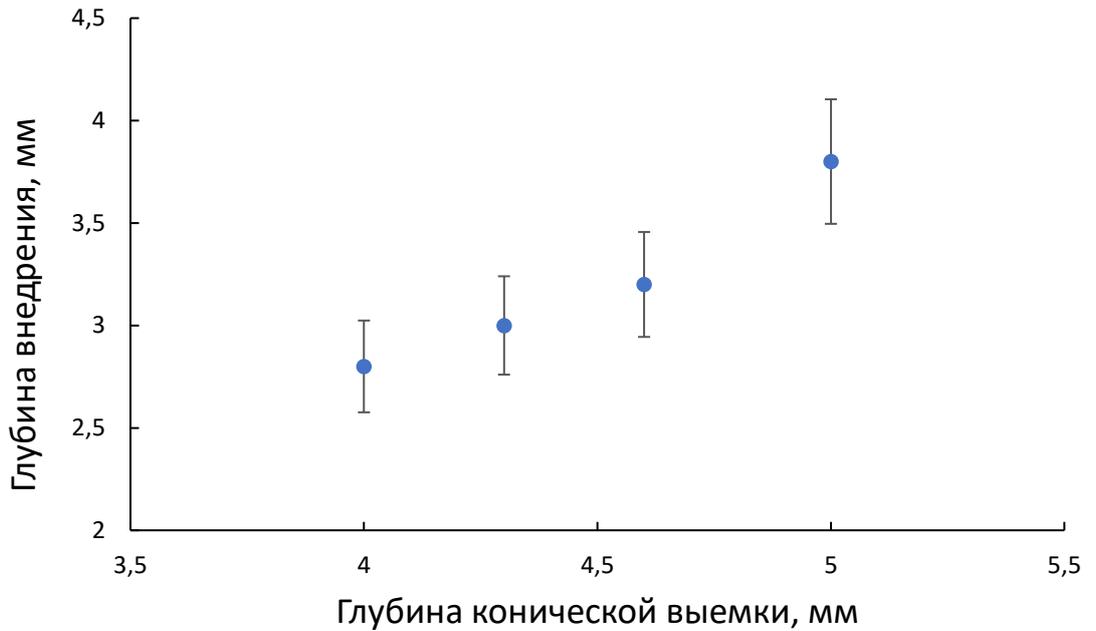


Рисунок 2.6 – Зависимость глубины внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду от глубины конической выточки. Образцы из меди марки М06

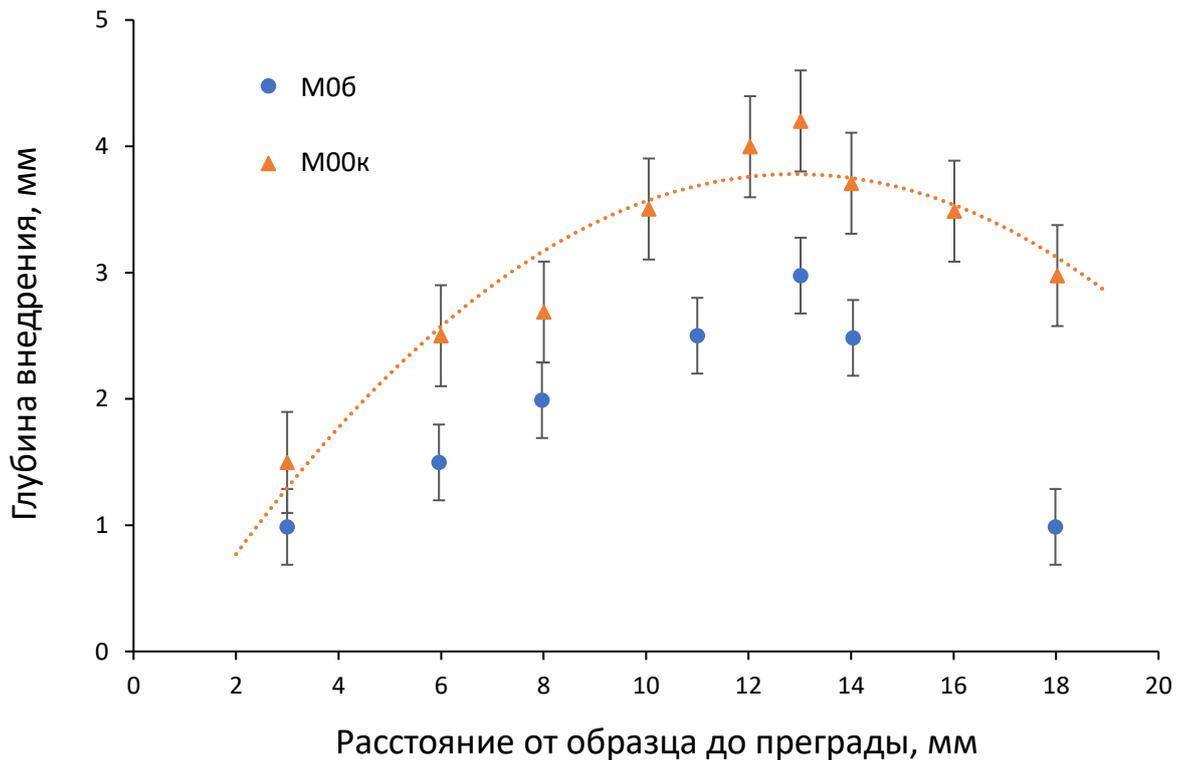


Рисунок 2.7 – Зависимость глубины внедрения фрагментов выплеска от расстояния от ОСФ до преграды для образцов из меди марок М06 и М00к

Таблица 2.2 – Оптимальные параметры эксперимента на с ОСФ

<b>Параметр</b>	<b>Значение</b>
Диаметр образца (d)	13 мм
Высота образца (h)	6 мм
Глубина выемки (l)	5 мм
Форма выемки	Конус с углом при вершине $\alpha=60^\circ$
Фокусное расстояние (f)	13 мм (~2 диаметра)
Диаметр ударника	19.8 мм
Высота ударника	5 мм
Скорость ударника	~ 600 м/с

На рисунке 2.8 приведена фотография образцов, изготовленных из меди марок М0б и М00к, после испытаний ОСФ.

#### **2.4 Повторяемость результатов**

Для оценки повторяемости результатов при указанных параметрах испытаний было проведено 2 серии экспериментов, в ходе которых были испытаны 10 образцов из меди М0б (серия 1) и 10 образцов из меди марки М00к (серия 2). Сравнительной характеристикой выступала глубина каверны, сформированной в стальной преграде. В экспериментах использовались параметры образцов и нагружения, приведенные в таблице 2.2. Результаты испытаний приведены в таблице 2.3.



Рисунок 2.8 – Фотографии микрообразцов после динамических испытаний ОСФ. Слева – образец из меди марки М06, справа – образец из меди марки М00к

Таблица 2.3 – Результаты сравнительных исследований величины ПДП для меди разных марок

№ обр.	Глубина внедрения фрагментов выплеска в преграду из стали 20, мм										Среднее
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
<b>Медь М06</b>	3.0	4.0	3.0	3.5	3.5	3.5	3.0	3.0	3.5	2.5	<b>3.3±0.4</b>
<b>Медь М00к</b>	4.0	4.5	3.5	4.0	4.0	4.0	3.5	4.0	4.0	3.5	<b>3.9±0.3</b>

Как видно из таблицы 2.3, наблюдается хорошая повторяемость результатов для каждой марки меди.

## 2.5 Модификации методики

*2.5.1 Оценка скорости фрагментов выплеска и скорости деформации материала выплеска*

Для исследования скорости фрагментов выплеска исходная методика была модифицирована. В приведенной на рисунке 2.2а схеме были убраны обойма, винт и набор мишеней, растяжение струи осуществлялось без препятствий. В камере установки были сделаны 2 окна из ударопрочного стекла, позволяющие проводить подсветку и съемку высокоскоростных объектов.

Динамическое нагружение ОСФ ( $h = 6$  мм,  $d = 13$  мм,  $l = 1$  мм,  $\alpha = 60^\circ$ , см. рис. 2.1) из меди марки М06 проводилось ударником со скоростью  $\sim 600$  м/с. Фиксация результатов происходила при помощи камеры HSFCpro фирмы PCO. На рисунке 2.9 приведены результаты съемки. Интервал между кадрами составляет 12 мкс. Наблюдаемая в эксперименте скорость головного элемента струи составляет  $\sim 2700$  м/с. Скорость замыкающего элемента составляет  $\sim 1500$  м/с. Таким образом, средняя скорость деформации материала достигает  $10^5$  1/с.

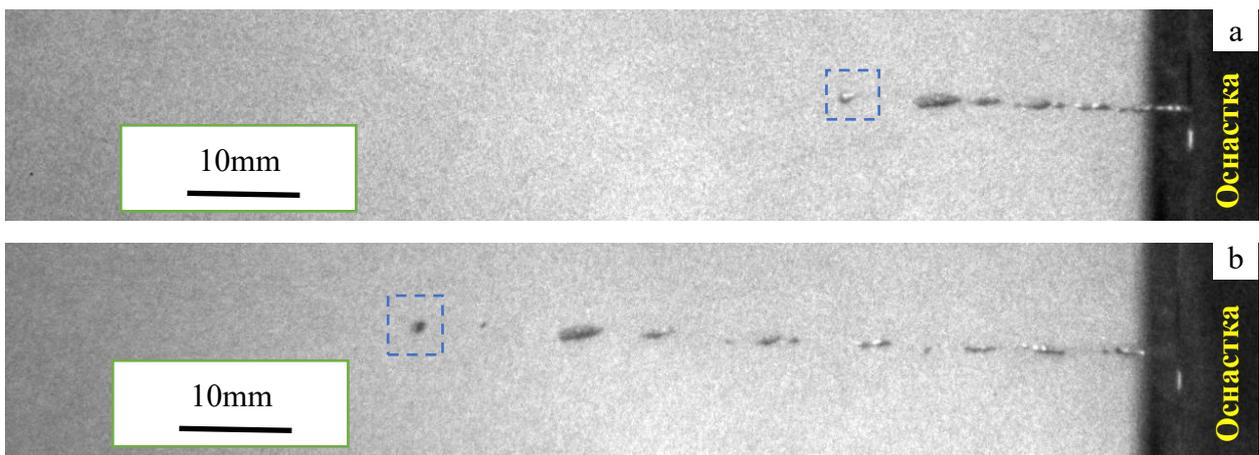


Рисунок 2.9 – Высокоскоростная съемка струи. Схема эксперимента показана на рисунке 2.2. Съемка без уловителя

### 2.5.2 Изучение микроструктуры материала при высокоскоростной деформации

Высокая скорость деформации материала ОСФ и сравнительно невысокая скорость головного фрагмента выплеска позволяет проводить изучение структуры струи после закалки в воду. Приведенная в Главе 1 схема мягкого улавливания фрагментов выплеска показывает, что для фиксации фрагментов перед емкостью с водой ставятся емкости с пеной разной плотности, что позволяет снизить

скорость фрагментов перед попаданием в воду без заметной деформации материала. В нашем случае снижать скорость не требуется, закалка может проводиться в воду непосредственно. Для реализации закалки в экспериментальной оснастке убирается блок мишеней, а струя попадает в пластиковую емкость с водой (рисунок 2.10).

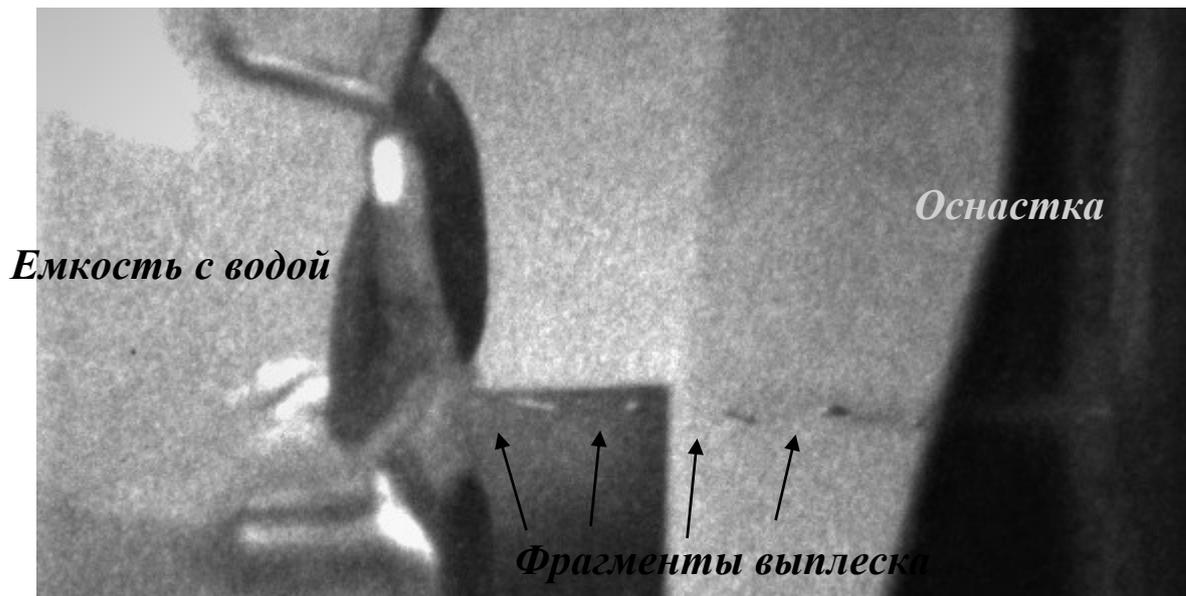


Рисунок 2.10 – Схема эксперимента с мягким улавливанием фрагментов материала после высокоскоростной деформации

После опыта вода из пластиковой емкости сливается через фильтровальную бумагу. Основные фрагменты выплеска извлекаются, заливаются в твердеющий полимер, не нагревающийся при твердении выше 40 °С, что позволяет исключить процессы рекристаллизации в высокочистой наклепанной меди. После заливки образцы сошлифовываются приблизительно до середины сечения, затем происходит стандартная механическая полировка. После механической полировки образцы подвергаются электролитической полировке и электролитическому травлению в растворе  $\text{HNO}_3$ . На рисунке 2.11 приведен внешний вид залитых образцов.



Рисунок 2.11 – Фрагменты выплеска для металлографических исследований

### *2.5.3 Изучение процесса обжатия конической выемки*

Для изучения процесса обжатия выемки и образования выплеска был поставлен эксперимент по "заморозке" состояния ОСФ из М0б в разные моменты обжатия. Для этого были выбраны 3 длительности импульса нагружения: 0,3; 0,5 и 1,0 от стандартной. Поскольку длительность импульса нагружения в рассматриваемой схеме зависит от толщины пластины ударника, эксперимент

проводился на стандартных образцах с использованием ударников 1,3, 2,5 и 5 мм, соответственно.

На рисунке 2.12 приведены стадии формирования выплеска при нагружении ОСФ, полученные при компьютерном моделировании (см. гл. 2.2). Исследование структуры поверхности проводилось с использованием растрового электронного микроскопа Jeol со стороны выплеска (рисунок 2.13).

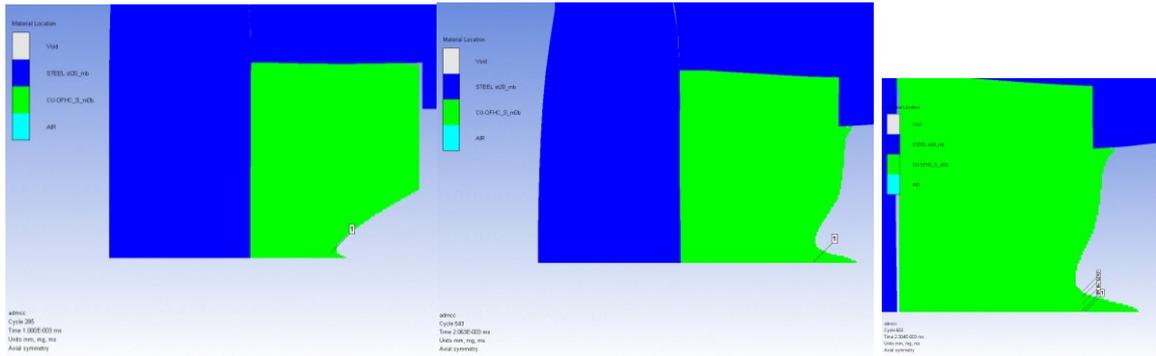


Рисунок 2.12 – Стадии формирования выплеска при нагружении ОСФ в три последовательные моменты времени

Было проведено нагружение с длительностью импульса 0,3 от стандартной. На полученном образце исследованы фрактография поверхности внутренней поверхности облицовки и зеренная структура поперечного сечения в области выплеска. Короткий импульс позволил фактически "остановить" процесс образования струи в самом начале. Видно (рисунок 2.14 - верхняя пара), что образовался рельеф. В результате удара произошло "выпучивание" элементов структуры. Вершинка струи похожа на бутон, что вызвано экструзией средних зерен через внешние.

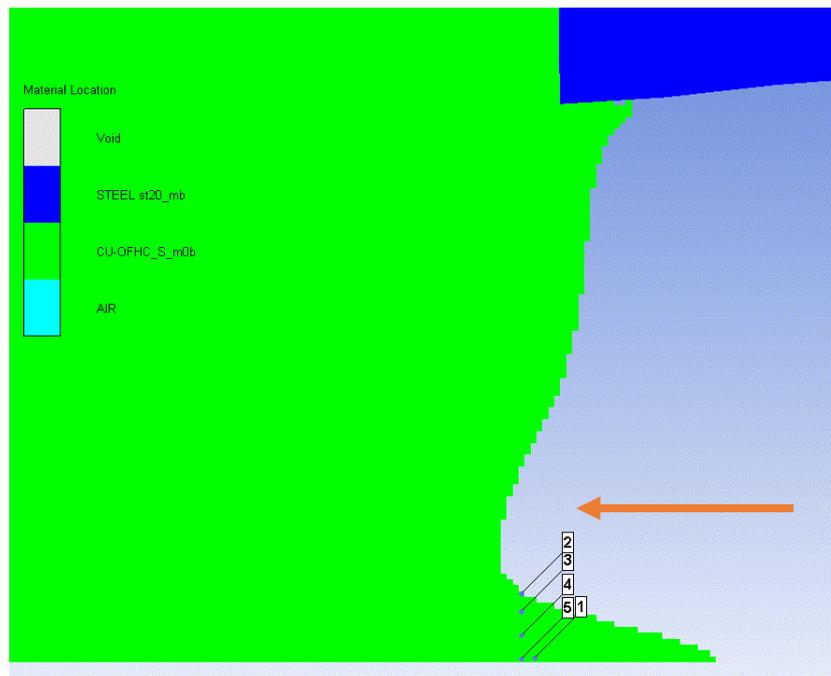
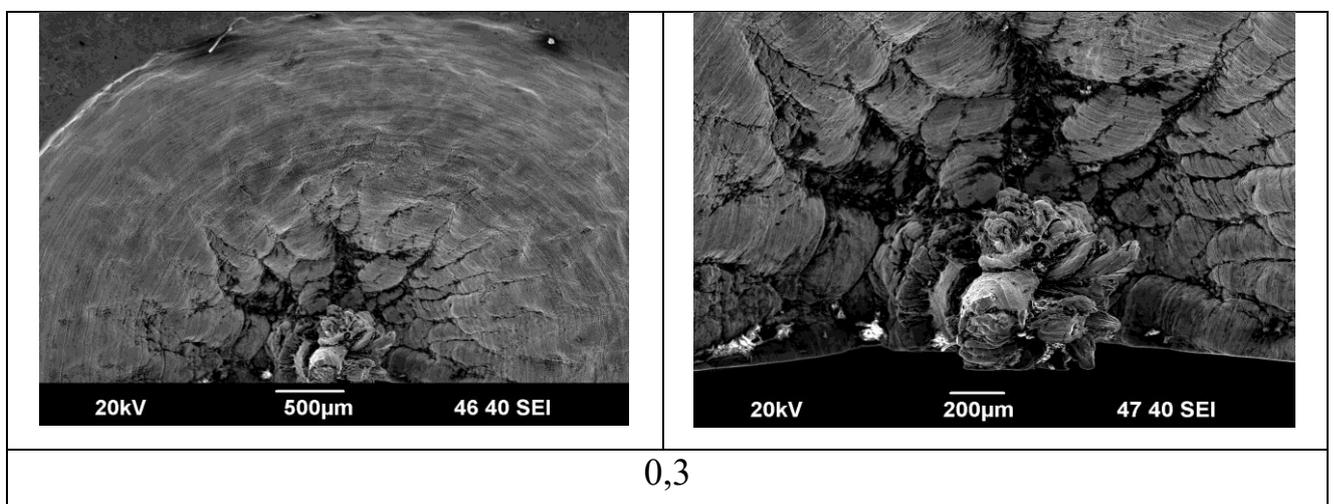
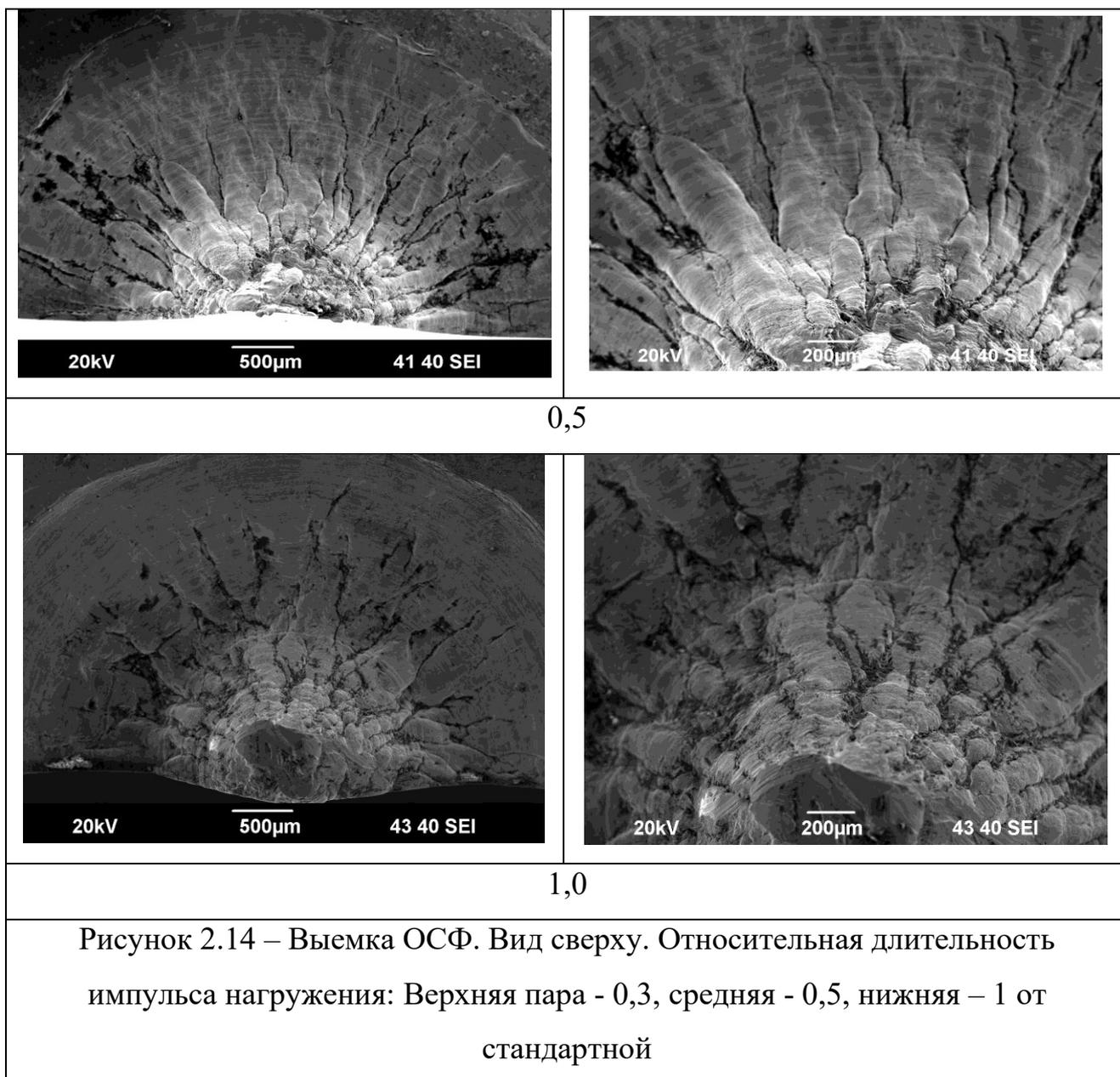


Рисунок 2.13 – Направление съемки рельефа поверхности образцов

В случае импульса длительностью 0,5 от стандартной удается зафиксировать стадию формирования выплеска (рисунок 2.14 - средняя пара). На этой стадии кроме "выпучивания" зерен перпендикулярно поверхности происходит их вытягивание в направлении течения.

Длительность импульса, приводящая к отделению фрагментов, позволяет увидеть дальнейшую эволюцию поверхности облицовки и струи. Соседние зерна начинают выпучиваться и вытягиваться настолько, что могут образовывать полости под поверхностью материала.





## 2.6 Заключение

Разработанная методика позволяет получать и исследовать высокоскоростное деформирование материала при скорости деформации до  $10^5$  1/с. Модификации методики позволяют исследовать глубину внедрения фрагментов выплеска в преграду, растяжение выплеска в свободном состоянии, фиксацию микроструктуры материала, а также – исследовать рельеф поверхности выемки ОСФ в процессе обжатия.

Разработка методики, оснасток и способов фиксации эксперимента, а также постановка задач и обработка экспериментальных результатов проводились

автором самостоятельно. Динамические эксперименты проводились совместно с сотрудниками лаборатории А.М. Брагова (НИИмеханики ННГУ). Компьютерное моделирование выполнялось сотрудником НИФТИ ННГУ Берендеевым Н.Н., снимки структуры с использованием РЭМ получены сотрудником НИФТИ ННГУ Пискуновым А.В. (подготовкой образцов для исследований занимался автор).

## ГЛАВА 3 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

### 3.1 Исследование влияния параметров микроструктуры и химического состава образцов на динамическую пластичность (глубину внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду)

Все исследования проведены при идентичных условиях эксперимента. Каждая точка зависимости глубины внедрения является усреднением минимум трех экспериментов.

#### *3.1.1 Влияние чистоты меди на динамическую пластичность*

В таблице 3.1 приведены результаты измерения глубины пробитой в стальной мишени каверны от чистоты меди в ОСФ.

Таблица 3.1 – Зависимость динамической пластичности от чистоты меди

Марка меди	Чистота, %	Глубина пробития, мм
M1	99,99	1,7
M06	99,99	2,7
M00K	99,995	4,1
5N5	99,9995	3,8

Из приведенных в таблице 3.1 данных видно, что повышение чистоты меди не однозначно влияет на характеристики динамической пластичности. Вероятнее всего дело не в абсолютном значении чистоты, а в содержании конкретных примесей.

#### *3.1.2 Влияние термомеханической обработки на динамическую пластичность*

##### *а. Влияние осадки и отжига*

Проведены исследования влияния микроструктуры меди М00к на глубину внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду. Параметры микроструктуры варьировали за счет изменения степени предварительной деформации и температуры отжига меди.

Цилиндрические образцы меди с помощью гидравлического пресса EU-40 подвергались осадке при комнатной температуре до степени деформации 50, 60 и 80% со скоростью 1 мм/с. Продеформированные образцы подвергались 1-часовому отжигу в воздушной печи ЭКПС-10 при разной температуре. Микроструктура образцов исследовалась с использованием металлографического микроскопа Leica IM DRM. После деформации и отжига из полученных заготовок изготавливались образцы с конической выемкой для проведения испытаний на микрокумуляцию. Испытания проводились по режимам, представленным в таблице 3.2. Для каждого структурного состояния проводилось испытание трех образцов.

На рисунке 3.1 приведены снимки микроструктуры некоторых образцов. В исходном состоянии медь М00к имеет крупнозернистую микроструктуру, в которой отчетливо видны двойники отжига (рис. 3.1a). После холодной осадки в меди формируется типичная сильнодеформированная субзеренная структура (рис. 3.1b). При нагреве до температуры 450 °С в меди начинают развиваться процессы первичной рекристаллизации, которые приводят к формированию неоднородной разнотермической микроструктуры (рис. 3.1d).

В таблице 3.2 приведены результаты испытаний на микрокумуляцию.

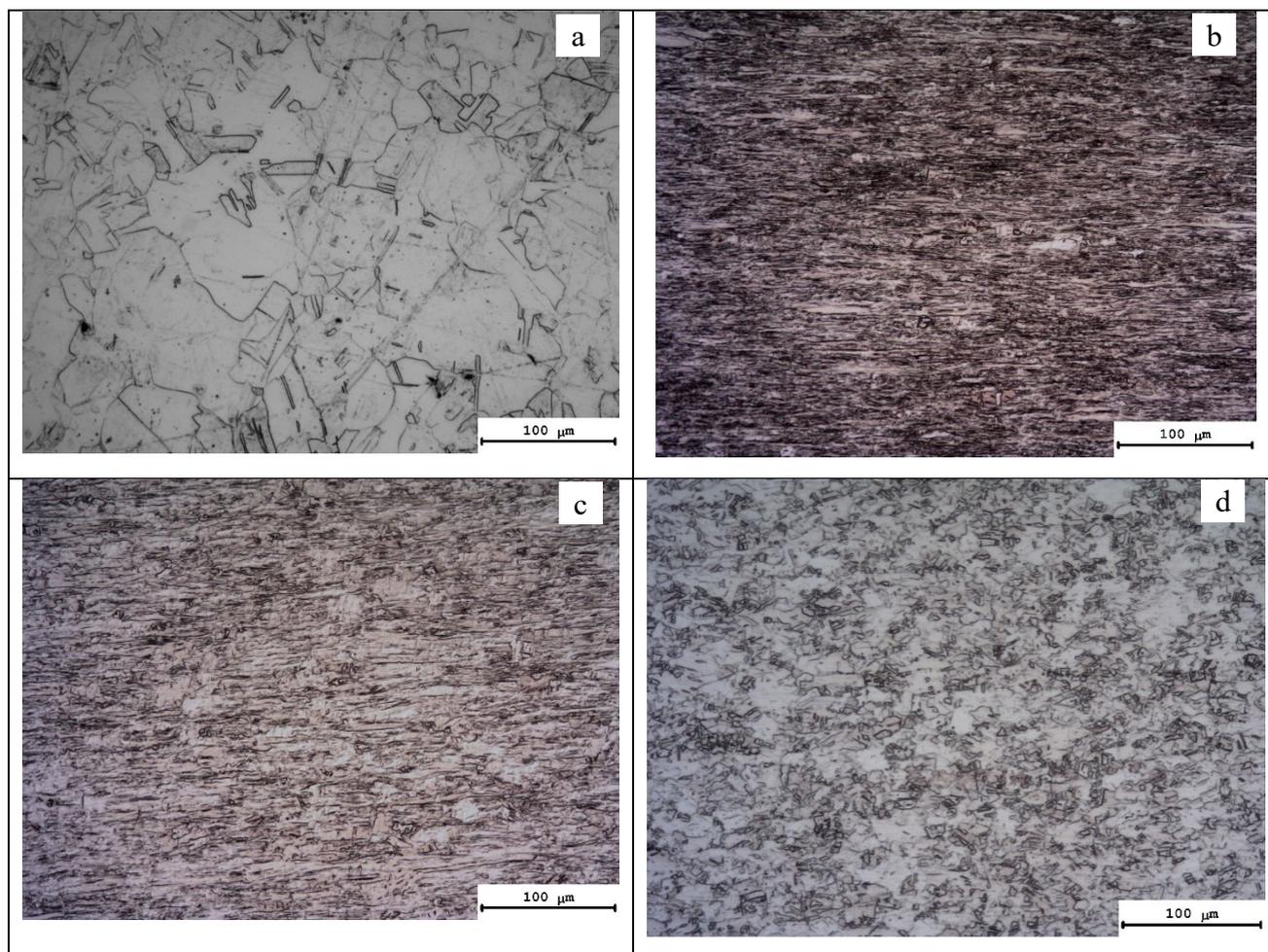


Рисунок 3.1 –Микроструктура меди М00к: а) исходное состояние;б) осадка на 80%; с) осадка на 50% + отжиг 450 °С, 30 мин; d) осадка на 80 % + отжиг 450 °С, 30 мин

Как видно из табл. 3.2, холодная деформация приводит к снижению глубины внедрения кумулятивной фрагментов выплеска ОКФ в стальную преграду. Дальнейший отжиг медных образцов, подвергнутых степеням деформации 50 и 60%, приводит к увеличению глубины внедрения. Интересно отметить, что глубина пробития для отожженных образцов (4.3-4.8 мм, табл. 2.2) при этом превышает глубину пробития образцов, изготовленных из исходной крупнозернистой меди (3.3 мм, табл. 2.2). Зависимость глубины пробития от температуры отжига для меди подвергнутой степени деформации 80% носит более сложный характер. При увеличении температуры отжига от 250 °С до 700 °С, приводящей к росту зерен и увеличению объемной доли рекристаллизованной структуры, наблюдается монотонное уменьшение глубины внедрения в стальную преграду от 4.5 до 1.5 мм.

Таблица 3.2 – Влияние структурного состояния образцов на глубину внедрения фрагментов выплеска из меди М00к в стальную преграду

Степень деформации при осадке, %	Температура отжига, °С	Средняя глубина внедрения, мм	Твердость, HRB
Исходная медь	-	3.3±0.4	23
50	250	3.0 ± 0.5	31
	450	4.8± 0.3	20
60	250	2.7± 0.4	35
	450	4.3± 0.3	22
80	250	4.5± 0.5	25
	450	2.7± 0.3	17
	650	1.8± 0.3	10
	700	1.5± 0.5	8

Таким образом, показано, что структурное состояние материала образцов оказывает существенное влияние на параметры динамической деформации ОКФ.

#### *б. Влияние РКУП*

В таблице 3.3 приведены результаты экспериментов с медью различной чистоты, подвергнутой РКУП в разных режимах и последующему отжигу в течении 30 мин.

Из таблицы 3.3 видно, что степень чистоты неоднозначно влияет на поведение материала после РКУП и отжигов. Повышение чистоты меди приводит к снижению температуры отжигов, необходимых для достижения максимальной глубины внедрения в преграду. Во всех случаях материал с мелкозернистой структурой, сформированной в процессе РКУП не обеспечивает высоких показателей пробития. Таким образом, субмикронное зерно не является оптимальным для обеспечения высоких показателей предельной динамической пластичности.

Таблица 3.3 – Влияние РКУП и ТО на динамическую пластичность меди

Темп.отж. °С	M1, 4 цикла	M00к, цикла 4	M0б, цикла 2	5N5, 2 цикла
	Глубина внедрения, мм			
Без отж.	3,3	3,5	2,5	4
180	-	-	-	3,5
200	2,5	3,0	3,0	3,2
230	-	-	3,5	-
250	3,5	-	-	-
280	-	4,5	3,5	3,0
300	4,0	-	-	-
400	4,5	3,2	-	-
600	3,1	-	-	-

Из таблицы 3.3 видно, что степень чистоты неоднозначно влияет на поведение материала после РКУП и отжигов. Повышение чистоты меди приводит к снижению температуры отжигов, необходимых для достижения максимальной глубины внедрения в преграду. Во всех случаях материал с мелкозернистой структурой, сформированной в процессе РКУП не обеспечивает высоких показателей пробития. Таким образом, субмикронное зерно не является оптимальным для обеспечения высоких показателей предельной динамической пластичности.

*3.1.3. Влияние микролегирования на предельную динамическую пластичность меди*

Проведено исследования влияния микролегирования на характеристики динамической пластичности меди. В качестве базы для легирования выбрана медь марки М00к. Легирование производилось в вакуумной печи Naberterm. Результаты исследования влияния микролегирования на ПДП меди приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 - Влияние микролегирования на ПДП меди

Материал	% примеси	Обработка	Глубина внедрения, мм
Cu-Zr	0,15	Закалка+деф 80 % %+закалка	2,5
		Закалка+деф 80 % %+зак+650°C, 30мин	3,5
	0,1	Закалка+4 цикла РКУП	1,5
		Закалка+4 цикла РКУП + осадка 71,5 %	1,5
		Закалка+4 цикла РКУП + 450°C, 30мин	2,5
		Закалка+4 цикла РКУП + 550°C, 30мин	2
Закалка+4 цикла РКУП + 650°C, 30мин	1,5		
Cu-P	0,025	Закалка+4 цикла РКУП	2,5
	0,025	Закалка+4 цикла РКУП + 400°C, 30мин	2,5
Cu-B	0,006	Деформация 80 %	3,5
		Деф 80 %+200°C, 30мин	3,5
		Деф 80 %+240°C, 30мин	4
		Деф 80 %+400°C, 30мин	4,5

	0,012	Деформация 80 %	2,5
		Деф 80 %+200°С, 30мин	4
		Деф 80 %+240°С, 30мин	3,5
		Деф 80 %+400°С, 30мин	4
	0,05	Деформация 80 %	2
		Деф 80 %+200°С, 30мин	3,5
		Деф 80 %+240°С, 30мин	2,5
		Деф 80 %+400°С, 30мин	4
	0,3	Деформация 80 %	2
		Деф 80 %+200°С, 30мин	2,5
		Деф 80 %+240°С, 30мин	2
		Деф 80 %+400°С, 30мин	3
Cu-Li	0,06	Деформация 80 %	3
		Деф 80 %+240°С, 30мин	3,5
		Деф 80 %+400°С, 30мин	4
	0,12	Деформация 80 %	2,5
		Деф 80 %+240°С, 30мин	2
		Деф 80 %+400°С, 30мин	4,5
Cu-Nb	0,15	Деформация 50 %	3,5
		Деф 50 %+350°С, 30мин	2,5
		Деф 50 %+600°С, 30мин	2
	0,2	Деформация 50 %	2,5
		Деф 50 %+350°С, 30мин	3
		Деф 50 %+600°С, 30мин	4

Из таблицы 3.4 видно, что введение разного количества примесей разных элементов по-разному воздействует на ПДП меди. Однако, общий вывод заключается в том, что все исследованные системы легирования не обеспечивают уровня ПДП выше, чем в случае базовой меди М00к. Таким образом, внесение

микродобавок примесей (в исследованном диапазоне), как образующих частицы, так и растворимых в использованных концентрациях, сказывается на ПДП негативно или нейтрально.

### **3.2 Исследование влияния параметров микроструктуры образцов на параметры динамической деформации меди**

Проведены 2 типа испытаний ОКФ. Первый тип испытаний - на внедрение в стальную преграду. При реализации этого типа испытаний на расстоянии 2 диаметра от образца располагается стальная преграда, состоящая из набора стальных пластинок толщиной 1 мм, глубина пробития определяется по количеству пробитых пластинок. Второй тип испытаний проводится без установки мишеней. В этом случае ОКФ помещается в камеру, имеющую оптически прозрачные окна из ударопрочного стекла. Через эти окна проводится освещение и фотофиксация пролетающей струи при помощи высокоскоростной камеры.

Таким образом, первый тип испытаний позволяет определить глубину внедрения, а второй тип испытаний позволяет зафиксировать процесс течения и разрушения материала при динамической деформации.

#### *3.2.1 Экспериментальные результаты*

Проведено исследование образцов высокочистой меди чистоты 5N5. Получены зависимости размера зерна, ПДП, времени до разрыва, скорости и суммарной длины кумулятивной струи для образцов, прошедших предварительную термомеханическую обработку. На первом этапе обработки материал подвергался осадке при помощи сферодвижной штамповки при комнатной температуре. Отношение начальной высоты образца к конечной составляет 9:1. Вторым этапом обработки выступали отжиги в интервале температур 180 - 300 °С длительностью 30 мин. Таким образом, образцы с идентичным химическим составом и начальной структурой были подвергнуты отжигу при разных температурах для изучения влияния эволюции зеренной структуры в образце на его кумулятивные характеристики.

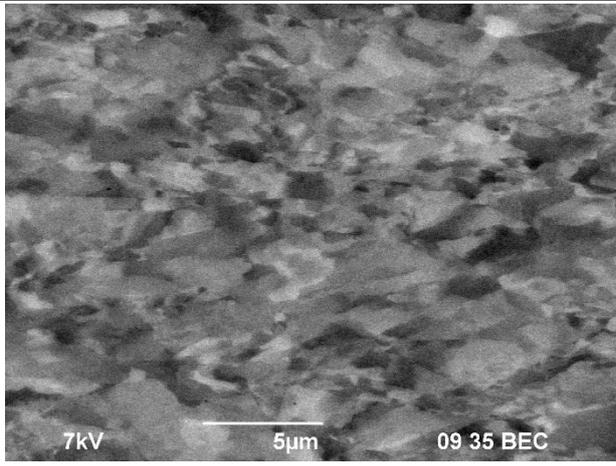
*Результаты металлографических исследований*

Проведенные исследования структуры материала показали, что в исходном состоянии после ИПД, осуществляемой при сферодвижной штамповке, в материале формируется субмикронная зеренная структура с размером зерна  $\sim 450$  нм. Проведение отжигов в интервале температур 180 - 300 °С приводит к рекристаллизации исходной зеренной структуры. Рекристаллизация протекает неоднородно: вначале появляются отдельные крупные зерна (до 10 мкм) на фоне мелкозернистой матрицы, затем возникают рекристаллизованные области при сохранении нерекристаллизованных фрагментов. С увеличением температуры доля нерекристаллизованных областей уменьшается. Полная рекристаллизация проходит в интервале температур 260 - 280 °С. На рисунке 3.2 приведены снимки микроструктуры, полученные при помощи растрового электронного микроскопа.

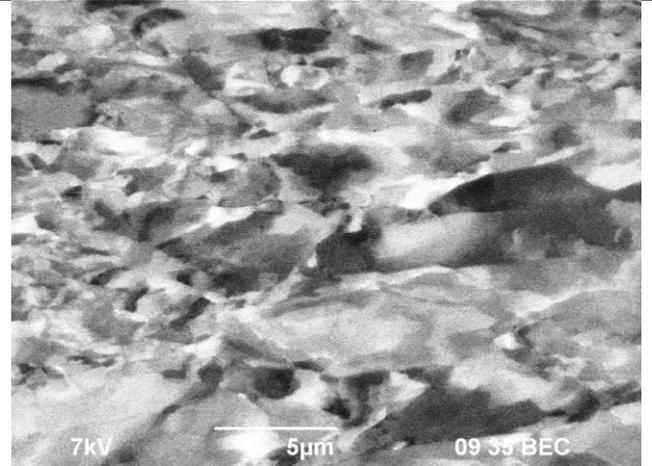
В таблице 3.5 приведены данные о среднем размере зерна в структуре материала и величине электропроводности. Видно, что температурная зависимость электропроводности имеет провал при температуре  $\sim 260$  °С. Поскольку электропроводность является структурно-чувствительной величиной, провал проводимости может быть связан с растворением частиц второй фазы. Величина скачка проводимости эквивалентна изменению УЭС на 0,01 мкОм·см.

Таблица 3.5 - Размер зерна и электропроводность при разных режимах термообработки

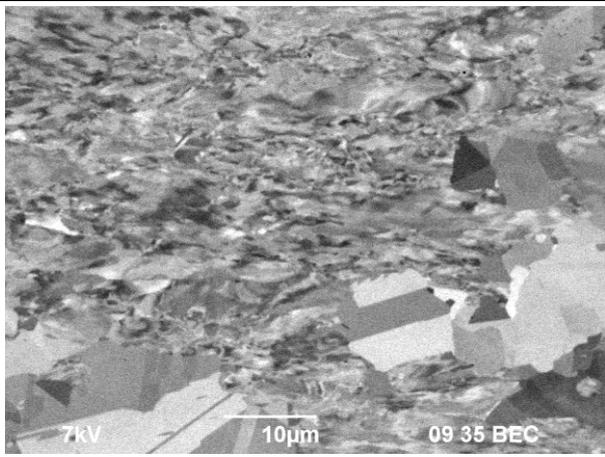
Температура, °С	Размер зерна, мкм		Об. доля рекрист. материала, %	Электро- проводность, IACS %
	Нерекрист. обл.	Рекрист. обл		
20	0,43	-	0	100,28
180	0,48	4,6	18	100,18
200	0,50	8,3	30	100,9
220	-	10	94	101,68
240	-	10	98	101,5
260	-	11	100	101,26
280	-	12	100	101,82



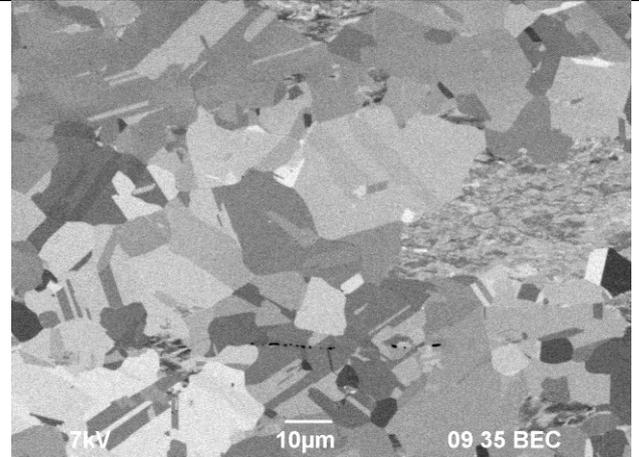
a



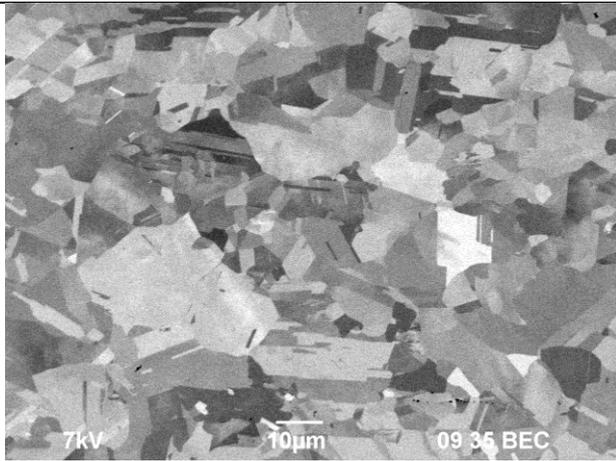
б



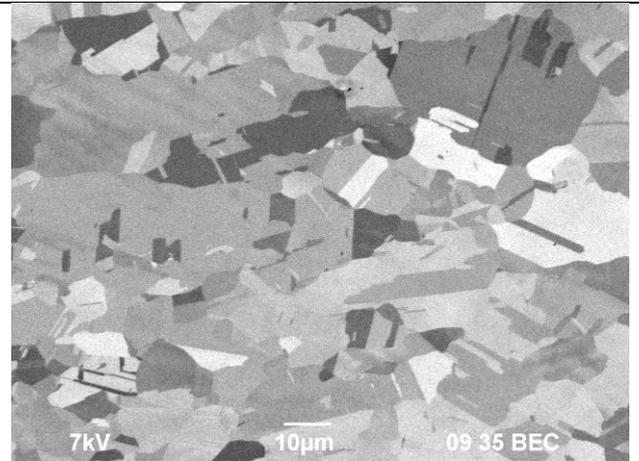
в



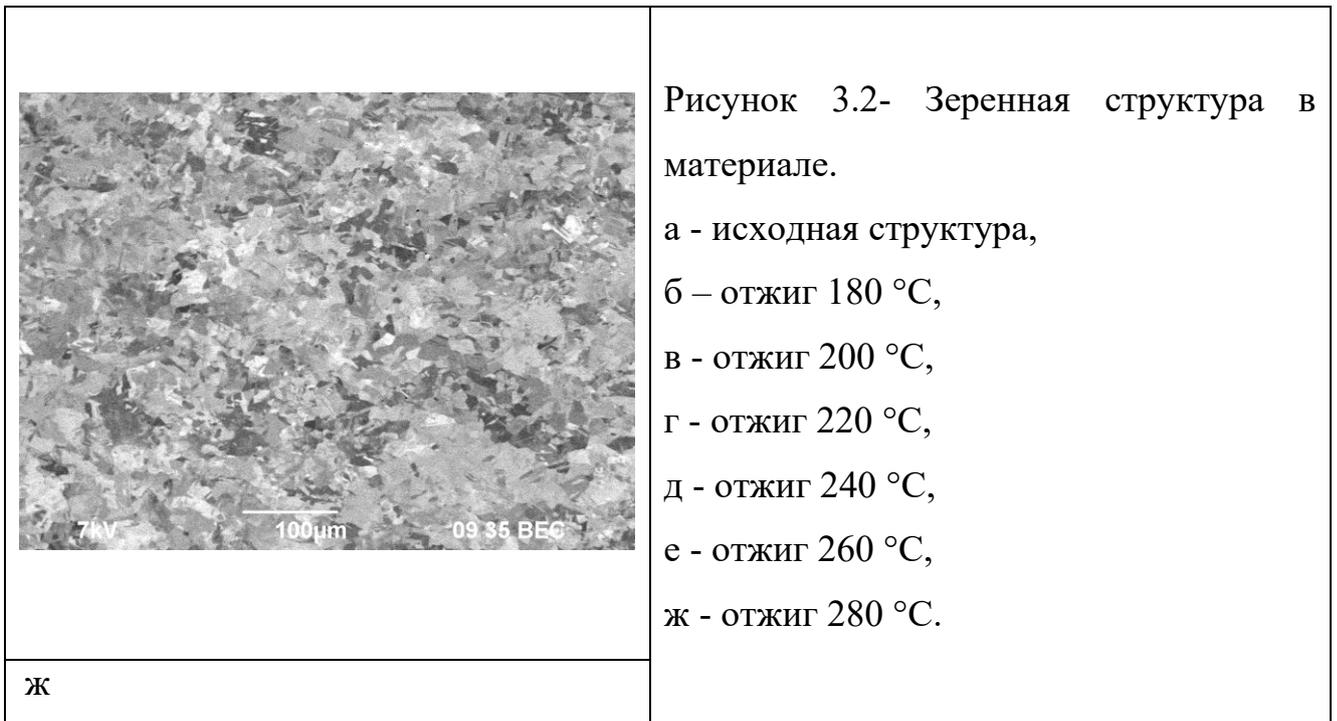
г



д



e



### 3.2.2 Результаты испытаний на ПДП

В таблице 3.6 приведены результаты измерения глубины внедрения фрагментов выплеска при динамическом нагружении ОКФ в стальную преграду (ПДП). Приведены результаты усреднения глубины внедрения тремя образцами с одинаковой исходной структурой.

Таблица 3.6 - Результаты исследования глубины ПДП

Температура отжига, °С	Глубина внедрения, мм
230	6,8
250	6,6
270	5,8
300	8,4

Из приведенных в таблице 3.2.6 результатов видно, что в области температур 260-280 °С происходит существенное изменение деформационных характеристик материала.

*Результаты исследований процесса вытяжки кумулятивной струи*

На рисунках 3.3 – 3.7 приведены результаты фотофиксации процесса динамической деформации и разрушения материалов с различной исходной структурой. Фотофиксация проводилась с шагом 4 мкс.

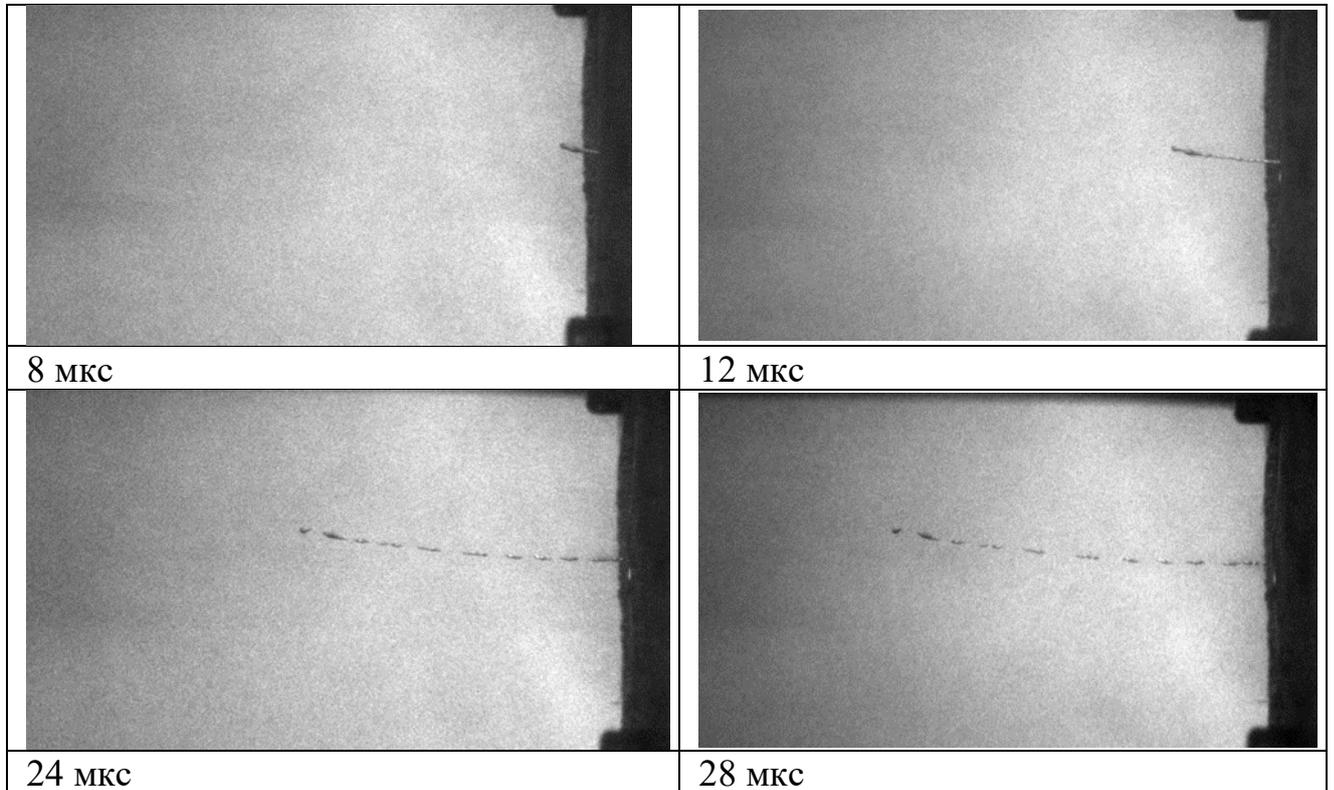
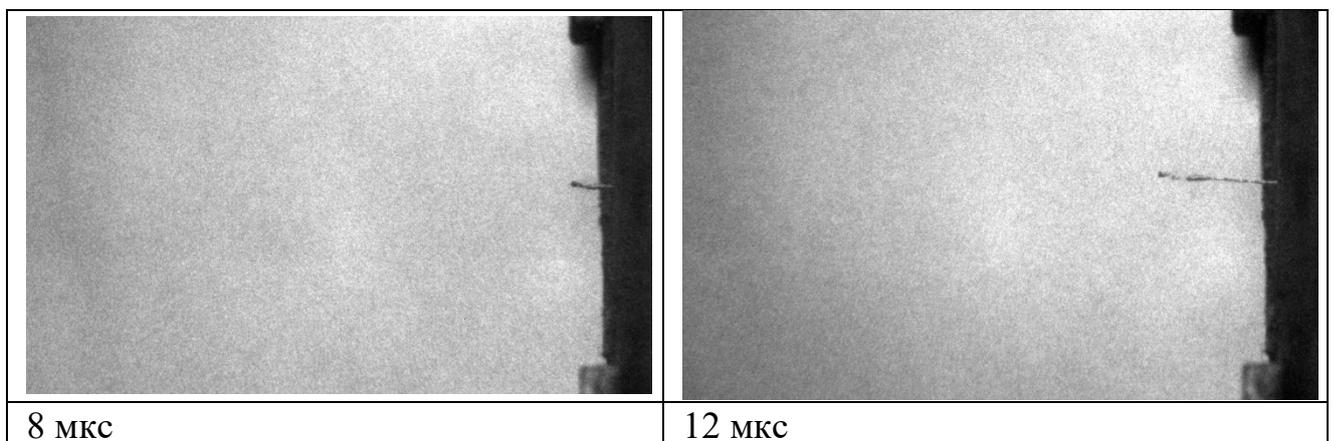


Рисунок 3.3 - Результаты фотофиксации динамической деформации медного образца, подвергнутого ИПД и отжигу при 200 °С



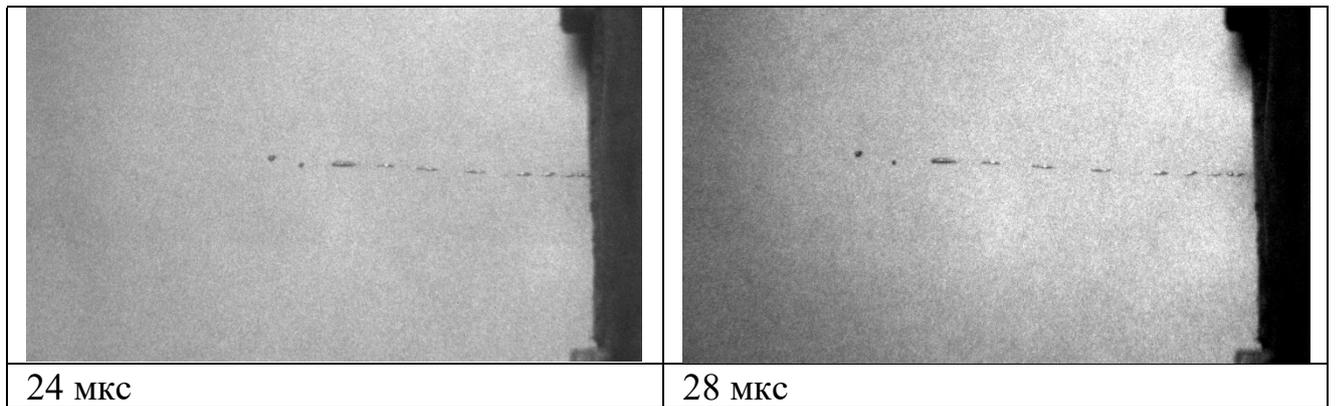


Рисунок 3.4 - Результаты фотофиксации динамической деформации медного образца, подвергнутого ИПД и отжигу при 230 °С

В таблице 3.6 приведены основные характеристики выплеска из образцов с различной предварительной термической обработкой. Суммарная высота выплеска и итоговое количество фрагментов определялось через 28 мкс после начала обжатия ОСФ. Скорость головного элемента определялась в момент времени 12 мкс после начала обжатия.

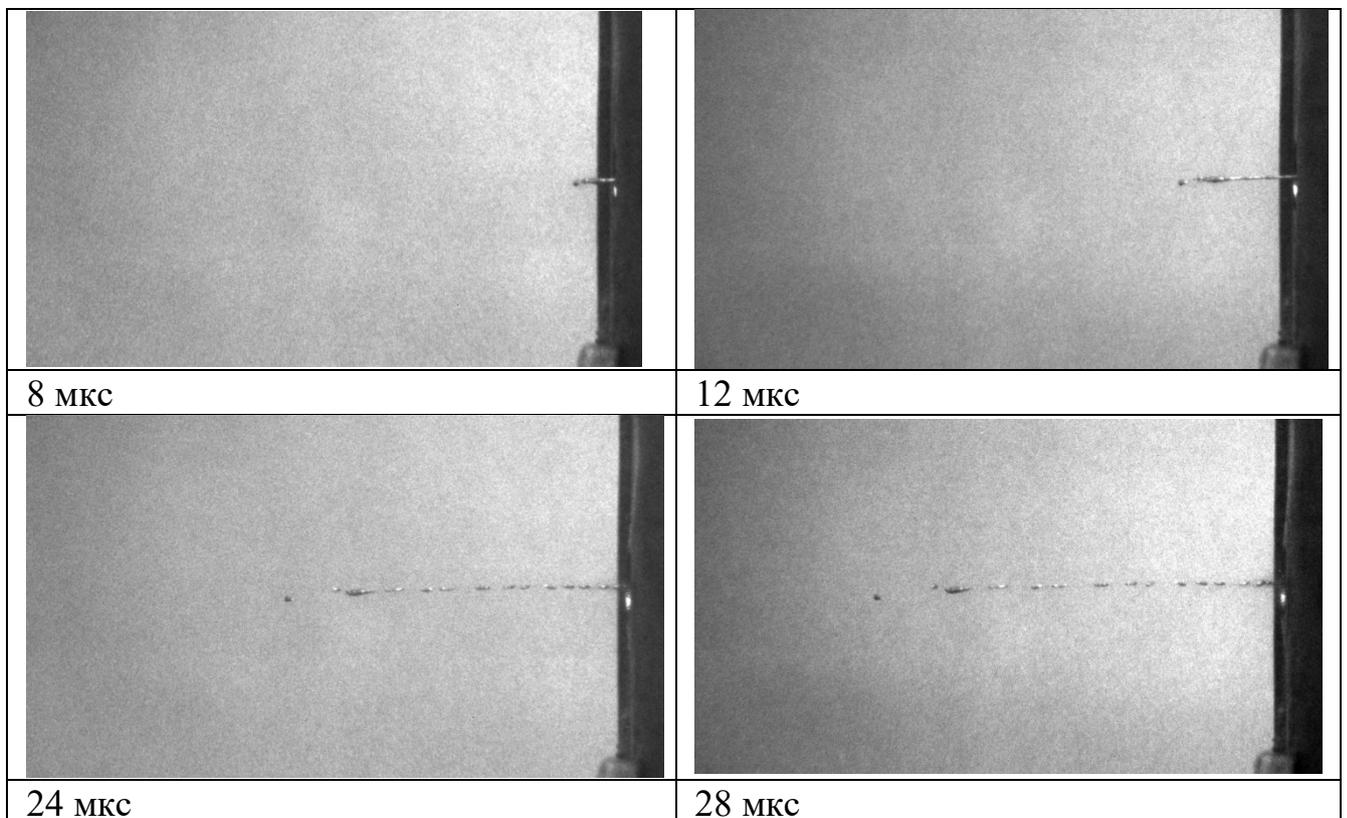


Рисунок 3.5 - Результаты фотофиксации динамической деформации медного образца, подвергнутого ИПД и отжигу при 250 °С

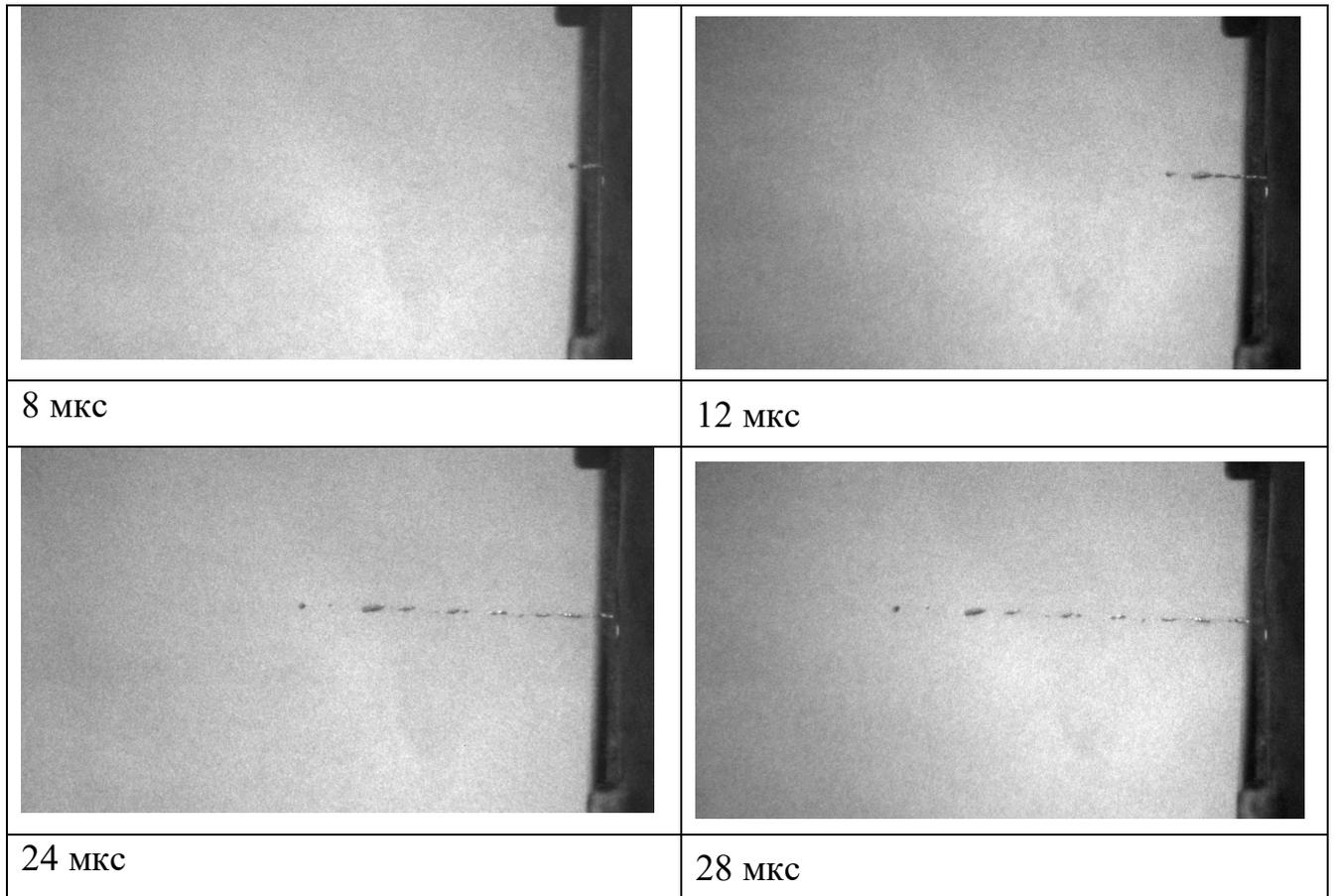
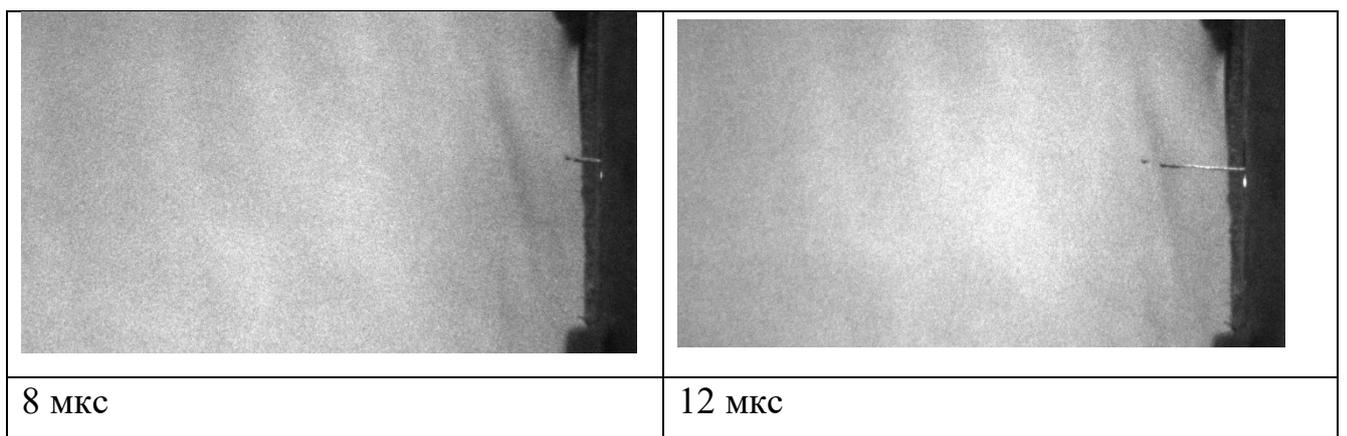


Рисунок 3.6 - Результаты фотофиксации динамической деформации медного образца, подвергнутого ИПД и отжигу при 270 °С



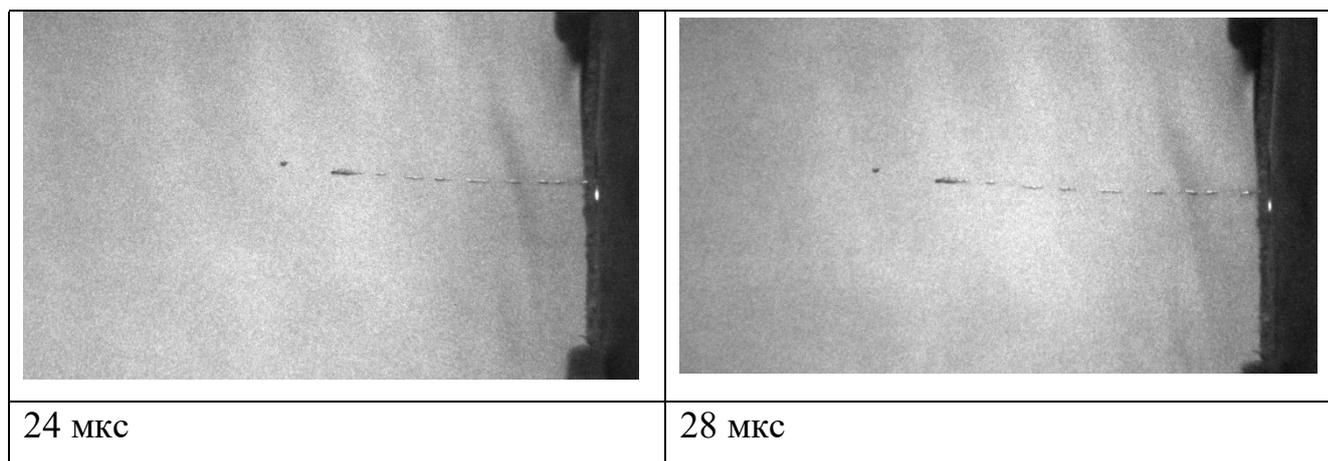


Рисунок 3.7 - Результаты фотофиксации динамической деформации медного образца, подвергнутого ИПД и отжигу при 300 °С

Таблица 3.6 - Основные характеристики динамической деформации ОСФ

Температура, °С	Время до разрыва, мкс	Скорость головного эл-та, км/с	Суммарная длина струи, мм	Количество фрагментов, шт.
200	16	2,53	21,6	11
230	12	2,58	20,12	11
250	12	2,68	20,78	16
260	12	2,54	20,1	14
270	8	2,50	18,40	13
300	12	2,49	21,36	10

На рисунке 3.8 приведены графики зависимости основных характеристик выплеска от температуры отжига.

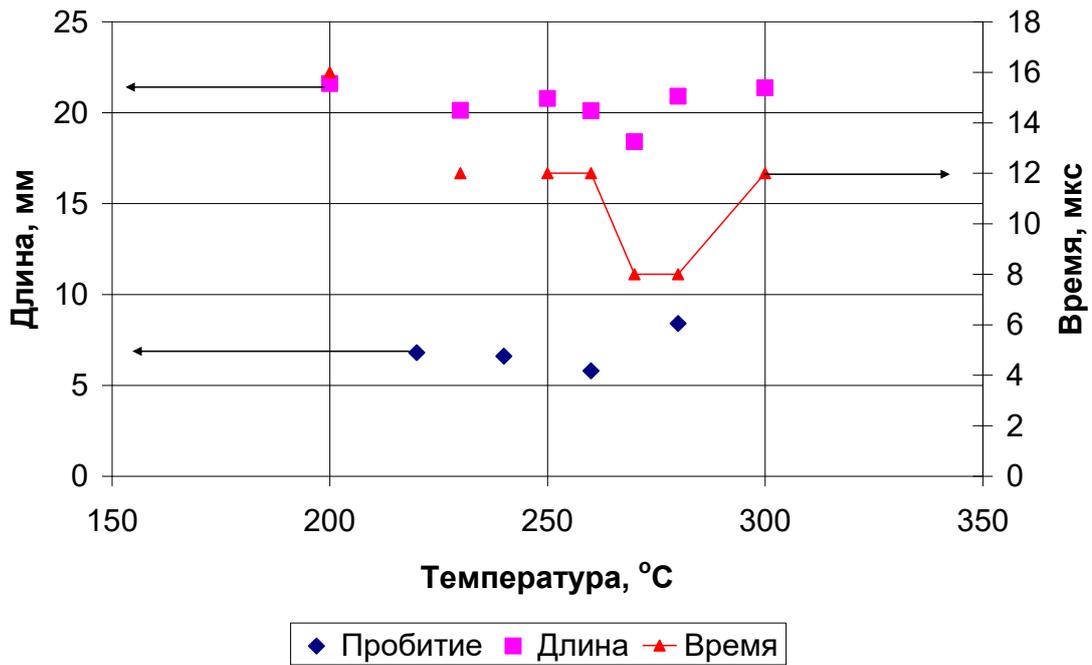


Рисунок 3.8 - Зависимость основных характеристик выплеска от температуры предварительного отжига материала ОСФ

Видно, что минимальная величина ПДП и время до разрушения выплеска наблюдаются в случае материала с минимальной остаточной объемной долей нерекристаллизованного материала. С другой стороны, измерение величины электропроводности показывает, что полная рекристаллизация наблюдается после провала проводимости, который может быть связан с растворением частиц второй фазы в материале. Таким образом, провал ПДП может быть связан как с неоднородностью зеренной структуры, так и с влиянием изменения химического состава. Однако, исследования проводились на высокочистой меди и выяснить: микроконцентрация какого из примесных элементов оказала подобное влияние на данный момент невозможно.

### 3.3 Исследование эволюции микроструктуры меди при высокоскоростном течении в условиях динамической деформации

#### 3.3.1 Объекты исследования

В качестве объекта исследований выступала медь марки М06 в состоянии после квазистатической осадки и сферодвижной штамповки с последующим

отжигом при различных температурах. Химический состав образцов указан в таблице 3.7

Таблица 3.7 - Химический состав испытанных образцов меди

Химический элемент	Вес. %	Химический элемент	Вес. %
Sb	< 0,000003	P	0,0040
Pb	0,00003	Y	< 0,000003
S	0,01	Ag	0,0020
O	0,0001	Cu	99,99

Проведены исследования образцов меди двух серий. Образцы серии А подвергнуты квазистатической осадке. Полная степень осадки составляла ~ 90 % (осадка цилиндрической заготовки высотой 60 мм до диска высотой 6 мм). Образцы серии В подвергнуты сферодвижной штамповке со степенью деформации ~ 90 % без промежуточных отжигов. Описание режимов обработки образцов приведено в таблице 3.8.

Параметры микроструктуры и результаты измерения твёрдости образцов приведены в таблице 3.9. Снимки микроструктуры материала до проведения динамических испытаний приведены на рисунках 3.9, 3.10.

Исследование образцов в различных структурных состояниях проводилось по разработанной методике. Часть образцов испытывалась при установленных стальных преградах, часть образцов улавливалась в емкость с водой для последующего исследования микроструктуры, часть образцов испытывалась без препятствий с проведением высокоскоростной фотосъемки растяжения и разрушения выплеска из ОСФ.

### *3.3.2 Глубина внедрения фрагментов выплеска в стальную преграду*

Результаты измерения ПДП приведены в таблице 3.10. Усреднение проведено по трем образцам для каждого состояния меди.

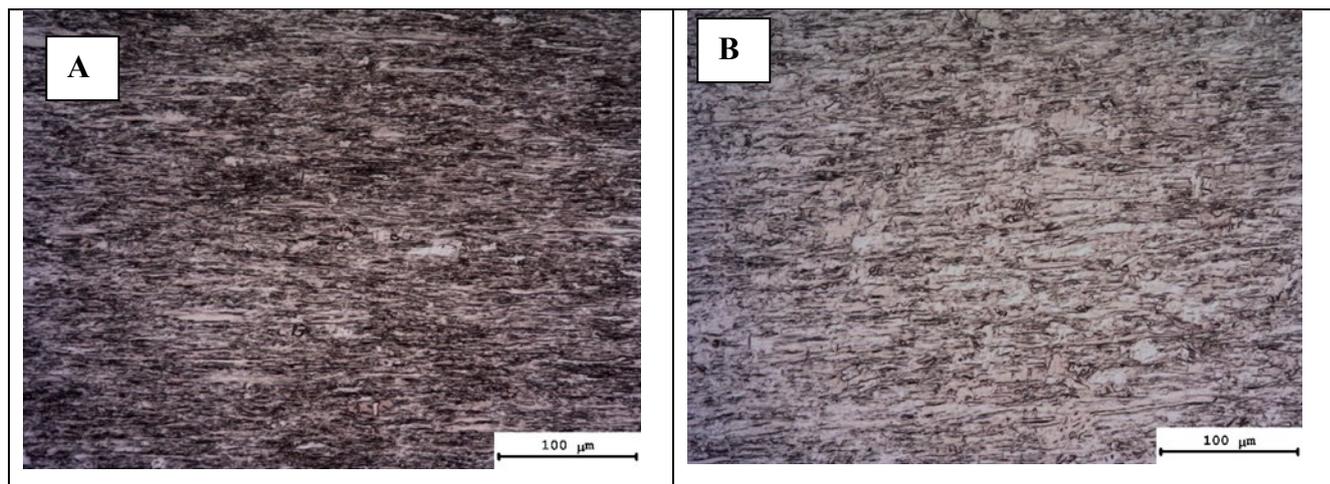
Таблица 3.8 – Описание режимов обработки образцов

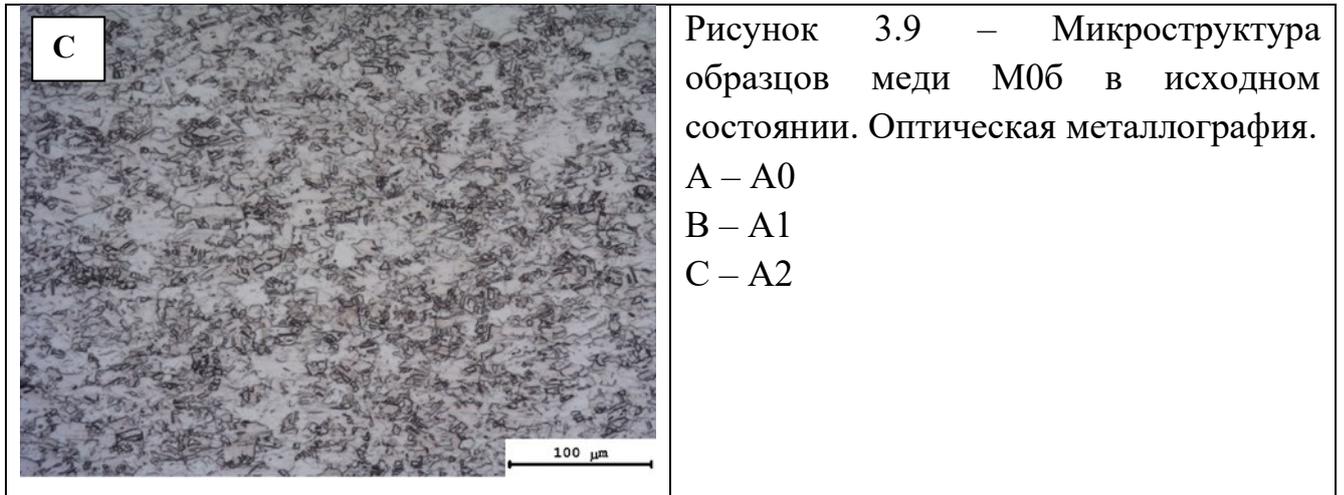
Способ деформационной обработки	Режим термической обработки	-	230 °С 30 мин	450 °С 30 мин
	Квазистатическая осадка	A0	A1	A2
ИПД		B0	B1	B2

Таблица 3.9 – Характеристики образцов меди М0б до проведения динамических испытаний

Обработка	Размер зерна, мкм	Об. доля рекрист. материала, %	Твердость, HRB
A0	23x5*	0	40.7
A1	27x8	8	34.3
A2	21	100	9.2
B0	0.4	0	49.1
B1	10	95	16.2
B2	16	100	8.3

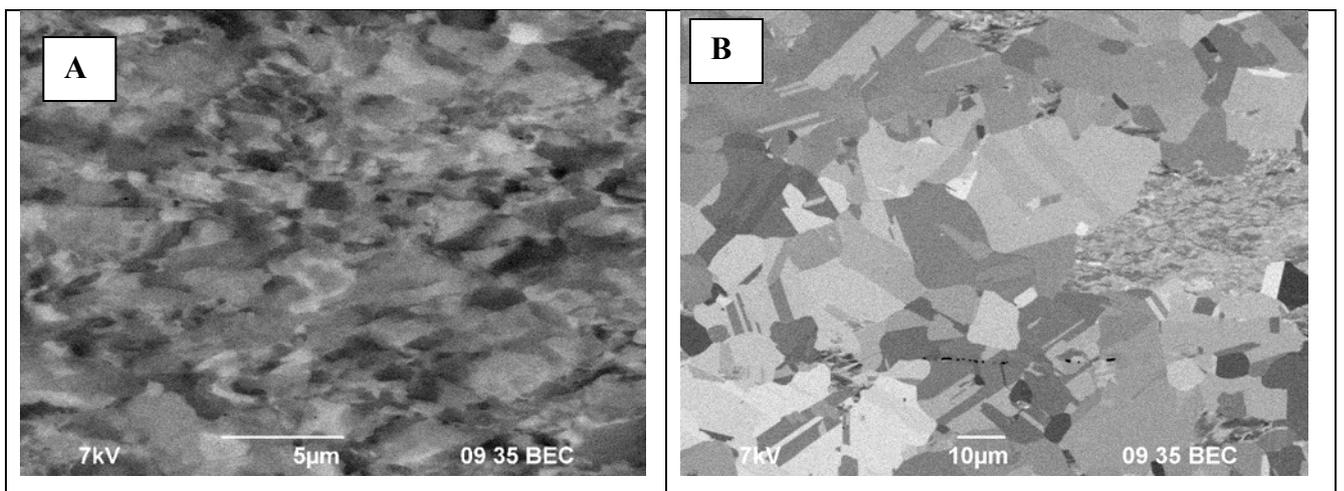
\*Указан размер зерна перпендикулярно направлению деформации и вдоль направления деформации





### 3.3.3 Микроструктура материала при высокоскоростной деформации

Установлено, что в продольном сечении образцов фрагментов выплеска, пойманных в воду, наблюдается два типа областей, отличающихся характером микроструктуры: мелкозернистая равноосная структура с размером зерна 0,5-6 мкм (рисунки 3.11-3.17) и сильно вытянутая зеренная структура, в которой ширина зерна составляет ~ 1 мкм, а длина зерен достигает 10 мкм (рисунки 3.11-3.16). Для краткости в дальнейшем будем обозначать равноосную структуру «Тип 1», а сильновытянутую – «Тип 2». Области микроструктур типа 1 и типа 2 располагаются образце в виде полос, вытянутых вдоль направления течения выплеска. Ширина полос и их относительная доля приведены в таблице 3.11.



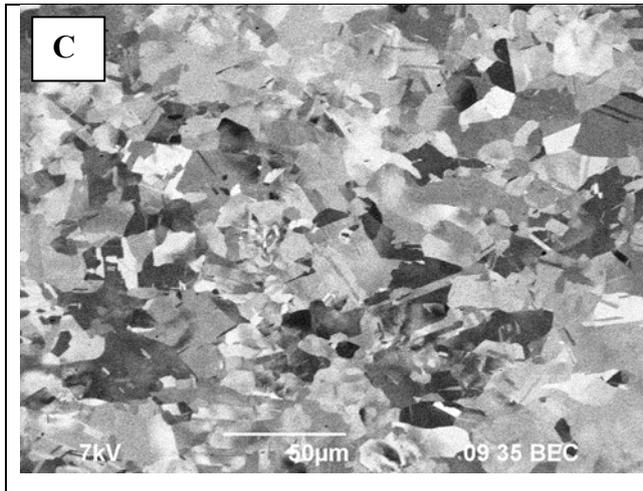


Рисунок 3.10 – Микроструктура образцов меди М06 до динамических испытаний. Растровая электронная микроскопия.

А – В0

В – В1

С – В2

Таблица 3.10 - Результаты измерения ПДП

Обработка	Глубина внедрения, мм			
	№ опыта			Среднее
	1	2	3	
A0	3.5	3.5	3.0	3.3
A1	3.0	2.5	2.5	2.7
A2	4.0	4.0	3.5	3.8
B0	3.5	2.5	3.0	3.0
B1	5.0	4.5	5.0	4.8
B2	4.5	4.0	4.0	4.2

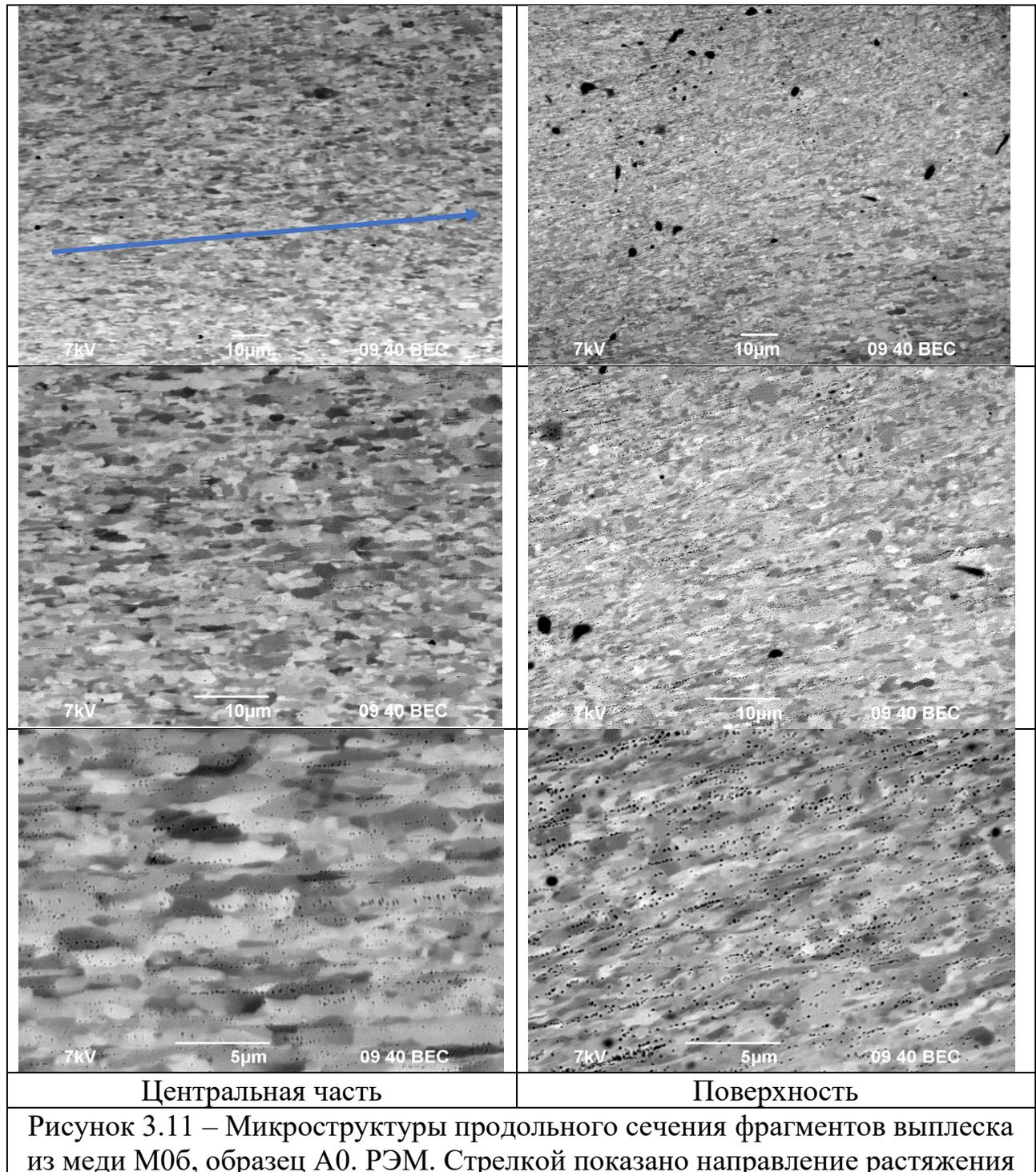
Таблица 3.11 – Характеристики микроструктуры выплеска

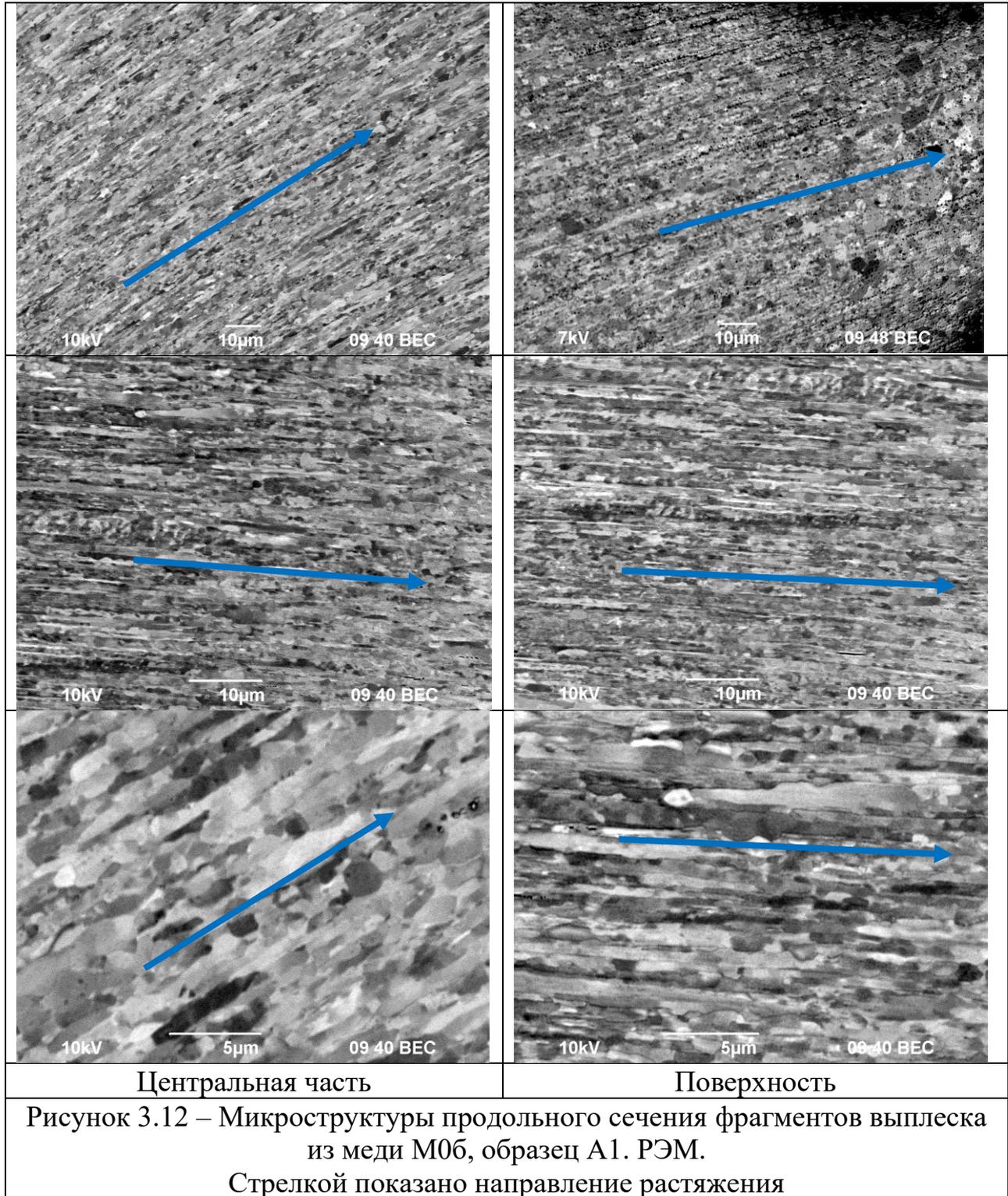
Обработка	Размер зерна, мкм		Ширина полосы, мкм		Доля (Тип 2/Тип 1), %
	Тип 1	Тип 2	Тип 1	Тип 2	
A0	5,1	2,1x0,8	15	30	59/41
A1	3,6	1,4x0,4	10,6	11,4	69/31
A2	4,4	1,6x1,1	12,8	9,6	46/54
B0	8,2	5,0x0,95	33	52	70/30
B1	3,1	1,6x0,7	8,1	11,3	55/45
B2	4,8	1,6x1,3	15,1	18,3	59/41

На рисунках 3.11-3.17 приведены снимки микроструктуры материала фрагментов выплеска, сформированного при испытаниях на ОСФ из меди М06, подвергнутых различной предварительной обработке. Видно, что в процессе динамической деформации образцов А0 формируется более однородная

микроструктура, чем в случае образцов В0. При испытаниях образцов А1, А2 и В1, В2 формируется более мелкозернистая структура, чем в случае образцов без термических обработок.

Для материала А1 дополнительно проведено исследование поперечного сечения выплеска (рисунок 3.13). В поперечном сечении как вытянутые, так и округлые зерна выглядят практически одинаково.





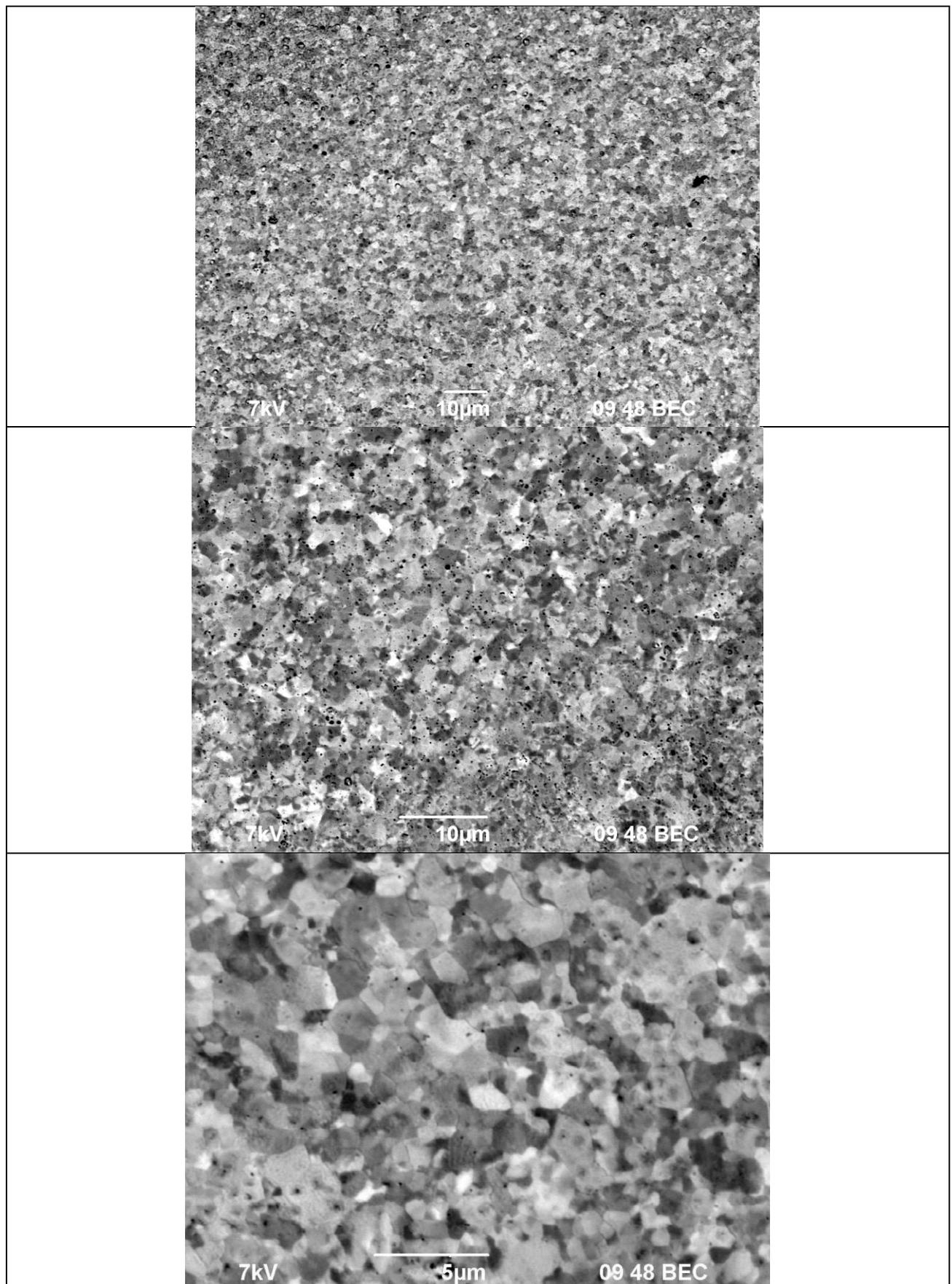
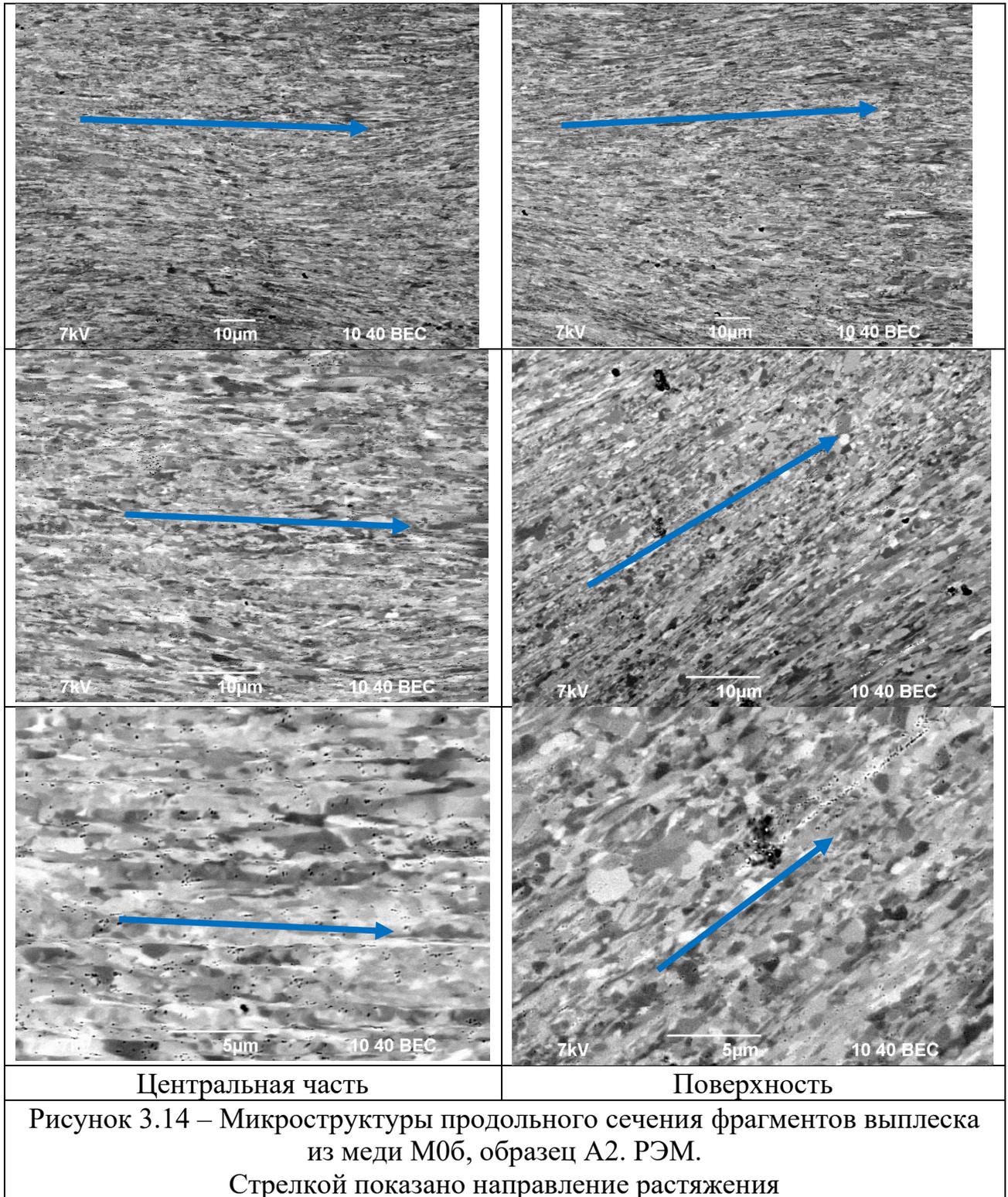
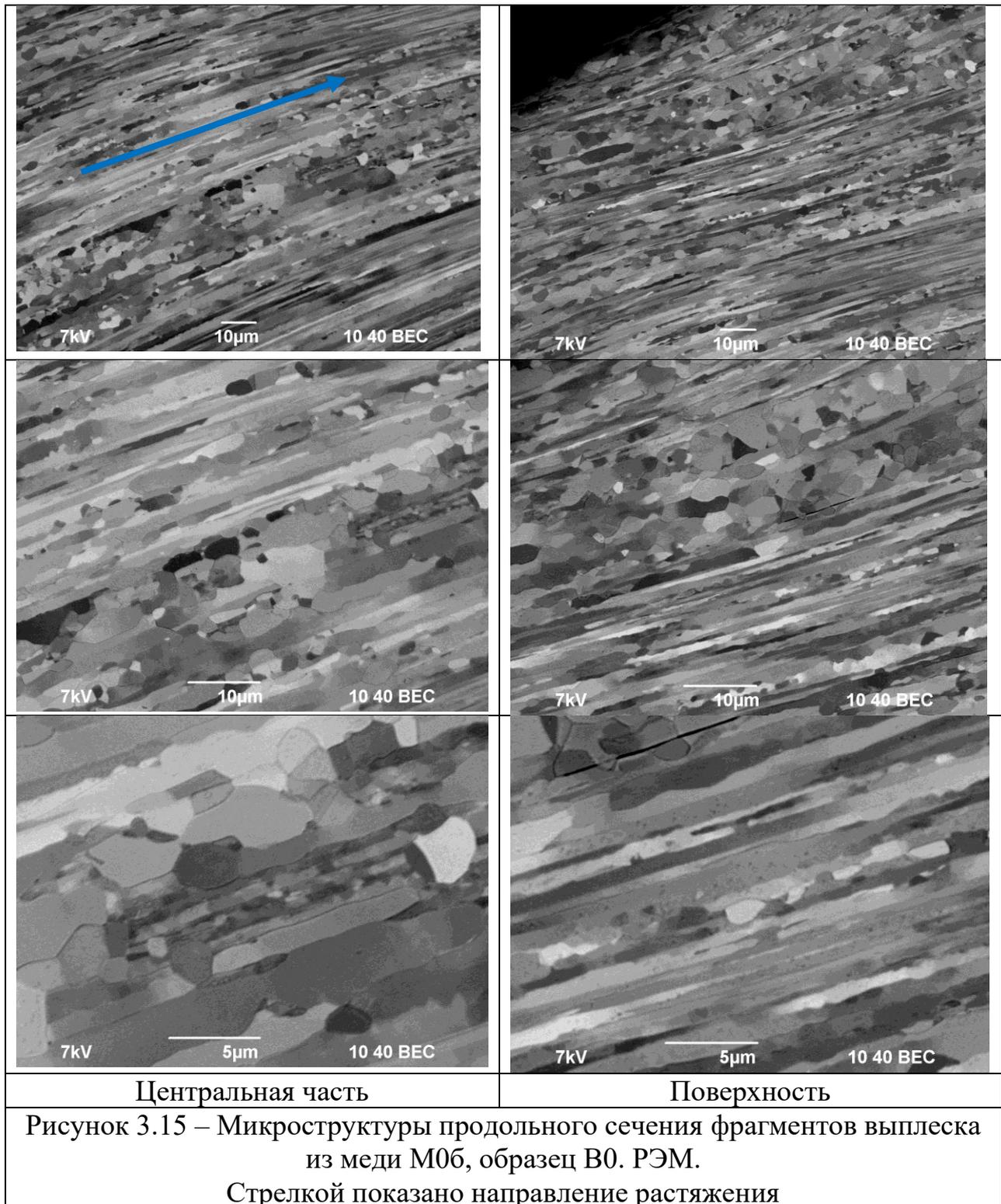
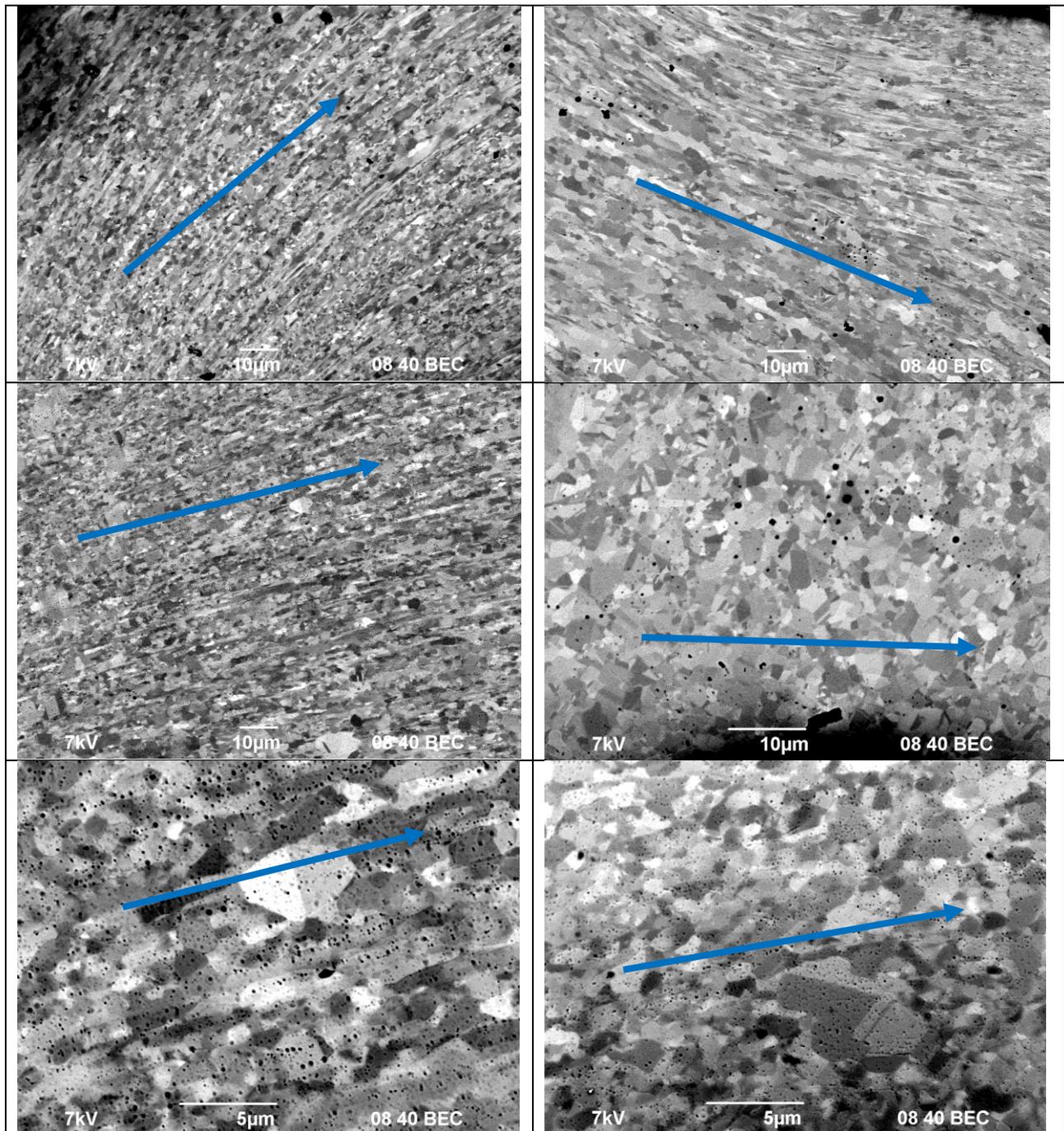


Рисунок 3.13 – Микроструктуры поперечного сечения фрагментов выплеска из меди М06, образец А1. РЭМ





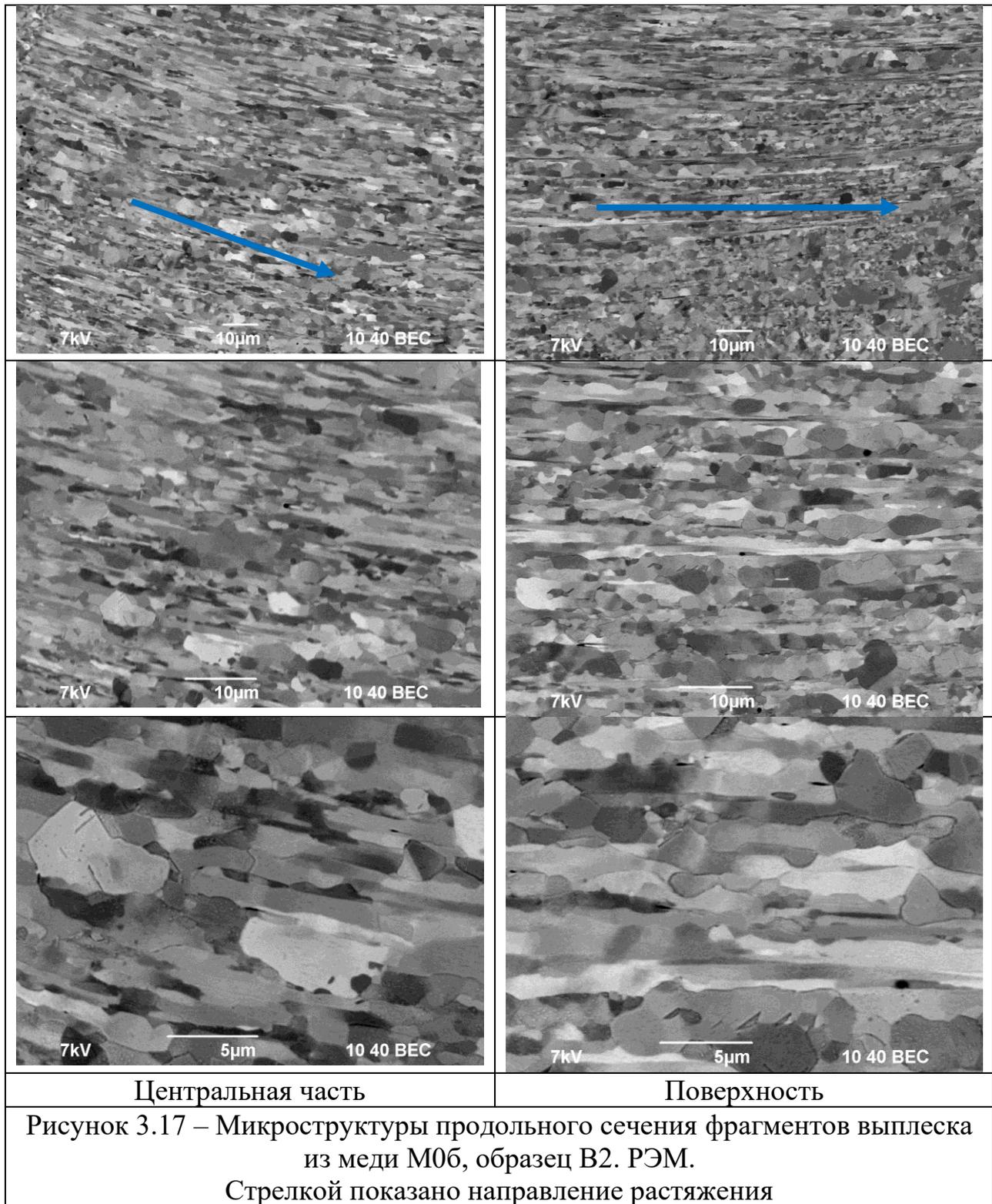


Центральная часть

Поверхность

Рисунок 3.16 – Микроструктуры продольного сечения фрагментов выплеска из меди М06, образец В1. РЭМ.

Стрелкой показано направление растяжения



Сопоставляя приведенные в таблицах 3.9 – 3.11 данные, можно сделать вывод, что максимальное значение ПДП достигается в том случае, когда объемная доля областей с микроструктурой типа 1 и типа 2 и ширина полос со структурой разных типов становятся близки друг другу.

### 3.4 Заключение

Проведенные экспериментальные исследования позволяют сделать следующие предварительные выводы:

1. Величина ПДП меди существенно зависит от микроструктуры материала ОСФ. Существует оптимальное сочетание структурных параметров (размер зерна и твёрдость), обеспечивающих максимум величины ПДП. Уменьшение размера зерна до субмикронных значений приводит к снижению величины ПДП.

2. Повышение химической чистоты материала приводит к увеличению величины ПДП. Введение легирующих и рафинирующих добавок в исследованной области концентраций сказываются на величине ПДП негативно или нейтрально.

3. Микро-концентрация некоторых элементов может оказывать негативное влияние на величину ПДП, обеспечивая провал на зависимости глубины внедрения в стальную преграду от температуры отжига.

4. В микроструктуре материала выплеска наблюдается два типа областей: области с мелкозернистой равноосной структурой (размер зерна 0,5-1 мкм) и области с сильно вытянутой зеренной структурой, в которой ширина зерна составляет  $\sim 1$  мкм, а длина зерен достигает 10 мкм.

Планирование экспериментов, постановка задач, подготовка образцов для исследований и обработка экспериментальных результатов проводились автором самостоятельно. Динамические эксперименты проводились совместно с сотрудниками лаборатории А.М. Брагова (НИИмех ННГУ), снимки структуры получены сотрудником НИФТИ ННГУ Пискуновым А.В.

## ГЛАВА 4. МОДЕЛЬ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛА

В главе 4 построена модель эволюции микроструктуры материала в процессе высокоскоростной деформации растяжения в условия повышенных температур, а также модель течения кумулятивной струи с поперечным градиентом скоростей.

Задача состоит в том, чтобы объяснить существование двух типов микроструктуры, закономерности деформации каждого из них и эволюцию материала в каждом областях с разным типом структуры. Это описано в литературе [26] (рисунок 4.1) и наблюдается в эксперименте (глава 3).

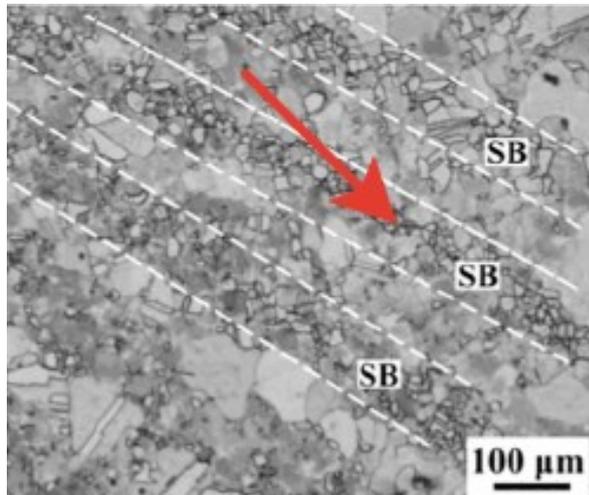


Рисунок 4.1 – Полосы с разным типом структуры в меди при высокоскоростной деформации[84]

### 4.1 Базовые предположения

#### 4.1.1 Механизмы течения

Известно, что скорость динамической деформации  $\dot{\epsilon}$  материала может быть описана, как сумма скоростей деформации, контролируемых зернограницной деформацией (ЗГД) и внутризеренной деформацией (ВЗД) [28]:

$$\dot{\epsilon} = X_v \dot{\epsilon}_v + X_b \dot{\epsilon}_b,$$

где  $\dot{\epsilon}_v$  - скорость деформации, контролируемой ВЗД,  $\dot{\epsilon}_b$  - скорость деформации, контролируемой ЗГД,  $X$  - объемная доля материала, в которой доминирует

первый или второй тип деформации.  $X_a + X_b = 1$ . При этом следует отметить, что основным механизмом ВЗД является внутризеренное скольжение (ВЗС), а основным механизмом ЗГД является зернограничное проскальзывание – ЗГП.

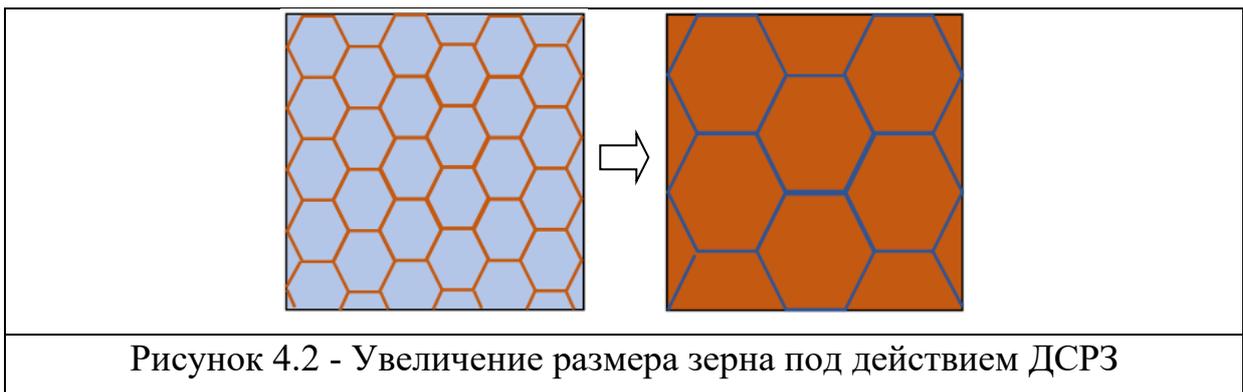
В случае, когда скорость ВЗД существенно превышает скорость ЗГД, в материале происходит активная деформация зерен [28]. В случае, когда скорость деформации, контролируемой ЗГД, существенно превышает скорость ВЗД, в материале наблюдается сверхпластическое течение (СПТ) [84, 114].

Предположим, что температурные и силовые условия по сечению выплеска различаются, ЗГД и ВЗД одновременно протекают в разных областях материала. Основное отличие областей, в которых протекает ВЗС и ЗГП в таком случае будет заключаться в размере зерна. В областях с мелким равноосным зерном деформация будет контролироваться ЗГП и сверхпластическим течением, а в областях с крупным размером зерна – ВЗС и вытягиванием зерна.

#### 4.1.2 Механизмы эволюции микроструктуры

Как известно, в условиях интенсивной пластической деформации при повышенной температуре в чистых металлах наблюдается деформационно-стимулированный рост зерен (ДСРЗ) [114]. Такой рост является причиной быстрого увеличения среднего размера зерна в области, характеризующейся равноосной структурой (рисунок 4.2).

Уменьшение поперечного размера зерна под действием ВЗД при вытягивании зерен создает необходимые условия для силовой фрагментации [115] и формирования вытянутых зерен мелких равноосных зерен (рисунок 4.3).



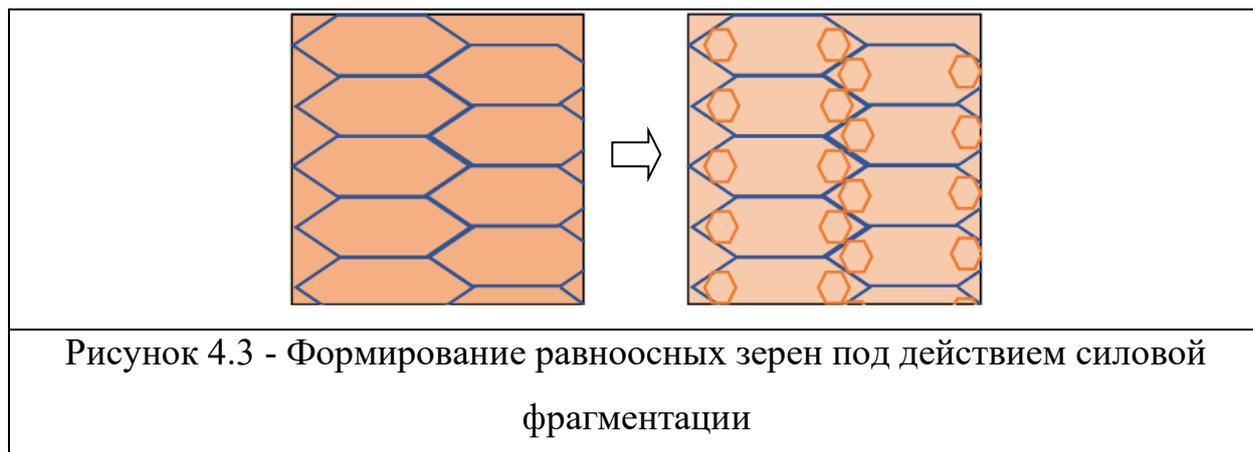


Рисунок 4.3 - Формирование равноосных зерен под действием силовой фрагментации

#### 4.3 Описание механизмов циклической эволюции микроструктуры

Последовательность этапов эволюции микроструктуры в отдельном элементе объема можно описать следующим образом (рисунок 4.4). Зерна в исходном материале в процессе перехода из ОСФ в выплеск, вытягиваются в направлении деформации. Увеличение длины зерна в направлении растяжения приводит к их сужению в поперечном направлении. При достижении некоторой критической ширины зерно начинает фрагментироваться [114, 115]. Постепенно фрагментированная структура заполняет весь объем и начинает доминировать течение, контролируемое ЗГП. Равноосная мелкозернистая структура деформируется за счет ЗГП, форма зерна при этом практически не меняется. Однако, вследствие ДСРЗ размер равноосных зерен постепенно увеличивается. При достижении некоторого критического размера, ЗГП уже не может быть эффективным механизмом деформации и начинается доминирование ВЗД, в результате которой зерно вытягивается вдоль направления деформации и сужается в поперечном направлении. Затем описанная последовательность процессов повторяется.

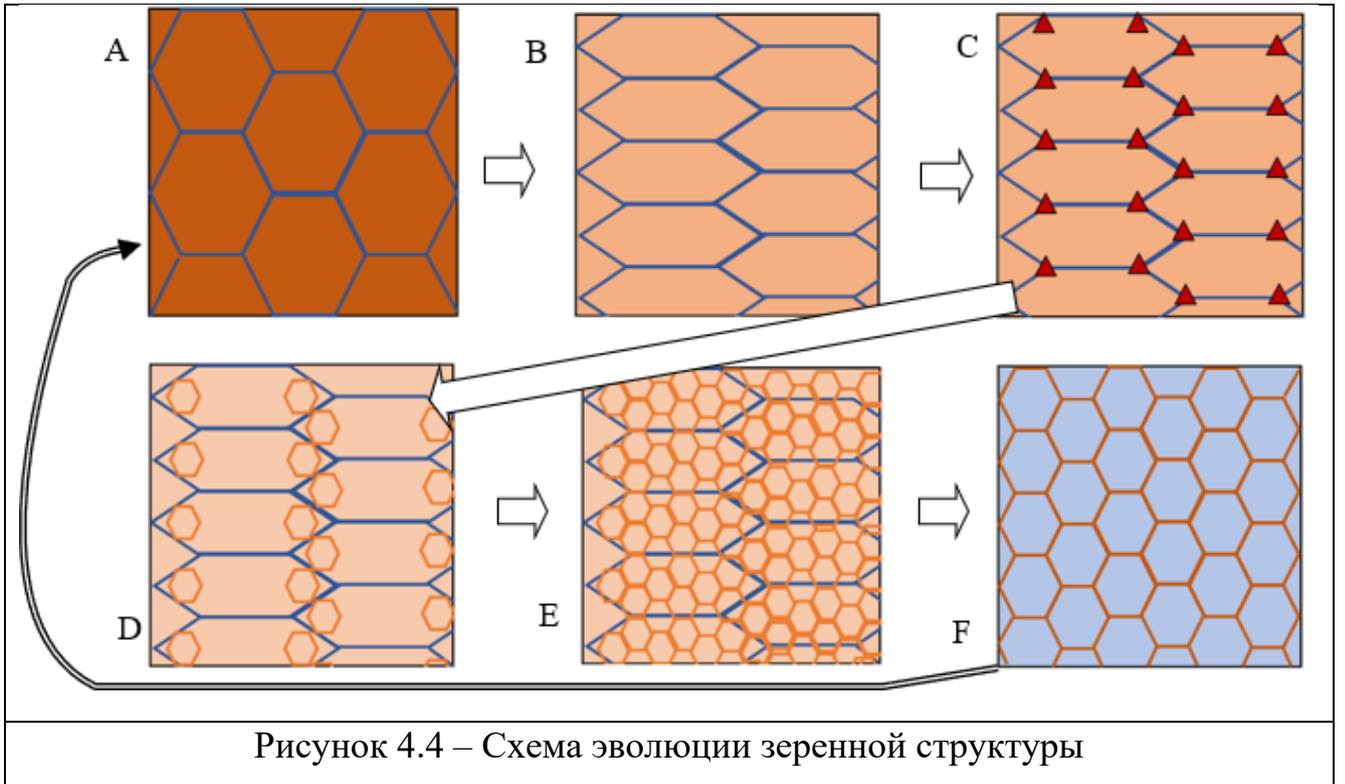


Рисунок 4.4 – Схема эволюции зеренной структуры

#### 4.2 Описание модели эволюции микроструктуры выплеска

1. Начнем рассмотрение деформации и эволюции зеренной структуры с момента начала вытягивания крупных зерен (рисунок 4.4 В). Деформация в этом случае контролируется внутризеренным скольжением. Скорость ВЗД при высокотемпературной деформации  $\dot{\epsilon}_v$  описывается соотношением [28]:

$$\dot{\epsilon}_v = B \left( \frac{Gb}{kT} \right) \left( \frac{\sigma}{G} \right)^p D^* \quad (4.1)$$

где  $B$  - параметр,  $G$  - модуль сдвига,  $\sigma$  - напряжение течения,  $p$  - показатель степени ( $3 \leq p \leq 5$ ).

$$D^* = D_v + (\rho b^2) D_c$$

$$D_v = D_{v0} \exp\left(-\frac{Q_v}{kT}\right)$$

$$D_c = D_{c0} \exp\left(-\frac{Q_c}{kT}\right)$$

Когда деформация контролируется объемной диффузией в материале  $p = 3$ ,  $D^* = D_v$ , - коэффициент объемной диффузии,  $Q_v$  - энергия активации объемной диффузии. Когда деформация контролируется диффузией по ядрам дислокаций  $D^* = (\rho b^2) D_c \sim (\sigma/G)^2 D_c$ ,  $p = 5$  [28],  $D_c$  - коэффициент диффузии по ядрам

дислокаций,  $Q_c$  - энергия активации диффузии по ядрам дислокаций,  $\rho$  - плотность дислокаций,  $b$  - вектор Бюргерса.

В условиях одноосного растяжения при внутризеренной деформации, в соответствии с принципом Тейлора, зерна будут вытягиваться в направлении максимума действующих напряжений. По мере вытягивания зерен достигается некоторая критическая мощность дисклинаций и "ширина" зерна, при которых, в соответствии с [114], будет происходить его "разделение" на фрагменты - мелкие равноосные зерна (рисунок 4.5). Подробно механизм фрагментации в условиях интенсивной пластической деформации описан в работе [115].

Как показано в [115-117], в процессе ВЗД дислокации, выходящие на ГЗ, формируют сложные дислокационно-дисклинационные ансамбли. При повышенных температурах, когда возможна делокализация ядер решеточных дислокаций в ГЗ, формирующиеся на границах структуры можно представить в виде дисклинационных диполей (рисунок 4.5), мощность которых зависит от величины и скорости внутризеренной деформации. Упругая энергия, связанная с этими диполями, быстро нарастает по мере развития деформации. Эта энергия может релаксировать либо путем образования новых границ зерен - фрагментации [117, 118], либо путем образования микротрещин (более подробное и строгое описание этого процесса можно найти в [115]). Для целей настоящей работы достаточно определить на каком минимальном расстоянии ( $d^*$ ) между сближающимися границами при деформации начинается процесс фрагментации.

Для целей настоящей работы достаточно определить на каком минимальном расстоянии ( $d_f$ ) между сближающимися границами при деформации может наблюдаться процесс фрагментации. Для определения  $d_f$  приравняем энергию дисклинационного диполя  $\left(\frac{G\omega_{кр}^2 d^2}{4\pi(1-\nu)} \ln\left(\frac{R}{d}\right)\right)$ ,  $R$  - радиус экранирования поля диполей,  $R/d \approx 10$ ) к энергии образования новой поверхности раздела ( $\gamma_b d$ ) [114]:

$$d_f = \frac{9.2\pi\gamma_b(1-\nu)}{G\omega_{кр}^2} \quad (4.2),$$

где  $\gamma_b$  - удельная энергия ГЗ,  $\nu$  - коэффициент Пуассона,  $\omega_{кр}$  - критическая мощность дисклинационного диполя.

Отметим, что после завершения фрагментации возникает зеренная структура со средним размером зерна  $\geq d_f$ . В процессе ВЗД зерно будет вытягиваться в направлении действующего напряжения и сужаться в поперечном направлении. Процесс фрагментации будет доминирующим до тех пор, пока сформированный в его результате размер зерна не обеспечит возможность протекания альтернативного механизма деформации.

Подставив в (4.3) характерные значения параметров (Таблица 4.1), получим критическую ширину зерна  $\sim 0,5$  мкм. Отметим, что после завершения фрагментации зерна станут равноосными, со средним размером зерна фрагментированной структуры  $d_f$ .

Начало фрагментации вытянутых зерен и момент полной фрагментации показаны на рисунках 4.3 С,D и 4.4.

Таблица 4.1 - Типичные значения параметров уравнений для меди

Параметр	Значение	Размерность
b	0.256	нм
$\Omega$	$1,18 \cdot 10^{-29}$	$\text{м}^3$
$\delta$	2b	-
v	0,35	-
$\gamma_b$	0,55	Дж/м <sup>2</sup>
$\omega^*$	0,1	-
$A_1$	100	-
G (Т, °С)	-0.04Т+46.4	ГПа
$D_{v0}$	$2 \cdot 10^{-5}$	м <sup>2</sup> /с
$\delta D_{b0}$	$5 \cdot 10^{-15}$	м <sup>3</sup> /с

$Q_v/kT_m$	19,6	-
$Q_c/kT_m$	10,4	-
$Q_b/kT_m$	9,2	-
$Q_L/kT_m$	3,6	-

2. Рассмотрим момент времени, когда в наблюдаемом объеме материала в результате фрагментации сформировалась однородная мелкозернистая структура с размером зерна  $d_f$  (рисунок 4.3 D). При малом размере зерна основным механизмом деформации будет сверхпластическое течение (СПТ), контролируемое ЗГП.

Скорость деформации, контролируемой ЗГП ( $\dot{\epsilon}_b$ ) описывается выражением:

$$\dot{\epsilon}_b = A_1 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{D_b^* \delta}{b^3}\right) \left(\frac{G\Omega}{kT}\right) \quad (4.4)$$

где  $A_1$  - параметр ( $\sim 100$ ),  $\sigma$  - напряжение течения,  $G$  - модуль сдвига,  $b$  - вектор Бюргерса,  $d$  - «текущий» размер зерна,  $D_b^*$  - коэффициент зернограницной диффузии,  $\delta$  - ширина ГЗ,  $\Omega$  - атомный объем,  $k$  - постоянная Больцмана,  $T$  - абсолютная температура.  $D_b^* = D_{b0}^* \exp\left(-\frac{Q_b}{kT}\right)$ , где  $Q_b$  - энергия активации зернограницной диффузии. При характерных значениях параметров (Таблица 1, Приложение 1), величина  $\dot{\epsilon}_b \sim 10^5$  1/с.

3. Поскольку течение материала выпелска происходит при повышенной температуре, зеренная структура должна эволюционировать. Зерна будут укрупняться вследствие деформационно-стимулированного роста зерен (ДСРЗ).

В соответствии с моделью ДСРЗ, скорость роста зерна в условиях СП деформации может быть описана соотношением:

$$\dot{d} = A_\rho c_b \left(\frac{\sigma}{G}\right) \left(\frac{b}{d}\right) b \quad (4.5)$$

где  $A_\rho = \frac{2\pi}{\ln(d/b)}$ ,  $c_b = G \frac{D_b^* \delta}{kT}$ . При характерных значениях параметров (Таблица 4.1), величина  $\dot{d}$  составляет  $\sim 10^{-3}$  м/сек. Из (4.5) следует, что  $d^2 - d_f^2 = \alpha t$ ,  $\alpha = A_\rho c_b \left(\frac{\sigma}{G}\right) b^2$ .

В результате ДСРЗ размер зерна в материале (рисунок 4.3 Е) через некоторое время ( $t^*$ ) достигает размера, при котором скорость ЗГД оказывается существенно ниже скорости ВЗД (рисунок 4.3 F). Найдем этот размер зерна.

### 4.3 Модель геометрической динамической рекристаллизации

Найдем условие перехода от ЗГД к ВЗД. Для этого приравняем скорость деформации в выражениях (4.1) и (4.4)  $\dot{\epsilon}_b = \dot{\epsilon}_v$ :

$$\left(\frac{\sigma}{G}\right) \left(\frac{d}{b}\right)^{\frac{2}{p-2}} = \left(\frac{X_b A_1 D_b \delta \Omega}{X_v B D^* b b^3}\right)^{\frac{1}{p-2}} \quad (4.6)$$

Выражение (4.6) хорошо согласуется с экспериментально подтвержденной многими авторами зависимостью, описывающей кинетику динамической рекристаллизации [30, 50]:

$$\frac{\sigma}{G} \left(\frac{d_{ss}}{b}\right)^r = K \quad (4.7),$$

где  $d_{ss}$  - средний размер зерна на стадии установившегося течения, коэффициент  $K$  составляет  $\sim 10$  [15, 16, 18], коэффициент  $r$  для меди, по данным [17, 18], составляет 0,81.

Сравнивая (5) и (6), найдем, что  $\frac{2}{p-2} = r$ , откуда следует, что при  $r = 0.81$ , параметр  $p = 4.47$ . Также из сравнения (5) и (6) следует, что параметр:  $K = \left(\frac{X_b A D_b \delta \Omega}{X_v B D^* b b^3}\right)^{\frac{1}{p-2}}$ . Подставляя в (1) с учетом (5) и (6) типичные значения параметров (Таблица 1, Приложение 1), найдем, что параметр  $B$  в соотношении (4.1) составляет  $\sim 10^9$ .

Полученное соотношение позволяет понять физическую природу параметра  $K$ , определяемого в работах по ДР [30, 50] экспериментально. Видно, что величина указанного параметра зависит от кристаллографических параметров

материала, соотношения коэффициентов диффузии по ядрам дислокаций и по границам зерен и отношения объемной доли материала, в которой доминирует ЗГД, к объемной доле материала, в которой протекает ВЗД.

Таким образом, основное соотношение, описывающее связь напряжения при ДР с размером зерна (4.6), в случае геометрической динамической рекристаллизации является частным случаем описанного выше механизма циклической эволюции зеренной структуры в случае интенсивной деформации при повышенных температурах. Механизм ДР, позволяющий обеспечить высокую пластичность металлов реализуется при переходе от деформации, контролируемой ЗГП к деформации, контролируемой ВЗС. Построенная модель эволюции структуры позволяет связать коэффициенты уравнения (4.7) с физическими параметрами материала и определить возможный диапазон размеров зерен в структуре.

С другой стороны, соотношение (4.6) показывает условия перехода от зернограницной деформации к внутризеренной, следовательно, позволяет определить критический максимальный размер зерна  $d^*$ , при котором еще возможно сверхпластическое течение при заданном уровне нагрузок. Этот размер зерна будет соответствовать  $d_{ss}$ .

$$d^* = b \left( r \sqrt{K \frac{G}{\sigma}} \right)$$

$$t^* = (d^{*2} - d_f^2) / \alpha$$

При дальнейшем повторении цикла эволюции структуры, размер зерна на стадии фрагментации будет лежать в диапазоне  $d_f \leq d \leq d_{ss}/2$ . Причем, поскольку на стадии ЗГД напряжение течения тем ниже, чем меньше размер зерна, эта величина будет стремиться к минимальному значению в указанном диапазоне.

#### 4.4 Модель высокоскоростного течения

Перейдем к описанию процесса высокоскоростной деформации материала выплеска. В качестве базового предположения будем использовать

предположение о том, что кроме продольного градиента скоростей, в материале существует также поперечный градиент скоростей: материал вблизи поверхности выплеска имеет меньшую продольную скорость, чем материал в центре. Это следует из эксперимента и аналитических расчетов [119-120] (рисунок 4.6) и результатов компьютерного моделирования процесса деформации при высокоскоростном течении материала [16].

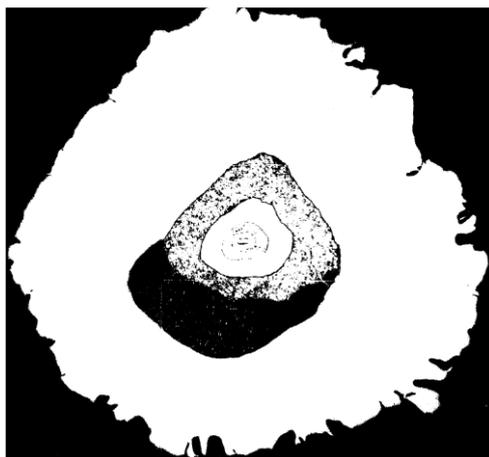


Рисунок 4.6 – Микроструктура поперечного сечения струи из облицовки с чередованием слоев меди и никеля [119]

На рисунке 4.7 приведена схема градиента скоростей по сечению и длине фрагмента выплеска.

Рассмотрим задачу в линейном приближении. Будем считать распределение скоростей и температур по радиусу линейным. При дальнейшем анализе вследствие цилиндрической симметрии фрагментов выплеска, будет рассматриваться распределение исследуемых параметров по радиусу выплеска ( $R$ ).

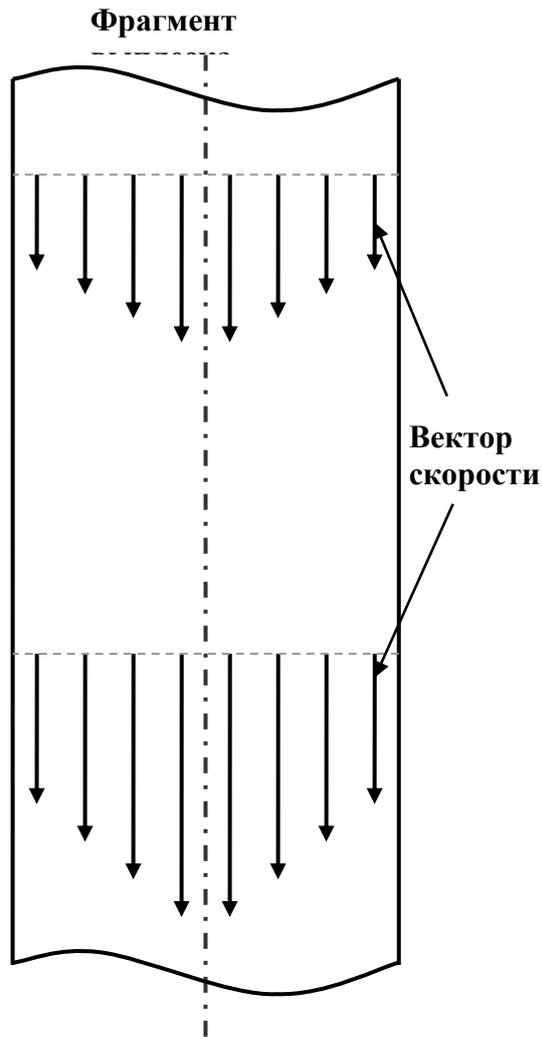


Рисунок 4.7 - Распределение скоростей в сечении выплеска. Наличие продольного и поперечного градиента скоростей течения

*Алгоритм анализа процесса течения*

Общий алгоритм анализа заключается в следующем:

1. Разные условия формирования центральной и периферийной части выплеска приводят к неоднородному температурному полю в центре и на периферии (рисунок 4.8). Поэтому первый шаг заключается в построении распределения температурного поля по диаметру (радиусу) фрагмента (рисунок 4.9 А).
2. Поскольку модуль сдвига материала зависит от температуры, величина  $G$  в разных точках сечения также будет различной. Вторым шагом необходимо

построить распределение величины модуля сдвига по сечению (рисунок 4.9 В).

3. В соответствии с (4.3), величина модуля сдвига определяет величину критической ширины зерна и размера фрагментированных зерен при ДР. Третьим шагом необходимо определить величину  $d_f$  (рисунок 4.9 С).
4. В результате ДСРЗ зерно фрагментированной структуры будет увеличиваться от значения  $d_f$  до  $d_{ss}$  (4.7). Четвёртым шагом необходимо определить величину  $d_{ss}$  (рисунок 4.9 D).
5. Для определения времени, необходимого для перехода от ЗГД к ВЗД необходимо найти скорость роста зерна при ДСРЗ (4.5). Данная величина также будет отличаться в разных точках сечения. Пятым шагом необходимо определить продолжительность стадии ЗГД (время, в течении которого зерно вырастет от  $d_f$  до  $d_{ss}$ ).  $t_{GBS} = t^*$  (рисунок 4.10 А).
6. После стадии ЗГД начинается стадия ВЗД, в результате которого поперечный размер зерна уменьшается от начального  $d_{ss}$  до  $d_f$ . Поскольку изменение поперечного размера зерна происходит со скоростью деформации  $\dot{\epsilon}$ , запишем  $\dot{\epsilon} = |d_f - d_{ss}|/d_{ss}t$ , откуда  $t_{GVD} = |d_f - d_{ss}|/d_{ss}\dot{\epsilon}$ . Шестым шагом необходимо найти для каждой точки сечения продолжительность стадии ВЗД (рисунок 4.10 В).
7. Зная для каждой точки сечения продолжительность стадий ВЗД и ЗГД, можно построить для каждой точки карту распределения структуры от времени деформирования (рисунок 4.10 С). Поскольку стадии ВЗД и ЗГД последовательно сменяют друг друга, эволюция процессов в материале во времени будет состоять из сменяющих друг друга отрезков времени  $t_{GVD}$  и  $t_{GBS}$ .

Шаг 5 требует дополнительных пояснений. Из приведенной на рисунке 4.9 С схемы видно, что необходимый для начала фрагментации размер зерна в

центральной части выплеска больше, чем на периферии. Это означает, что в центральной области процесс фрагментации начнется раньше (рисунок 4.11). Область фрагментированной структуры будет увеличиваться по радиусу от центра к периферии.

ДСРЗ приведет к увеличению размера фрагментированных зерен (рисунок 4.3 Е). Скорость роста зерен зависит от температуры, напряжения течения и размера зерна в соответствии с (4.5).

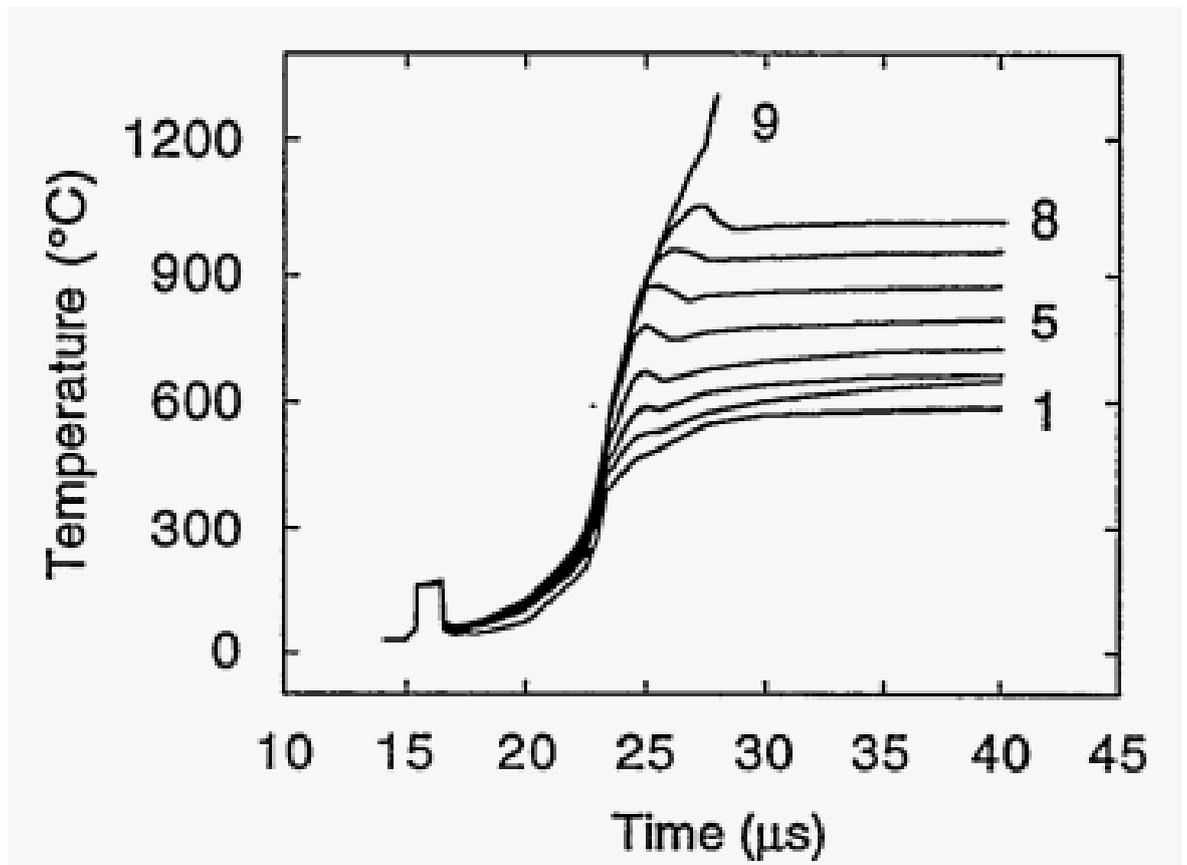


Рисунок 4.8 – Распределение температуры в сечении струи. Цифрами обозначены номера лагранжевых меченых узлов. Маркер 1 – поверхность, маркер 9 – центр [16]



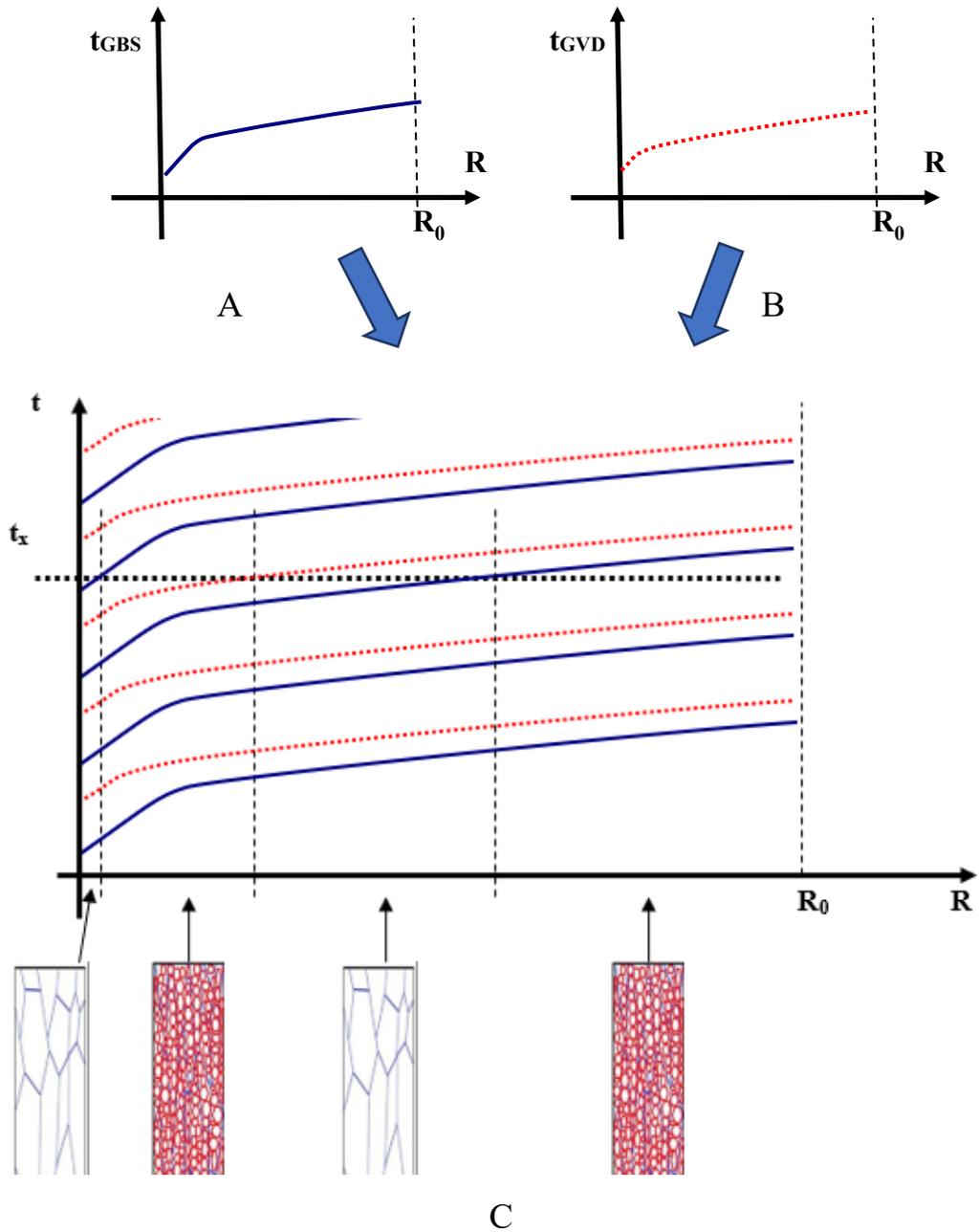


Рисунок 4.10 - Схема последовательного определения параметров процесса течения материала. А – длительность стадии ЗГД, В – длительность стадии ВЗД, С – карта распределения структуры по сечению выплеска

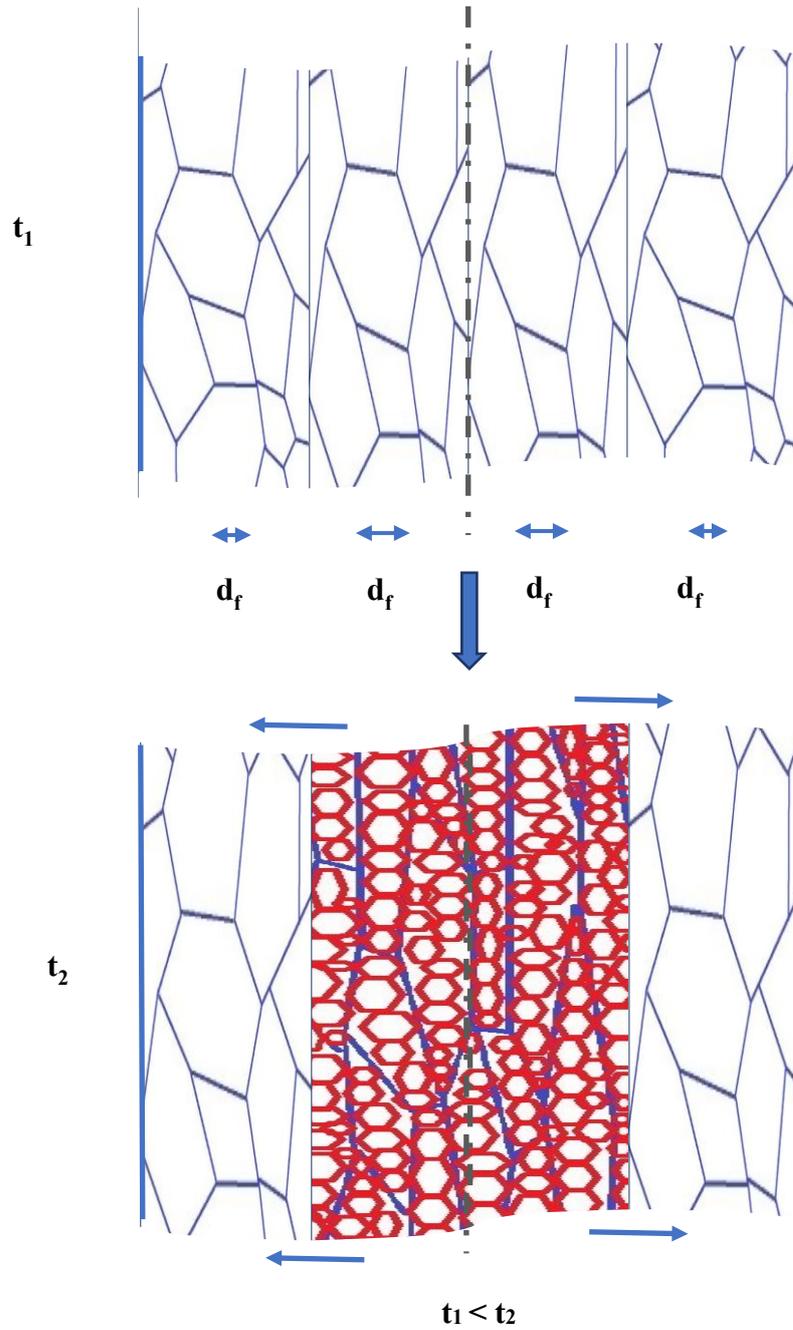


Рисунок 4.11 - Схема эволюции структуры с течением времени

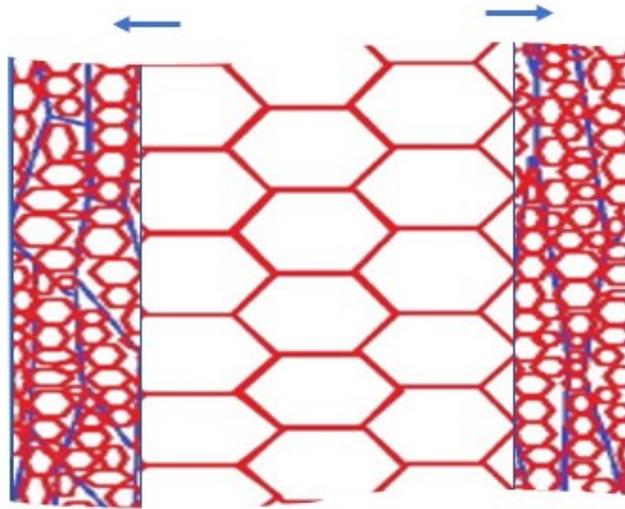


Рисунок 4.12 - Схема эволюции структуры в результате ДСРЗ

На рисунке 4.13 показана схема эволюции микроструктуры в некоторый момент времени. В одно и то же время в разных областях сечения протекают процессы вытягивания, роста и фрагментации зерен.

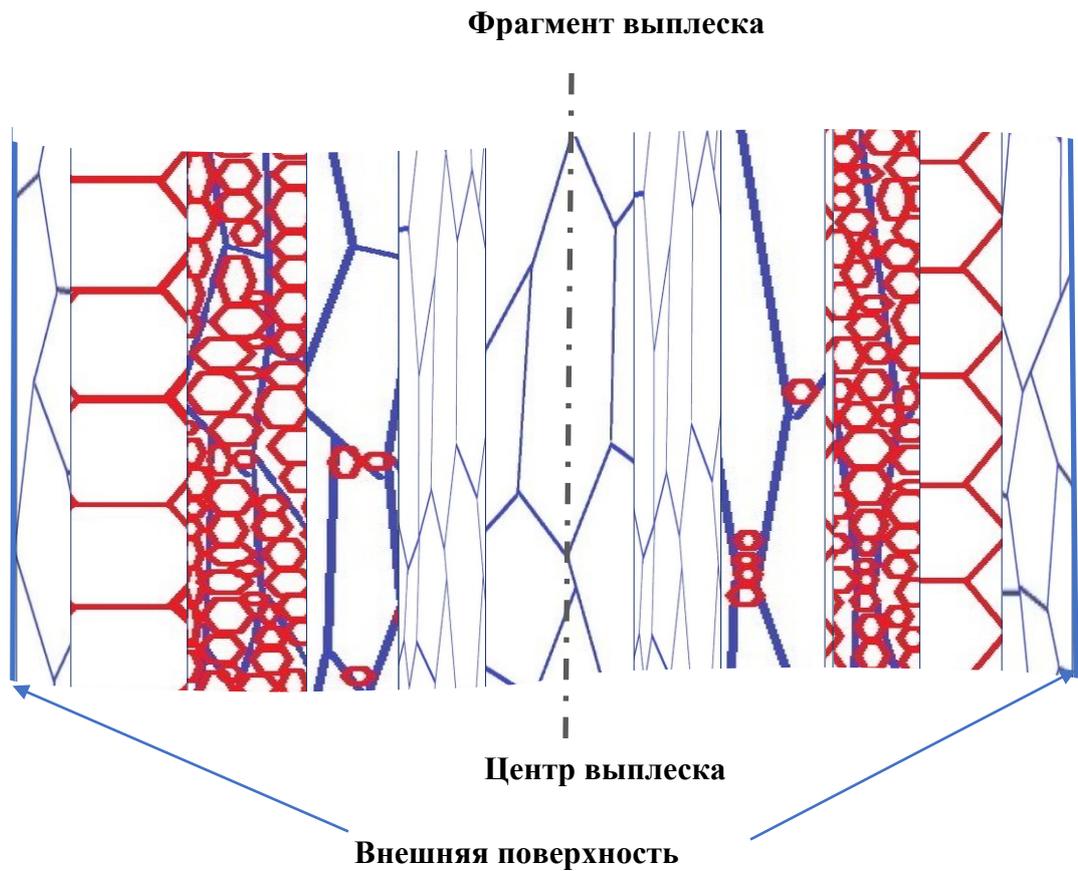


Рисунок 4.13 - Схема эволюции структуры

## **Обсуждение результатов**

Кратко обобщим полученные результаты. В материале при высокоскоростной деформации параллельно протекают два конкурирующих процесса - деформация, контролируемая ЗГП и деформация, контролируемая ВЗД. Динамически изменяющийся размер зерна определяет напряжение течения в данной точке материала и доминирующим оказывается тот процесс, напряжение течения для которого меньше при данном размере зерна. Рост зерна контролируется процессом ДСРЗ. При достижении некоторого размера зерна становится невозможным продолжение ВЗД. После этого зерно начинает вытягиваться. Сравним полученные с использованием описанной модели результаты с результатами эксперимента.

### **4.5 Заключение**

1. Построена физическая модель эволюции микроструктуры материала при высокоскоростной деформации, описывающая большинство экспериментальных явлений.
2. На основании наличия градиента скоростей течения по сечению выплеска проведен анализ возможной смены механизмов деформации, сопровождающийся эволюцией зеренной структуры.
3. Разработан алгоритм анализа процесса течения выплеска для выявления областей деформации, контролируемой ВЗД и ЗГД.
4. Анализ течения материала при высокоскоростной деформации на основе построенной модели показал причину появления чередующихся структур в материале мягко пойманной струи.

Результаты настоящей главы получены автором при участии научного руководителя работы и опубликованы в журнале из списка ВАК.

## **ГЛАВА 5. СОПОСТАВЛЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ С РЕЗУЛЬТАТАМИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ**

В главе 5 проведено сопоставление результатов моделирования эволюции микроструктуры при высокоскоростной деформации меди с результатами экспериментальных исследований.

Используем предложенный в Главе 4 алгоритм для анализа эволюции структуры, сформированной при обжати ОСФ из меди марки М0б в исходном состоянии (А0, В0 - таблица 3.8). Перед началом анализа необходимо установить распределение величины температуры в материале. Для анализа поля температур использованы результаты компьютерного моделирования.

### **5.1 Численный эксперимент**

#### 5.1.1 Инструмент исследования

В качестве инструмента для проведения виртуального эксперимента была использована конечно-элементная система ANSYS WORKBENCH, в которой, с учетом специфики изучаемой задачи (высокоскоростное деформирование твердых тел), применялся блок EXPLICITE DYNAMICS.

#### 5.1.2 Модели материалов

В состав изучаемого изделия входят образец, выполненный из меди, опорная пластина и ударник, выполненные из стали. С учетом особенностей изучаемого процесса и имевшихся предварительных экспериментальных данных для указанных материалов были выбраны модели поведения, учитывающие возникновение пластических деформаций. С учетом особенностей пластического деформирования для стали 20 была выбрана модель Джонсона-Кука (Johnson-Cook), а для меди модель Стенберга-Гуинана (Steinberg-Guinan). С целью учета возникающих волновых явлений при больших скоростях деформирования для замыкания системы уравнений было использовано ударное линейное уравнение состояния. Расчет проводился в лагранжевой постановке.

##### *5.1.2.1 Модель поверхности пластичности Джонсона-Кука*

Модель поверхности пластичности Джонсона-Кука используется для описания поведения металлов в условиях больших деформаций при высоких скоростях деформации и высоких температурах, например, при описании взрывного нагружения или высокоскоростного ударного воздействия.

В рассматриваемой модели предел текучести  $\sigma_T$  зависит от деформации, скорости деформации и температуры.

Для описания указанной связи используется следующее соотношение:

$$\sigma_T = (A + B\varepsilon_p^n)[1 + C \ln \dot{\varepsilon}_p^*]\{1 - T_H^m\}, \quad (5.1)$$

где  $\varepsilon_p$  - эффективная пластическая деформация,  $\dot{\varepsilon}_p^*$  - нормализованная скорость эффективной пластической деформации, А, В, С, n, m - константы модели,  $T_H$  - гомологическая температура, задаваемая соотношением:

$$T_H = \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}}, \quad (5.2)$$

где  $T$  - текущая температура в материале,  $T_{room}$  - значение комнатной температуры,  $T_{melt}$  - температура плавления материала.

Выражение в первых скобках в формуле (5.1) определяет предел текучести как функцию деформации при скорости пластической деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  и гомологической температуре равной нулю. Константа А - значение предела текучести при малых деформациях, а константы В и n отражают эффект деформационного упрочнения. Выражение во вторых скобках отражает влияние скорости деформации на предел текучести материала.

### 5.1.2.2 Модель Стенберга-Гуинана

Модель Стенберга-Гуинана используется для описания поведения материалов при очень высоких скоростях деформации ( $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$ ), когда влияние скорости деформации на предел текучести материала стремится к насыщению.

В данной модели предполагается, что сдвиговой модуль упругости  $G$  возрастает при увеличении давления и убывает при увеличении температуры. Данное предположение позволяет моделировать эффект Баушингера. В общем случае, в рассматриваемой модели, сдвиговой модуль упругости и предел

текучности являются функциями эффективной пластической деформации, давления и температуры.

Указанную выше зависимость описывают следующие уравнения:

$$G = G_0 \left\{ 1 + \left( \frac{1}{G_0} \frac{\partial G}{\partial p} \right) \frac{p}{\eta^{1/3}} + \left( \frac{1}{G_0} \frac{\partial G}{\partial T} \right) (T - 300) \right\}, \quad (5.3)$$

$$\sigma_m = \sigma_{T0} \left\{ 1 + \left( \frac{1}{\sigma_{T0}} \frac{\partial \sigma_m}{\partial p} \right) \frac{p}{\eta^{1/3}} + \left( \frac{1}{\sigma_{T0}} \frac{\partial \sigma_m}{\partial T} \right) (T - 300) \right\} (1 + \beta \varepsilon_p)^n, \text{ при условии}$$

$$\sigma_{T0} (1 + \beta \varepsilon_p)^n \leq \sigma_{m \max}, \quad (5.4)$$

где  $\eta$  - сжатие: отношение начального объема к конечному,  $G_0$  и  $\sigma_{T0}$  - значение сдвигового модуля упругости и предела текучести в отсчетном состоянии ( $T = 300K$ ,  $p = 0$  и  $\varepsilon_p = 0$ ) соответственно,  $\frac{\partial G}{\partial p}$  и  $\frac{\partial G}{\partial T}$  - производные сдвигового модуля упругости по давлению и по температуре в отсчетном состоянии,  $\frac{\partial \sigma_T}{\partial p}$  - производная предела текучести по давлению в отсчетном состоянии,  $\sigma_{T \max}$  - максимально возможное значение предела текучести,  $\beta$  и  $n$  - константы характеризующие упрочнение.

### 5.2.3 Ударное линейное уравнение состояния

Уравнение состояния определяет связь между любой парой из следующих переменных: плотность  $\rho$ , давление  $p$ , энергия  $e$ , скорость частицы  $u_p$  и скорость удара  $U$ . На основании систематизации большого ряда экспериментальных данных для ударного нагружения было найдено, что наиболее адекватно процесс описывается моделью ударного линейного уравнения состояния в виде:

$$U = c_0 + s_1 u_p. \quad (5.5)$$

Данное соотношение часть записывается в форме Ми-Грюнаизена (Mie-Grüneisen):

$$p = p_H + \Gamma \rho (e - e_H), \quad (5.6)$$

где  $\Gamma$  - коэффициент Грюнаизена, предполагается, что  $\Gamma \rho = \Gamma_0 \rho_0$ ,

$$p_H = \frac{p_0 c_0^2 \mu (1 + \mu)}{[1 - (s_1 - 1) \mu]^2}, \quad (5.7)$$

$$e_H = \frac{1}{2} \frac{p_H}{\rho_0} \left( \frac{\mu}{1 + \mu} \right), \quad (5.8)$$

где  $\mu = \frac{\rho}{\rho_0} - 1$ .

### 5.1.3 Модель объекта

Базируясь на общей геометрии объекта и особенностях нагружения, проведена замена полной трехмерной конструкции на плоскую модель. Ударник и оснастка моделировались методом конечных элементов, ОСФ – методом гидродинамических сглаженных частиц (SPH).

#### *5.1.3.1 Модель объекта*

С учетом введенных выше допущений о степени симметрии объекта исследования, численная модель объекта показана на рисунке 5.1.

На рисунке 5.2 приведены материалы в модели в начальный момент времени.

#### *5.1.3.2 Начальные условия объекта*

В постановке задачи рассматривалось только взаимодействие ударника с образцом и оснасткой, поэтому в качестве начального момента времени был выбран момент времени, соответствующий соприкосновению ударника с образцом.

С учетом принятых предположений начальные условия имеют вид.

Для ударника задана начальная скорость

$$u_z = -700 \text{ м/с}. \quad (5.12)$$

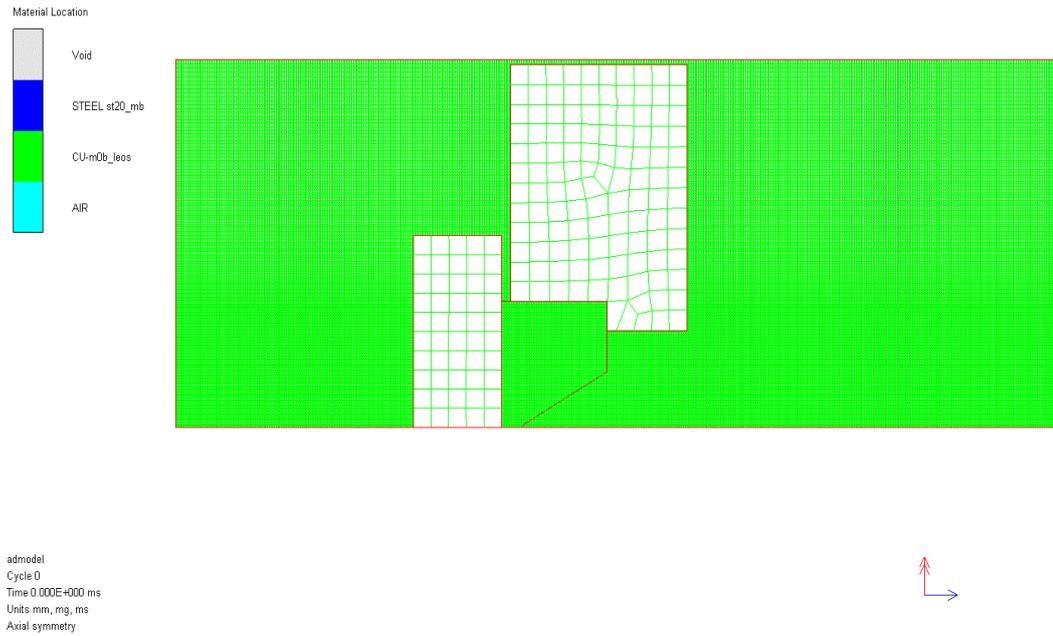


Рисунок 5.1 - Численная модель объекта

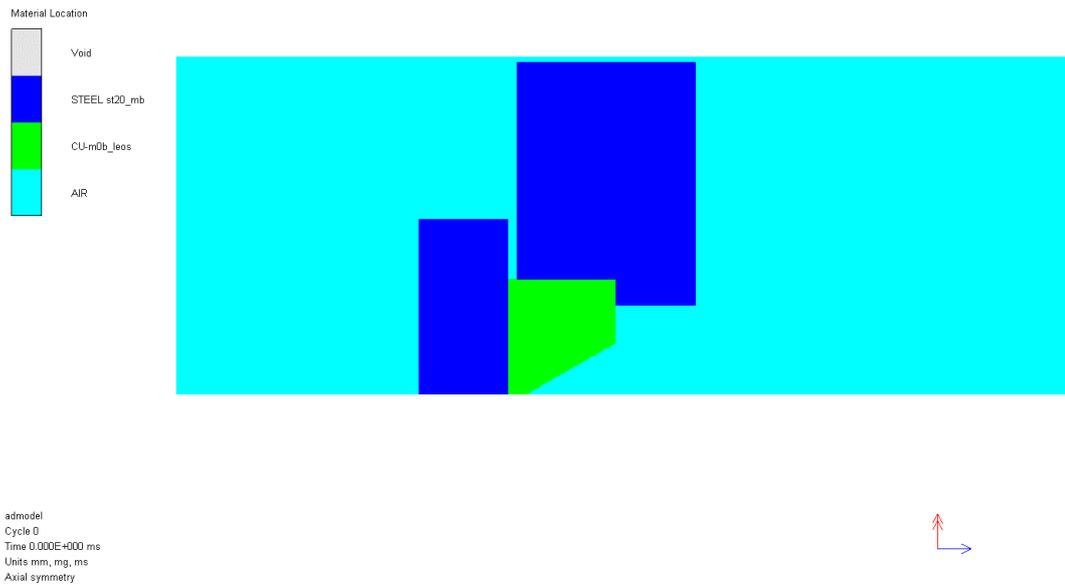


Рисунок 5.2 – Рассматриваемые в задаче материалы  
 Образец и оснастка в начальный момент времени покоятся

$$u_i = 0; \quad i = x, y, z. \quad (5.13)$$

#### 5.1.4 Параметры моделей

Параметры модели Джонсона-Кука для ударника и оправки приведены в таблице 5.1. Параметры модели Стенберга-Гуинана для материалов ОСФ в

состоянии A0 и B0 (таблица 3.8) приведены в таблице 5.2. Параметры получены в результате прямых экспериментов и подбора по результатам динамических испытаний.

Таблица 5.1 - Параметры модели Джонсона-Кука для Стали 20

Параметр	Значение
$\mu$	2,17
$C_1$	4569 м/с
$S_1$	1,49
$C$	452 Дж/кг·К
$G$	81,8 ГПа
$A$	400 МПа
$B$	275 МПа
$n$	0,36
$m$	1
$T_m$	1811 К

## 5.2 Анализ процесса ВСД

В результате расчета показано, что температура на поверхности выплеска ~ 200 °С, температура в центральной части A0 ~ 650 °С, из B0 ~ 800 °С (рисунок 5.3).

На рисунке 5.4. Приведено схематическое распределение температуры по сечению выплеска. На рисунке 5.5 приведено схематическое изображение карты распределения микроструктуры. По горизонтальной оси отложено расстояние от оси фрагмента выплеска, максимальным значением является внешняя граница струи, т.е. величина радиуса выплеска. По вертикальной оси отложено время от момента начала вытягивания выплеска. Максимальным значением по вертикальной оси является время до разрыва на фрагменты.

Таблица 5.2 - Параметры модели Стенберга-Гуинана для материала образца

Параметр	Значение	
	A0	B0
Shear Modulus	4.60000E+07 (kPa )	4.60000E+07 (kPa )
Yield Stress	9.00000E+04 (kPa )	1.00000E+05 (kPa )
Maximum Yield Stress	6.40000E+05 (kPa )	6.40000E+05 (kPa )
Hardening Constant	4.63000E+01	3.60000E+01
Hardening Exponent	4.50000E-01	4.50000E-01
Derivative dG/dP	1.35000E+00	1.35000E+00
Derivative dG/dT -	4.49500E+04 (kPa/K )	1.79800E+04 (kPa/K )
Derivative dY/dP	3.39600E-03	3.39600E-03
Melting Temperature	1.35515E+03 (K )	1.35515E+03 (K )
Failure	None	None
Erosion	None	None

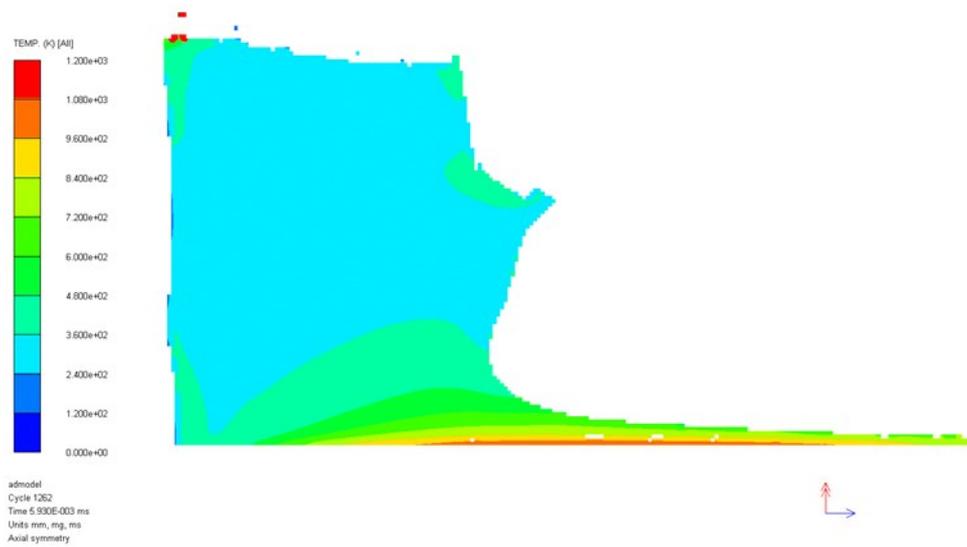
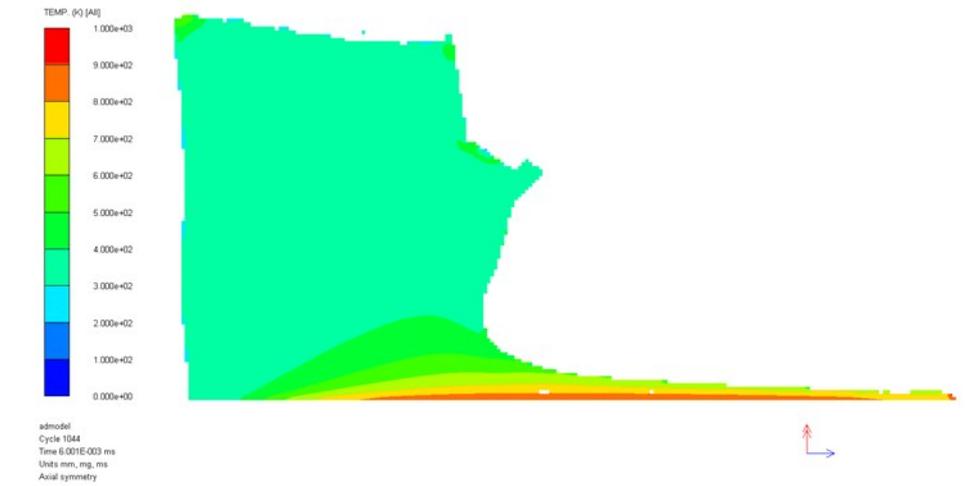


Рисунок 5.3 – Результаты численного расчета величины температуры в сечении выплеска. А – вариант А0, В – вариант В0

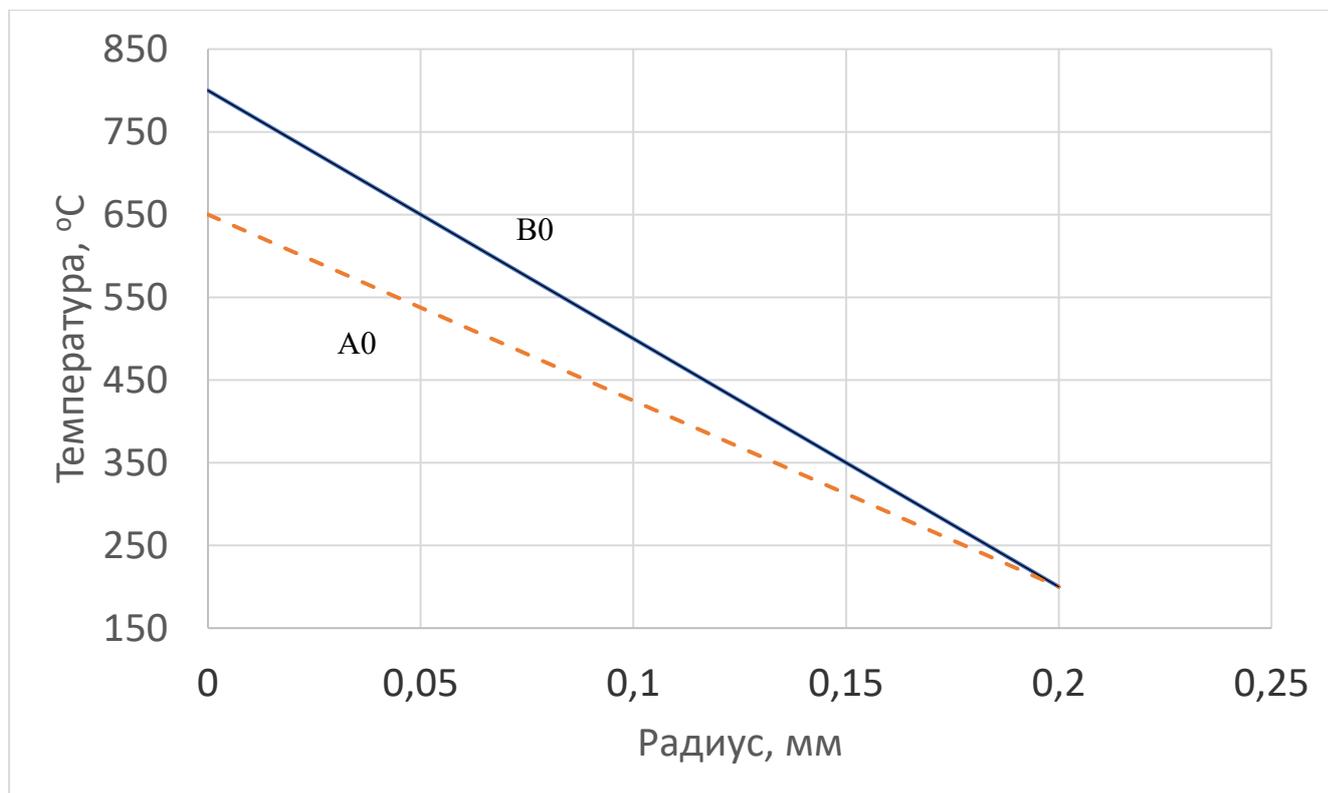


Рисунок 5.4 – Расчетное распределение температуры по сечению выплеска

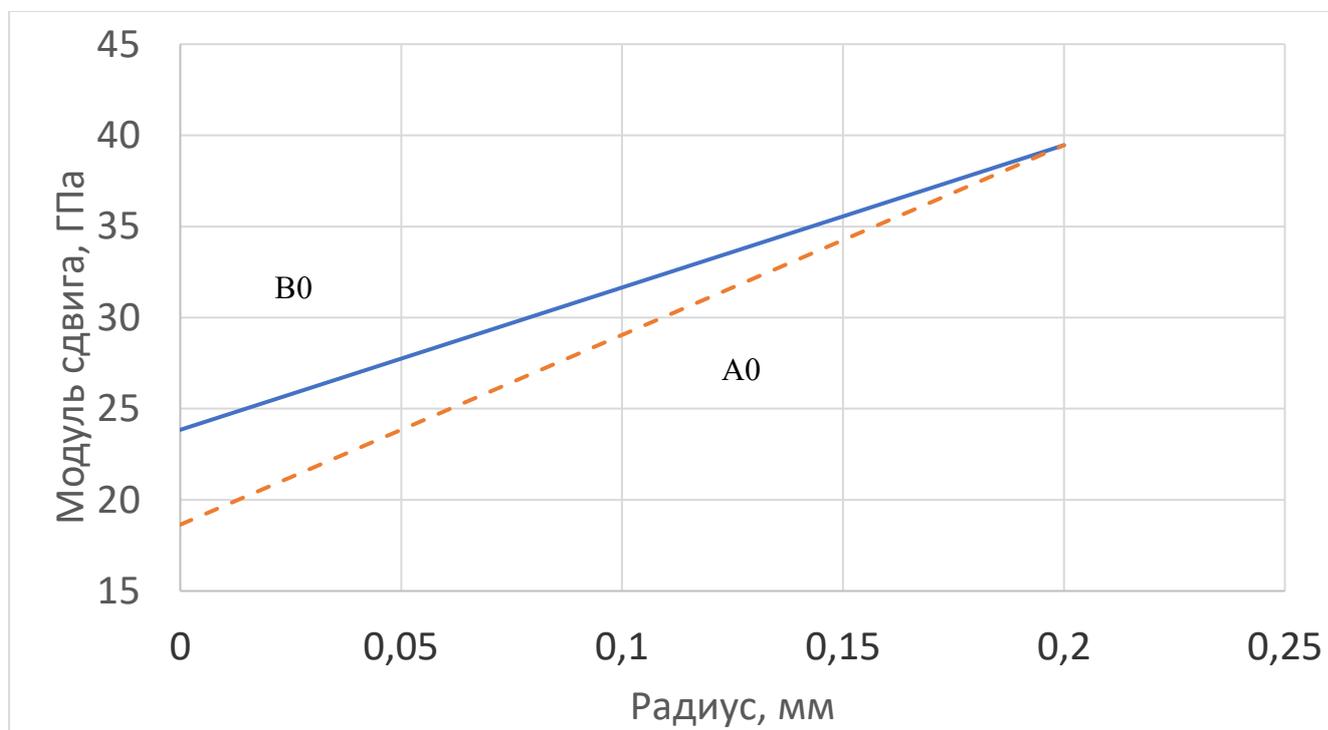


Рисунок 5.5 – Расчетное распределение модуля сдвига в сечении выплеска

В процессе вытягивания выплеска в материале происходит динамическая рекристаллизация, проявляющаяся в том, что в одной и той же области

последовательно происходит несколько циклов структурных превращений: вытягивание зерен, фрагментация, рост равноосных зерен и снова вытягивание. Линиями отложены изохроны границ существования областей материала с вытянутой структурой (сплошные линии) и равноосной структурой (пунктирные линии).

Для описания микроструктуры материала при высокоскоростной деформации можно построить пространственно-временную карту протекающих процессов, пример которой приведен на рисунке 5.6. Данная карта позволяет определить какой тип микроструктуры будет наблюдаться в разных точках сечения в разные моменты времени.

Например, чтобы описать состояние структуры выплеска в некоторый момент  $t_x$ , необходимо провести горизонтальную линию через соответствующее значение на оси времени (рисунок 5.6). В точках пересечения данной линии с изохронами существования областей разной структуры будет происходить смена типа структуры. В рассмотренном примере в центральной области (при радиусе около 0) наблюдается вытянутая структура, чуть дальше от центра – равноосная, дальше – вытянутая, а ближе к периферии снова равноосная.

Для описания изменения микроструктуры в данной точке сечения необходимо провести вертикальную линию через соответствующую точку на оси координат. Координаты пересечения данной прямой с изохронами будут определять точки по времени, в которых происходят изменения механизмов деформации материала и типов структуры.

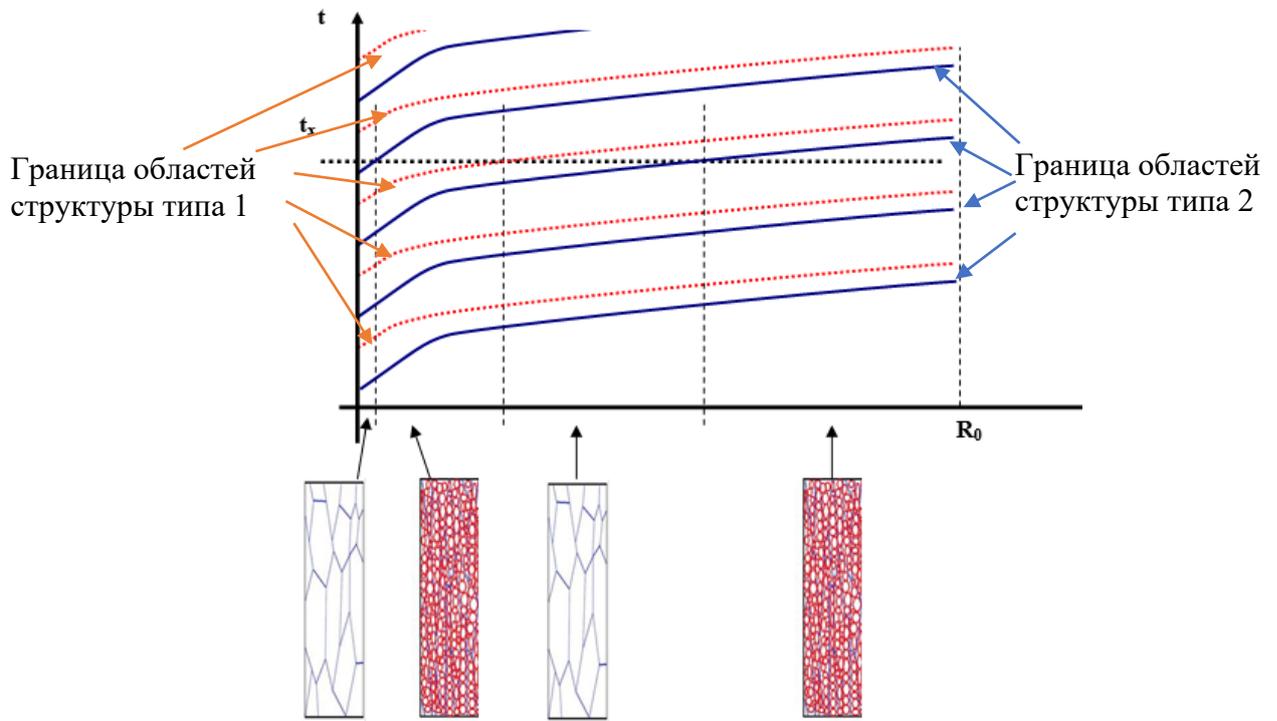
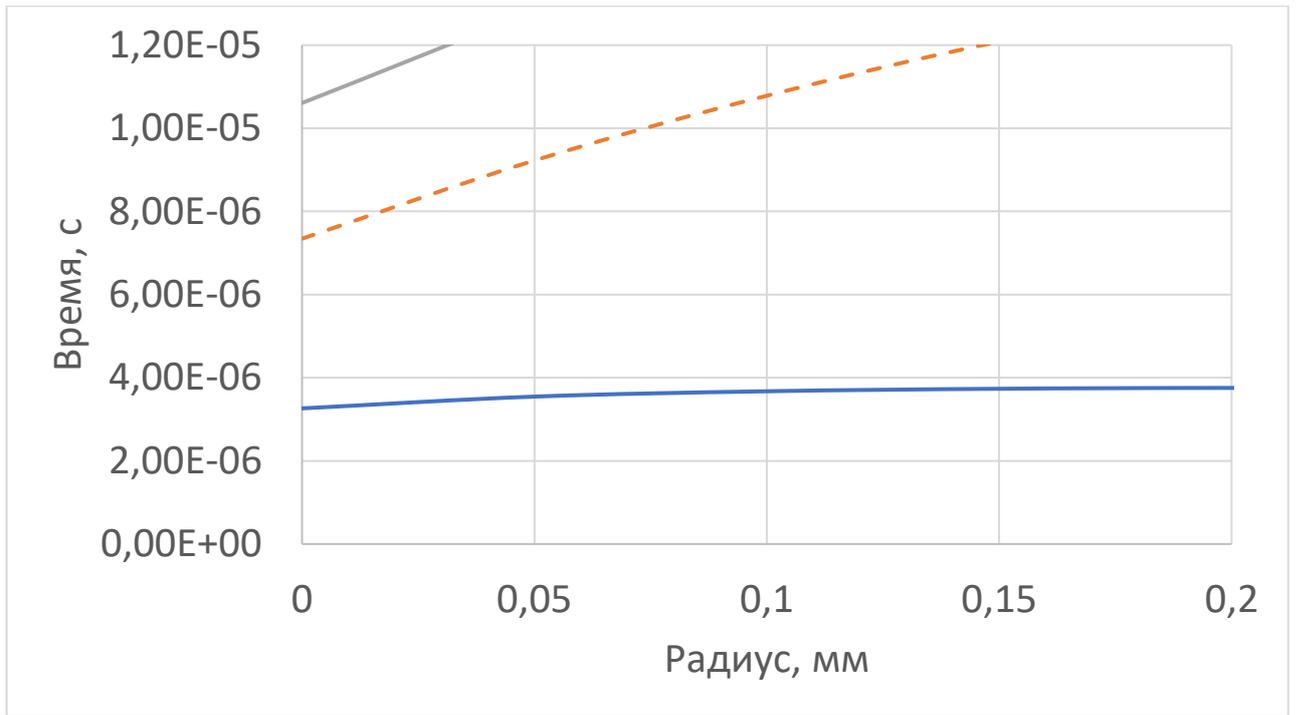


Рисунок 5.6 - Распределение микроструктур в поперечном сечении выплеска в момент времени  $t_x$

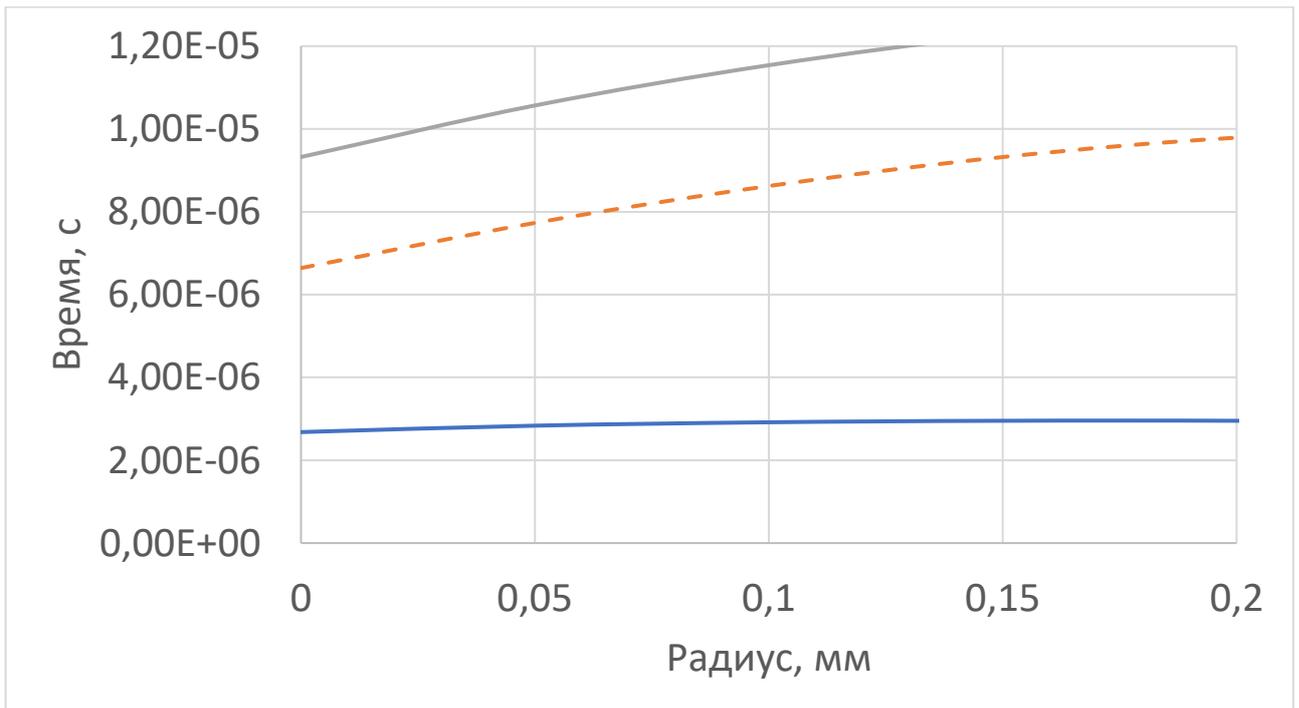
### 5.3 Результаты анализа

Построены карты распределения структуры по сечению фрагмента выплеска для меди М0б в состояниях А0, В0. Полученные карты приведены на рисунке 5.7. Временной интервал анализа ограничен экспериментально определённым временем до разрыва выплеска на фрагменты  $\sim 12$  мкс (глава 3).

Полученная ширина полос и доля областей материала со структурой типа 1 и типа 2, хорошо согласуются с полученными экспериментально результатами. При расчетах предполагалось, что скорость деформации выплеска  $\sim 3 \cdot 10^5$  1/с, а критическая мощность дисклинаций при фрагментации  $\sim 0,06$ . Результаты анализа приведены в таблице 5.3.



А



В

Рисунок 6 – Карта распределения структуры по сечению в зависимости от времени. Сплошными линиями обозначены границы областей со структурой «типа 2», пунктирными – областей со структурой «типа 1».

А – А0, В – В0

Таблица 5.1 – Результаты анализа течения выплеска из меди М0б (в исходном состоянии)

	Размер зерна, мкм		Ширина полосы, мкм		Доля (Тип 2/Тип 1), %
	Тип 1	Тип 2	Тип 1	Тип 2	
А0 (эксп.)	5.1	6.1x0.8	100	80	59/41
А0 (расч.)	4.0	8.0x0.78	120	60	61/39
В0 (эксп.)	8.2	5.0x0.95	45	70	70/30
В0 (расч.)	6.3	11.4x1.02	50	70	64/36

#### 5.4 Заключение

1. Построена физическая модель эволюции микроструктуры материала при высокоскоростной деформации, описывающая большинство экспериментальных явлений.

2. На основании наличия градиента скоростей течения по сечению выплеска проведен анализ возможной смены механизмов деформации, сопровождающийся эволюцией зеренной структуры.

3. Разработан алгоритм анализа процесса течения выплеска для выявления областей деформации, контролируемой ВЗД и ЗГД.

4. Анализ течения материала при высокоскоростной деформации на основе построенной модели показал причину появления чередующихся структур в материале мягко пойманной струи.

Результаты настоящей главы получены автором при участии научного руководителя работы.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Разработанная экспериментальная методика исследования процесса высокоскоростной деформации меди, позволила изучить влияние параметров микроструктуры и химического состава медных ОСФ на глубину внедрения фрагментов выплеска в сталь, микроструктуру и формоизменение при высокоскоростной деформации.

2. Экспериментально показано, что в продольном сечении выплеска наблюдается два типа чередующихся областей, существенно отличающихся по микроструктуре: области с мелкозернистой равноосной структурой и области с крупнозернистой структурой.

3. Разработанная модель эволюции микроструктуры при высокоскоростной деформации меди описывает причину формирования областей с разной микроструктурой. В областях с разной структурой протекают процессы, попеременно сменяющие друг друга. В областях с мелкозернистой структурой протекает сверхпластическая деформация, контролирующая высокоскоростное течение и деформационно-стимулированный рост зерен, который приводит к переходу мелкозернистой области в крупнозернистую. В областях с крупнозернистой структурой протекает динамическая рекристаллизация, обеспечивающая формирование мелкозернистой микроструктуры, необходимой для реализации сверхпластического течения.

4. Анализ высокоскоростной деформации меди с использованием экспериментальной методики и разработанной модели позволил определить, что параметрами, оказывающими основное влияние на характеристики течения, являются размер зерна в исходной структуре и чистота границ зерен, обеспечивающие оптимальные условия для динамической сверхпластичности.

**СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ**

ДР – динамическая рекристаллизация

ПДР – прерывистая динамическая рекристаллизация

НДР – непрерывная динамическая рекристаллизация

ГДР – геометрическая динамическая рекристаллизация

КС – кумулятивная струя

ВСД – высокоскоростная деформация

ОСФ – образец специальной формы

ДСРЗ – деформационно-стимулированный рост зерен

ЗГП – зернограничное проскальзывание

ЗГД – зернограничная деформация

ВЗД – внутризеренная деформация

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Slack Ch. Field Emission X-Ray Tube / Ch. Slack, E. Ehrke // J. Appl. Phys. – 1941. - Vol.2, P.165-168.
2. Цукерман В.А. Рентгенографирование импульсных процессов / Цукерман В.А. // ДАН. - 1943, Ч. 9, №7. - С. 267-272.
3. Экспериментальные методы и средства в физике экстремальных состояний вещества: монография / Под ред. академика Р.И. Ильяева, д.т.н. А.Л. Михайлова, д.ф.-м.н. М.В. Жерноклетова. – М.: РАН, 2021 – 484 с.
4. Chou P. C. Shaped Charge Jet Breakup Studies Using Radiograph Measurement and Surface Instability Calculations / Chou P. C., Carleone J., Tanzio C. A., Cicarelli R. D. // Conf. of Dyna. East. Corp. - PHILADELPHIA PA/ - 1977. - 94 p.
5. Held M. Direct Observation of Shaped Charge Jets / Held M. // High-Speed Photography and Photonics. – 1992. - Vol. 1801. - P. 955 – 959.
6. Held M. The Orthogonal Synchro-Streak Technique as a Diagnostic Tool, Particularly for Shaped Charge Jets / Held M. // Propellants, Explosives, Pyrotechnics. - V. 11. – 1986. - P. 170-175.
7. Baum D. Shaped Charges Pierce the Toughest Targets / Baum D. // Science and technology review. –1998. – V. 06. - P.17-22.
8. Green R.E., Jr. First X-ray Diffraction Photograph of a Shaped Charge Jet/ Green R.E., Jr. // Review of Scientific Instruments. – 1975. - Vol. 46.– P. 1257–1261.
9. Von Holle W.G. 1976. Temperature measurement of shocked copper plates and shaped charge jets by two-color IR radiometry / Von Holle W.G., Trimble. J.J. // J. Appl. Phys. - 1976. – V.47(6).– P. 2391-2394.
10. Von Holle W.G. Shaped charge temperature measurement / Von Holle W.G., Trimble. J.J. // Proc. Sixth Symp. (Int.) Detonation (San Diego, 24-27 Aug). – 1976. – P. 691-699.
11. Пай В.В. Экспериментальное определение температуры металлической струи / Пай В.В., Кузьмин Г.Е. // Физика горения и взрыва. – 1994. – № 3. – С. 92–95.

12. Пай В.В. Измерение температуры КС из медной конической облицовки / Пай В.В., Титов В.М. // ФГВ, 56, №3, стр. 123, 2020 г.
13. Zernow L. Shock-wave and high-strain-rate phenomena in materials / Zernow L., Lowry L. // Meyers M.A., Murr L.E., Staudhammer P., ed. New York: Marcel Dekker, 1992. – P. 46
14. Flis W.J. On temperatures in shaped-charge jet / Flis W.J. // 30th International Symposium on Ballistics (Long Beach, California, 11-15 Sept.). – 2017. – P.17 - 26.
15. Sable P. Computational Investigation of In-Flight Temperature in Shaped Charge Jets and Explosively Formed Penetrators / [Sable P. et al.] // AIP Conference Proceedings. – 1979. - <https://doi.org/10.1063/1.5044944>.
16. Lassila D. H. Evidence of Melt in "Soft" Recovered Copper Jets / Lassila D. H. // EXPLOMET '95, International Conference on Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave & High-Strain-Rate Phenomena (El Paso, TX August 6-10). – 1995. – P. 132-139.
17. Chokshi A.H. The prospects for superplasticity at high strain rates: Preliminary considerations and an example/ Chokshi A.H., M. Meyers // Scr. Metall. Mater. – 1990. – V. 24. – P. 605-610.
18. Физика взрыва / С. Г. Андреев и др.; под ред. Л. П. Орленко. Т.2 - Изд. 3-е, испр. - Москва : Физматлит. - 2004.
19. Дильдин Ю.М. Исследование последовательности формирования микроструктур пестов / Дильдин Ю.М., Колмаков А.И., Ладов С.В. // Труды МВТУ. – 1982 - №387 – с. 54-59.
20. Pappu S. Comparison of beginning and ending microstructures in metal shaped charges as a means to explore mechanisms for plastic deformation at high rates / Pappu S. // Journal of Materials Science. – 1995. - №30. – P.2747-2758.
21. Zernow L. Metallurgical, XRD, and SEM Studies of Individual Shaped Charge Jet Particles Captured by Soft Recovery / Zernow L. // International Conference on Ballistics (Nanjing, China). – 1988. – P. 84-89.

22. Murr L. E. A comparison of shaped charge liner cone and recovery jet fragment microstructure / Murr L. E., Niou C-S., Sanchez J. C., Zernow L. // *Scripta Met. et Mat.* – 1995. – Vol. 32 (1). – P. 31-36.
23. Murr L. E. Dynamic recrystallization in the shaped charge regime / Murr L. E., Niou C-S., Shih H.K., Zernow L. // *Scripta Met. et Mat.* – 1993. – Vol. 29 (4). – P. 567-572.
24. Gurevitch A.C. Characterization and comparison of microstructures in the shaped-charge regime: copper and tantalum / Gurevitch A.C., Murr L.E., Shih H.K., Niou C.-S., Advani A.H., Manuel D., Zernow L. // *Materials Characterization.* – 1993. – V.30(3). – P. 201 – 216.
25. FAN Ai-Iing Comparison of microstructures in electroformed and spin-formed copper liners of shaped charge undergone high-strain-rate deformation / FAN A., LI Sh. // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* – 2007. – V.17 – P.1447-1450
26. Ming S. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner / Ming S. // *Materials Characterization.* – 2021. – V.177. – P. 1 – 12.
27. Zernow L. The origins of liner material in a shaped charge jet particle / Zernow L., Chapyak E.J., Meyer K.A, Zernow R. // 13 th International Symposium on Ballistics (Stockholm, Sweden, 30.05-03.06). – 1992. – P. 1-7.
28. Frost H.J. Deformation-mechanism maps / Frost H.J., Ashby M.F. // Oxford: Pergamon Press. – 1982. - 328 p.
29. Kawasaki M. Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials / Kawasaki M., Langdon T. G. // *J Mater Sci.* – 2007. – V.42. – P.1782–1796.
30. Sakai T. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. // *Progress in Materials Science.* – 2014. – V. 60. – P. 130–207.
31. McQueen H.J. Development of dynamic recrystallization theory / McQueen H.J. // *Materials Science and Engineering A.* – 2004. – Vol.388. – P.203–208.
32. Huang K. A review on dynamic recrystallization phenomena in metallic materials / Huang K., Loge R.E. // *Materials & Design.* – 2016. – V.111. – P. 548-574.

33. Cram D.G. Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation/ Cram D.G., Zurob H.S., Brechet Y.J.M., Hutchinson C.R. // *Acta Materialia*. – 2009. – V.57. – P. 5218–5228.
34. Gourdet S. A model of continuous dynamic recrystallization / Gourdet S., Montheillet F. // *Acta Materialia*. – 2003. – V.51. – P.2685–2699.
35. De Pari L.Jr. Theoretical predictions and experimental verification of surface grain structure evolution for AA6061 during hot rolling / De Pari L.Jr., Misiolek W.Z. // *Acta Materialia*. – 2008. - V. 56. – P. 6174–6185.
36. Гуляев А.П. *Металловедение* / Гуляев А.П. // М.: *Металлургия*. – 1986. – 544 с.
37. Лубенец С.В. Динамический возврат и кинетика релаксации напряжений в кристаллах при низких и высоких гомологических температурах / Лубенец С.В. // *Физика твердого тела*. – 2002. – Т.44(1). – С. 72-77.
38. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. // М.: *МИСИС*. – 2005. – 432 с.
39. Humphreys F.J. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* / Humphreys F.J., Hatherly M. // Elsevier:Oxford. – 2004. – 496 p.
40. Bailey J.E. The recrystallization process in some polycrystalline metals / Bailey J.E., Hirsch P.B. // *Proc R Soc Lond A*. – 1962. – V.267. – P. 11-30.
41. Максимкин О.П. Дефекты упаковки, их энергия и влияние на свойства облученных металлов и сплавов / Максимкин О.П. // – Алматы. – 2010. – 70 с.
42. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах / Бокштейн Б.С. // М. URSS. – 2019. – 248 с.
43. Miura H. Dynamic recrystallization behaviour at grain boundaries and triple junctions / Miura H. // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* – 2015. – V.89. – P. 1-13.
44. Gao W. Dynamic recrystallization of copper polycrystals with different purities / Gao W., Belyakov A., Miura H., Sakai T. // *Materials Science and Engineering A*. – 1999. – V.265. -P. 233–239.

45. Cram D.G. The effect of solute on discontinuous dynamic recrystallization / Cram D.G., Fang X.Y., Zurob H. S., Bréchet Y.J.M., Hutchinson C.R. // *Acta Mater.* – 2012. – V.60. – P.6390-6404.
46. Prasad Y.V.R.K. Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps / Prasad Y.V.R.K., Rao K.P., Sasidhara S. // ASM International. – 2015. – 280 p.
47. Slaz L. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper / Slaz L., Sakai T., and Jonas J. J. // *Metal Science.* – 1983. – Vol. 17. – P. 609-616.
48. Sakai T. Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations / Sakai T., Jonas J.J. // *Acta Metallurgica.* – 1984. – V. 32(2). – P. 189-209.
49. Zener C. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel / Zener C., Hollomon J. H. // *J. Appl. Phys.* – 1944. – V.15. – P. 22-32.
50. Blaz L. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper / Blaz L., Sakai T., Jonas J.J. // *Metal Sci.* – 1983. – V.17 – P.609–616.
51. Twiss R.J. Theory and Applicability of a Recrystallized Grain Size Paleopiezometer / Twiss R.J. // *Pageoph* – 1977. – Vol. 115. – P.227 – 244.
52. Miura H. Effect of particle/matrix interfacial character on the high-temperature deformation and recrystallization behavior of Cu with dispersed Fe particles/ Miura H., Tsukawaki H., Sakai T., Jonas J.J. // *Acta Materialia.* – 2008. – V. 56(17). – P. 4944-4952.
53. Ponge D. Necklace formation during dynamic recrystallization: mechanisms and impact on flow behavior /Ponge D., Gottstein G. // *Acta Materialia.* – 1998. – V. 46(1). – P. 69-80.
54. Dehghan-Manshadi A. Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part I. Dynamic Recrystallization / Dehghan-Manshadi A., Barnett M.R., Hodgson P.D. // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2008. – V. 39. – P.1359–1370.
55. Sakai T. Plastic deformation: role of recovery and recrystallization / Sakai T, Jonas JJ. // In: Buschow KH, Cahn RW, Flemings MC, Ilshner B, Kramer EJ,

Mahajan S, editors. Encyclopedia of materials: science and technology, vol. 7. Oxford: Elsevier. – 2001. – P. 7079–7084.

56. Wusatowska-Sarnek A.M. Nucleation and microtexture development under dynamic recrystallization of copper/ Wusatowska-Sarnek A.M., Miura H., Sakai T. // Materials Science and Engineering: A. – 2002. – V. 323. – P. 177-186.

57. McDonald D.T. Dynamic recrystallization in copper and copper-tin alloys/ McDonald D.T., Humphreys F.J., Bate P.S., Brough I. // Mater Sci Forum. – 2007. – V. 558. – P.449-456.

58. Gourdet S. An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminum / Gourdet S., Montheillet F. // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – V. 283(1-2). – P. 274–288.

59. Galiyev A. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60 / Galiyev A., Kaibyshev R., Gottstein G. // Acta Materialia. – 2001. – V. 49(7). – P. 1199-1207.

60. Huang Y. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy / Huang Y., Humphreys F.J. // Acta Materialia. – 1999. -V. 47(7). – P. 2259-2268.

61. Belyakov A. Effect of initial microstructures on grain refinement in a stainless steel by large strain deformation / Belyakov A., Tsuzaki K., Miura H., Sakai, T. // Acta Materialia – 2003. – V.51(3). – P. 847–861.

62. Sitdikov O. Grain refinement in coarse-grained 7475 Al alloy during severe hot forging. / Sitdikov O., Sakai T., Goloborodko A., Miura H., Kaibyshev R. // Philosophical Magazine. – 2005. – V.85(11). – P. 1159–1175.

63. Liu, W. Effect of grain orientation on microstructures during hot deformation of AA 3104 aluminium alloy by plane strain compression. / Liu, W. ., Juul Jensen, D., & Morris, J.J. // Acta Materialia. – 2001. – V.49(16). – P.3347–3367.

64. Tóth L. S. A model of grain fragmentation based on lattice curvature. / Tóth L. S., Estrin Y., Lapovok R., Gu C. // Acta Materialia. – 2010. – V.58(5). – P. 1782–1794.

65. Belyakov A. Grain refinement in copper under large strain deformation. / Belyakov A., Sakai T., Miura H., Tsuzaki K. // *Philosophical Magazine A*. – 2001. – V. 81(11). – P.2629–2643.
66. White S. The Effects of Strain on the Microstructures, Fabrics, and Deformation Mechanisms in Quartzites / White S. // *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. – 1976. – V.283(1312). -P. 69–86.
67. Ion S. E. Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium. / Ion S. E., Humphreys F.J., White S.H. // *Acta Metallurgica*. – 1982. – V. 30(10). – P. 1909–1919.
68. Belyakov A. Microstructure Evolution in Ferritic Stainless Steels during Large Strain Deformation / Belyakov A., Kimura Y., Adachi Y., Tsuzak, K. // *MATERIALS TRANSACTIONS*. – 2004. – V. 45(9). – P. 2812–2821.
69. Sakai T. Ultrafine Grain Formation in Ferritic Stainless Steel during Severe Plastic Deformation. / Sakai T., Belyakov A., Miura H. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – V. 39(9). – P. 2206–2214.
70. McQueen H. J. Initiating nucleation of dynamic recrystallization, primarily in polycrystals. / McQueen H. J. // *Materials Science and Engineering: A*. – 1988. – V. 101. – P. 149–160.
71. Kassner M. E. The dislocation microstructure of aluminum. / Kassner M. E., McMahon M. E. // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1987. – V. 18(5). – P. 835–846.
72. Henshall G. A. Dynamic restoration mechanisms in Al-5.8 At. Pct Mg deformed to large strains in the solute drag regime. / Henshall G. A., Kassner M. E., McQueen H. J. // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – V. 23(3). – P. 881–889.
73. Gholinia A. Production of ultra-fine grain microstructures in Al–Mg alloys by coventional rolling. / Gholinia A., Humphreys F., Prangnell P. // *Acta Materialia*. – 2002. – V. 50(18). – P. 4461–4476.

74. McQueen H. J. Substructures in aluminium from dynamic and static recovery. / McQueen H. J., Evangelista E. // *Czechoslovak Journal of Physics*. – 1988. – P. 38(4). – P. 359–372.
75. McQueen H. J. Microstructural evolution in Al deformed to strains of 60 at 400°C. / McQueen H. J., Knustad O., Ryum N., Solberg J. K. // *Scripta Metallurgica*. – 1985. – V. 19(1). – P. 73–78.
76. Kassner M. E. New developments in geometric dynamic recrystallization. / Kassner M. E., Barrabes S. R. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – V. 410-411. – P. 152–155.
77. Humphreys F. J. Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation. / Humphreys F. J., Prangnell P. B., Bowen J. R., Gholinia A., Harris C. // *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. – 1999. – V. 357(1756). – P. 1663–1681.
78. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном - М.: Металлургия. 1981. - 167 с.
79. Гуляев А.П. Сверхпластичность стали - М.: Металлургия. 1982. - 56 с.
80. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов - М.: Металлургия. 1984. - 264 с.
81. Рудской А.И., Рудаев Я.И. Механика динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов - СПб.: Наука. 2009. - 218 с.
82. Перевезенцев В. Н. Изучение ползучести субмикрочастиц металлов и сплавов методом микроиндентирования: практикум / Перевезенцев В. Н., Огородников А. Е., Нохрин А. В. – Нижний Новгород :Нижегородский госуниверситет, 2020. - 43 с.
83. Беспалов, А. В. Деформация в условиях сверхпластичности — инновационная технология обработки металлов давлением / А. В. Беспалов, А. В. Соколов, А. П. Петров. - Москва: ООО "Научно-издательский центр ИНФРА-М", 2015. - 56 с.
84. Langdon T. G. Grain boundary sliding revisited: Developments in sliding over four decades. *Journal of Materials Science*. – 2006, - V. 41(3). – P. 597–609.

85. Bell R. L. An investigation of grain-boundary sliding during creep. / Bell R. L., Langdon, T. G. // *Journal of Materials Science*. – 1967. – V. 2(4). – P. 313–323.
86. Brown T. L. A study of the interactive effects of strain, strain rate and temperature in severe plastic deformation of copper / Brown T. L., Saldana C., Murthy T. G., Mann J. B., Guo Y., Allard L. F., Chandrasekar S. // *Acta Materialia*. – 2009. – V.57(18). – P. 5491–5500.
87. Liu H. Effect of microstructure evolution on chip formation and fracture during high-speed cutting of single phase metals / Liu H., Zhang J., Xu X., Jiang Y., He Y., Zhao W. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – V. 91(1-4). – P. 823–833.
88. Bissey-Breton S. Impact of Superfinish Turning on Surface Integrity of Pure Copper/ Bissey-Breton S., Gravier J., Vignal V. // *Procedia Engineering*. – 2011. – V. 19. – P. 28–33.
89. Liu H. Effects of Dislocation Density Evolution on Mechanical Behavior of OFHC Copper during High-Speed Machining. / Liu H., Zhang J., Xu X., Qi Y., Liu Z., Zhao W // *Materials*. – 2019. – V. 12(15). – P.2348.
90. Ding H. Modeling of grain refinement in aluminum and copper subjected to cutting. / Ding H., Shen N., Shin Y. C. // *Computational Materials Science*. – 2011. – V. 50(10). – P. 3016–3025.
91. Bonora N. Numerical Simulation of Dynamic Tensile Extrusion Test of OFHC Copper / Bonora N., Testa G., Ruggiero A., Iannitti G., Mortazavi N., Hörnqvist M. // *Journal of Dynamic Behavior of Materials*. – 2015. – V. 1(2). – P. 136–152.
92. Testa G. Modelling and simulation of dynamic recrystallization (DRX) in OFHC copper at very high strain rates / Testa G., Bonora N., Ruggiero A., Iannitti G., Persechino I., Hörnqvist M., Mortazavi N. // *Mat. Conf. “Shock Compression of Condensed Matter”* – 2015. – P. 1 – 4.
93. Ghalehbandi S. M. Accumulative Roll Bonding—A Review. / Ghalehbandi S. M., Malaki M., Gupta M. // *Applied Sciences*. – 2019. – V. 9(17). – P. 3627 - 3259.

94. Tamimi S. Accumulative Roll Bonding of Pure Copper and IF Steel. / Tamimi S., Ketabchi M., Parvin N., Sanjari M., Lopes A. // *International Journal of Metals*. – 2014. – V. 2014. – P. 1–9.
95. Suresh K. S. Development of microstructure and texture in Copper during warm accumulative roll bonding. / Suresh K. S., Sinha S., Chaudhary A., Suwas S. // *Materials Characterization*. – 2014. – V. 70. – P. 74–82.
96. Heidarzadeh A. Effect of stacking fault energy on the restoration mechanisms and mechanical properties of friction stir welded copper alloys. / Heidarzadeh A., Saeid T., Klemm V., Chabok A., Pei Y. // *Materials & Design*. – 2019. – V. 162. – P. 185–197.
97. Mellbin Y. Recrystallization and texture evolution during hot rolling of copper, studied by a multiscale model combining crystal plasticity and vertex models. / Mellbin Y., Hallberg H., Ristinmaa M. // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2016. – V.24(7). – 1 - 13.
98. Liu J. Dynamic Response and Microstructure Evolution of Oxygen-Free High-Conductivity Copper Liner in Explosively Formed Projectile. / Liu J., Long Y., Ji C., Xu D., Xiang D., Song G. // *Latin American Journal of Solids and Structures*. – 2016 – V.14(11). – P. 2089–2106.
99. Fan A. Comparison of microstructures in electroformed and spin-formed copper liners of shaped charge undergone high-strain-rate deformation. / Fan A., Li S., Tian W., Wang F. // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2007. – V.17(6). – P.1447–1450.
100. Murr L. E. Comparison of beginning and ending microstructures in metal shaped charges as a means to explore mechanisms for plastic deformation at high rates. / Murr L. E., Niou C.-S., Sanchez J. C., Shih H. K., Duplessis L., Pappu S., Zernow L. // *Journal of Materials Science*. – 1995. – V. 30(11). – P. 2747–2758.
101. Gurevitch A. C. Residual microstructure of a shaped-charge jet fragment. / Gurevitch A. C., Murr L. E., Fisher W. W., Varma S. K., Advani A. H., Zernow L. // *Journal of Materials Science*. – 1993. – V. 28(10). – P. 2795–2802.

102. Derby B. On dynamic recrystallisation. / Derby B., Ashby M. F. // *Scripta Metallurgica*. – 1987. – V.21(6). – P. 879–884.
103. Chokshi A. H. The prospects for superplasticity at high strain rates: Preliminary considerations and an example. / Chokshi A. H., Meyers M. A. // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – V. 24(4). – P. 605–610.
104. Nesterenko V. F. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. / Nesterenko V. F., Meyers M. A., LaSalvia J. C., Bondar M. P., Chen Y. J., Lukyanov Y. L. // *Materials Science and Engineering: A*. – 1997. – V.229(1-2). – P. 23–41.
105. Blaz L. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper. / Blaz L., Sakai T., Jonas J. J. // *Metal Sci*. – 1983. – V. 17. – P. 609–16.
106. Liu H. Effects of Dislocation Density Evolution on Mechanical Behavior of OFHC Copper during High-Speed Machining. / Liu H., Zhang J., Xu X., Qi Y., Liu Z., Zhao W. // *Materials*. – 2019. – V. 12(15). – P. 2348 - 2355.
107. Савенков Г.Г. Исследование структур в медной кумулятивной струе с использованием мультифрактального анализа / Савенков Г.Г., Барахтин Б.К., Рудометкин К.А. // *Журнал технической физики*. – 2015. – Т. 85(1). – С. 98-103.
108. Jiang Y. Investigation on the grain size effect on the copper shaped charge jet stretching behavior / Jiang Y., Gu R., Wang J., Xiao Q. // *Front. Mater*. – 2022. – V. 9. – P. 1 – 11
109. Lichtenberger A. Ductile behavior of some materials in shaped-charge jets / Lichtenberger A. // *Metallurgical and Materials Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena (EXPLOMET'95)*, Elsevier. – 1995. – P. 463–470
110. Лаврентьев М.А. Кумулятивный заряд и принципы его функционирования. / М.А. Лаврентьев// *Успехи математических наук*. – 1957. - 12(4). - С. 41-56.
111. Birkhoff G. Explosives with lined Cavities/ Birkhoff G., MacDougall D. P., Pugh E. M., Taylor S. G. // *J. Appl. Phys*. 1948. – V. 19 (6). – P. 563–582.

112. Johnson G.R. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressure / Johnson G.R., Cook W.H. // *Eng. Fract. Mech.* – 1985. – V. 21(1). – P. 31-48.

113. Steinberg D.J. A constitutive model for metals applicable at high strain rate. / Steinberg D.J., Cochran S.G., Guinan M.W. // *J. Appl. Phys.* – 1980. – V. 51. – P.1498-1504.

114. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения / Чувильдеев В.Н. // М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. — 304 с.

115. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. / Рыбин В.В. // М.:Металлургия, 1986 - 224 с.

116. Perevezentsev V.N. The theory of structural superplasticity. Part I-IV. / Perevezentsev V.N., Rybin V.V., Chuvil'deev V.N. // *Acta Metall.Mater.*, 1992, V.40, N.5, P.887-923.

117. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации. / Рыбин В.В. // *Вопросы материаловедения*, 2002, №1(29), С.11-34.

118. Чувильдеев В.Н. Деформационное диспергирование при интенсивном пластическом деформировании. Влияние температуры деформации на предел диспергирования / Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М., Копылов В.И. // *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Серия: Физика твердого тела.* – 2004. - №1. – С. 167-177.

119. Walters W. P. Fundamentals of shaped charges. / Walters W. P., Zukas J. A. // John Wiley & Sons, New York. – 1989. - 398 pp.

120. Taylor G. I. The Latent Energy Remaining in a Metal after Cold Working. / Taylor G. I., Quinney, H. // *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences.* – 1934. – V. 143(849). – P. 307–326.