

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
НАУКИ ИНСТИТУТ СТРУКТУРНОЙ МАКРОКИНЕТИКИ И ПРОБЛЕМ  
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ИМ. А.Г. МЕРЖАНОВА  
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК

На правах рукописи

КОПЫТСКИЙ ВЛАДИСЛАВ ОЛЕГОВИЧ

ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В БРОНЗАХ  
БРАЖ9-4, БРАМЦ9-2 И СТАЛИ 08Х18Н10Т  
ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

1.3.17 - Химическая физика, горение и взрыв,  
физика экстремальных состояний вещества

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
к.т.н. Петров Е.В.

Черноголовка – 2026

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                 |    |
|---------------------------------------------------------------------------------|----|
| СОДЕРЖАНИЕ .....                                                                | 2  |
| ВВЕДЕНИЕ.....                                                                   | 5  |
| ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....                                                | 14 |
| 1.1. Сплавы БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 .....                                            | 14 |
| 1.2. Аустенитная сталь 08Х18Н10Т .....                                          | 21 |
| 1.3. Методы ударно-волнового нагружения.....                                    | 25 |
| 1.3.1. Взрывное нагружение.....                                                 | 27 |
| 1.3.2. Ударное нагружение соударением с твердым телом .....                     | 29 |
| 1.3.3. Взрывное компактирование порошков.....                                   | 31 |
| 1.4. Деформационные процессы при ударно-волновом нагружении ....                | 33 |
| 1.5. Кавитационная эрозия и стойкость материалов .....                          | 36 |
| 1.5.1. Основные типы кавитационностойких сплавов .....                          | 37 |
| 1.5.2. Факторы, влияющие на кавитационную стойкость .....                       | 39 |
| 1.5.3. Методы оценки кавитационной стойкости .....                              | 40 |
| 1.5.4. Методы оценки результатов испытаний .....                                | 41 |
| 1.6. Откольная повреждаемость: механизмы и модели .....                         | 42 |
| 1.7. Цель и задачи исследования .....                                           | 46 |
| ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....                                   | 48 |
| 2.1. Исходные материалы .....                                                   | 48 |
| 2.2. Подготовка образцов .....                                                  | 51 |
| 2.3. Ударно-волновое нагружение образцов из бронзы.....                         | 53 |
| 2.4. Экспериментальное определение скорости метания пластины-<br>ударника ..... | 56 |
| 2.5. Ударно-волновое нагружение образцов из стали.....                          | 58 |
| 2.6. Методы анализа образцов .....                                              | 60 |
| 2.6.1. Изготовление и травление шлифов.....                                     | 60 |
| 2.6.2. Сканирующая электронная и оптическая микроскопия .....                   | 61 |
| 2.6.3. Измерение микротвердости .....                                           | 62 |

|                                                                                                                            |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 2.6.4. Рентгенофазовый анализ .....                                                                                        | 63  |
| ГЛАВА 3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ОТКОЛЬНОЙ<br>ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ УДАРНО-ВОЛНОВОГО<br>НАГРУЖЕНИЯ .....         | 64  |
| 3.1. Волновая картина при соударении образца с ударником .....                                                             | 65  |
| 3.2. Волновая картина при ударно-волновом обжатии .....                                                                    | 68  |
| 3.3. Волновая картина формирования полос локализации деформации...<br>.....                                                | 69  |
| 3.4. Экспериментальное определение скорости метания пластины-<br>ударника с помощью высокоскоростной съемки .....          | 71  |
| 3.5. Расчет скорости метания и давления соударения с образцами .....                                                       | 75  |
| 3.6. Расчет параметров обжатия цилиндрических образцов .....                                                               | 76  |
| 3.7. Выводы по главе 3 .....                                                                                               | 78  |
| ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В<br>БРОНЗАХ БРАЖ9-4 И БРАМЦ9-2 .....                                       | 80  |
| 4.1. Откольная повреждаемость при нагружении высокоскоростным<br>соударением с пластиной-ударником .....                   | 81  |
| 4.2. Откольная повреждаемость при обжатии скользящей<br>детонационной волной .....                                         | 91  |
| 4.3. Влияние геометрии образца на откольную повреждаемость при<br>нагружении метанием пластины .....                       | 96  |
| 4.4. Нагружение полых образцов после соударения пластины-ударника<br>методом обжатия скользящей детонационной волной ..... | 101 |
| 4.5. Выводы по главе 4 .....                                                                                               | 106 |
| ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В<br>СТАЛИ 08Х18Н10Т .....                                                  | 109 |
| 5.1. Исследование структуры образцов после обжатия скользящей<br>детонационной волной .....                                | 110 |

|                                                                                |     |
|--------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 5.2. Распределение микротвердости в образцах после ударно-волнового нагружения | 116 |
| 5.3. Волновой механизм и влияние длительности импульса нагружения на структуру | 119 |
| 5.4. Выводы по главе 5 .....                                                   | 123 |
| ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ .....                                      | 125 |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....                                         | 127 |

## **ВВЕДЕНИЕ**

### **Актуальность работы**

Алюминиевые бронзы марок БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и коррозионно-стойкая сталь 08Х18Н10Т относятся к категории конструкционных материалов, широко востребованных в производстве критически важных узлов, работающих в экстремальных условиях. В судостроении изготавливаемые из них гребные винты, корпуса насосов и клапаны подвергаются интенсивному кавитационному воздействию в морской воде. В энергетике эти материалы применяются для изготовления лопаток гидротурбин и трубопроводов, испытывающих высокие давления, ударные нагрузки и эрозионное воздействие твердых частиц. Таким образом, надежность и ресурс сложных технических систем непосредственно зависят от способности данных материалов противостоять комплексу динамических нагрузок в агрессивных средах.

Длительное время повреждаемость материалов при эрозии рассматривалась преимущественно с позиций квазистатического воздействия. Однако позднее, в работах Буравовой С.Н. и других исследователей, было доказано, что морфология повреждений, возникающих при кавитационной и твердотельной эрозии, соответствует динамическому виду нагружения и имеет откольную природу. Поверхность изделий испытывает воздействие высокоскоростных потоков жидкости (при кавитации) или многократные соударения с твердыми частицами (при эрозии), что генерирует микросекундные ударные волны. Измерения и расчеты показывают, что при коллапсе кавитационных пузырьков у стенки пиковые давления достигают 0,5-2 ГПа, а при образовании микроструй, воздействующих на поверхность со скоростями до сотен метров в секунду, локальные давления могут превышать несколько гигапаскалей. В случае эрозии твердыми частицами давление в зоне контакта способно достигать 5–10 ГПа и более. Многократное повторение таких микроимпульсов

инициирует циклическое нагружение приповерхностных объемов, накопление усталостных повреждений и, в конечном итоге, приводит к возникновению откольных разрушений в материале – внутренних разрывов, развивающихся вследствие интерференции волн разгрузки, отраженных от свободных поверхностей.

За последнее время накоплен значительный объём знаний о структурных изменениях в материалах при эрозии, однако причины, вызывающие эти изменения, и механизмы зарождения повреждений остаются не до конца раскрытыми. Существующие модели эрозии, как правило, основаны на классической механике разрушения и описывают процессы-аналоги (микрорезание, термическое циклическое разрушение), но не способны объяснить ключевые экспериментальные факты: образование кратеров и трещин вокруг зоны контакта, формирование волнистого рельефа поверхности, появление хлопьевидных продуктов изнашивания.

Особый интерес представляет эффект образования продольных канальных микро- и макротрещин под кратером, возникающий при: лазерной обработке, воздействии контактного заряда взрывчатых веществ, ударе водяной струи и др. В работах Буравовой С.Н. это явление получило название эффекта «ужаления», однако его природа долгое время оставалась необъясненной. Обнаружение пор и пустот, локализованных на дне впадин рельефа и распространяющихся вглубь материала в виде микротрещин, также является примером продольной повреждаемости, характерной для откольных процессов. Идентичность морфологии повреждений при высокоскоростных и низкоскоростных нагрузках свидетельствует о том, что волновой подход к описанию эрозионного разрушения является физически обоснованным и перспективным.

Откольная повреждаемость является не только механизмом эрозии, но и универсальным видом динамического разрушения, возникающего при многих видах импульсного нагружения: высокоскоростном соударении,

импульсном лазерном воздействии, взрывных и ударно-волновых процессах. В частности, откольная модель лежит в основе понимания процессов взрывного компактирования порошковых материалов, где скользящая детонационная волна обжимает тонкостенный контейнер с порошком, генерируя сходящуюся ударную волну. Управляя условиями нагружения, можно как способствовать возникновению откольных трещин, так и минимизировать разрушение конструкции. Наличие внутренней полости и её границы формирует сложную волновую картину. В связи с этим актуальным является изучение влияния длительности импульсного нагружения на повреждаемость стальных цилиндрических оболочек и поиск режимов, обеспечивающих получение изделий с минимальным количеством дефектов.

### **Степень разработанности темы исследования**

Существенный вклад в изучение откольного разрушения и поведения материалов при ударно-волновом нагружении внесли советские и российские исследователи: Буравова С.Н., Канель Г.И., Разоренов С.В., Атрошенко С.А., Бондарь М.П., а также Зельдович В.И., Хомская И.В., Игнатова О.Н., Огородников В.А, Козлов Е.А. Среди зарубежных исследователей проводили анализ по данной тематике Meyers M., Nemat-Nasser S., Grady D., Fensin S., Kumar M., Wopora N. Большинство опубликованных работ посвящено изучению откольной прочности и структурных изменений в металлах и сплавах при плоских ударных волнах, генерируемых метанием пластины. Вопросы же влияния геометрии образца (наличие отверстий, полостей) и сложных схем нагружения (скользящая детонационная волна, повторное нагружение) на зарождение, развитие и возможное залечивание откольных трещин остаются малоизученными. В особенности это касается алюминиевых бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2, для которых системные данные о поведении при динамических нагрузках практически отсутствуют.

В связи с этим, представляет интерес исследование закономерностей образования откольной повреждаемости в указанных материалах при

различных методах ударно-волнового нагружения, включая обжатие скользящей детонационной волной и повторное нагружение, а также установление влияния геометрии свободных поверхностей и длительности импульсного воздействия на характер разрушения.

**Целью работы** является исследование особенностей процессов и установление закономерностей образования откольной повреждаемости в алюминиевых бронзах БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и коррозионно-стойкой стали 08Х18Н10Т при ударно-волновом нагружении методами метания пластины-ударника и обжатия скользящей детонационной волной.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

1. Провести оценку параметров ударно-волнового нагружения и установить закономерности формирования и развития откольных повреждений.
2. Исследовать влияние геометрии свободных поверхностей в цилиндрических образцах на образование и развитие откольных повреждений.
3. Оценить степень деформационного упрочнения образцов после нагружения методами метания пластиной-ударником и обжатия скользящей детонационной волной.
4. Установить закономерности изменения структуры, а также механических свойств бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т в зависимости от параметров и методов ударно-волнового нагружения (метание пластины-ударника, обжатие скользящей детонационной волной).
5. Определить влияние длительности импульсного нагружения, а также повторного нагружения на эволюцию откольной повреждаемости.

#### **Научная новизна работы**

1. Предложены и экспериментально реализованы схемы моделирования откольной повреждаемости, возникающей при кавитационном и эрозионном воздействии, при ударно-волновом нагружении

с помощью метания пластины-ударника ( $v_0 = 1500-2400$  м/с,  $P = 18-32$  ГПа) и обжата скользящей детонационной волной ( $v = 1170-1290$  м/с,  $P = 1,9-3,5$  ГПа), которые позволяют воспроизводить характерные виды повреждения: осевые и радиальные трещины, поры, полосы локализованной деформации в контролируемых условиях за одно импульсное нагружение.

2. Впервые исследовано влияние геометрии свободных поверхностей на характер откольного разрушения образцов бронз и установлено, что в сплошных цилиндрических образцах при обжатии скользящей детонационной волной не формируется развитая откольная повреждаемость вследствие отсутствия внутренней свободной поверхности, а наличие центрального сквозного отверстия, моделирующего магистральную осевую откольную трещину, создает дополнительную внутреннюю свободную поверхность, что приводит к формированию кольцевых откольных трещин, распространяющихся параллельно внешней и внутренней границам.

3. Установлены закономерности деформационного упрочнения исследуемых материалов при ударно-волновом нагружении, которые показали, что средняя микротвердость после метания пластины-ударника для бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 возрастает на 56 и 64 % (до 296 HV), а после обжата детонационной волной: для бронзы БрАЖ9-4 – на 33 % (до 253 HV), для бронзы БрАМц9-2 – на 47 % (до 264 HV), для стали 08X18H10T – на 25-30 % (до 400-420 HV).

4. Установлено, что при обжатии скользящей детонационной волной полых цилиндров из стали 08X18H10T с размещенной в их полости спрессованной порошковой смеси Ni-Al в сечениях, удаленных от компакта на расстояние до 5 мм, происходит практически полное схлопывание полости и впервые показано, что увеличение длительности импульсного нагружения (на 10 %) при одновременном снижении параметров ударной волны (давление с 3,5 до 1,9 ГПа, скорость детонации с 3750 до 3150 м/с) подавляет развитие динамической неустойчивости.

## **Практическая значимость работы**

1. Установлены зависимости между параметрами нагружения (скоростью и давлением) и степенью разрушения, а также развитостью деформационной структуры в исследуемых материалах и показано, что изменение: давления с 3,5 до 1,9 ГПа, скорости соударения 1500-2400 м/с и схемы нагружения позволяет целенаправленно реализовывать различные уровни поврежденности (от единичных микропор до развитой сети магистральных трещин) и контролировать формирование дефектной структуры.

2. Установлены закономерности изменения структуры и механических свойств алюминиевых бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т в зависимости от методов и параметров ударно-волнового нагружения (скорости и давления). Показано, что характер разрушения определяется фазовым строением материалов: для бронз – наличием эвтектоидной составляющей (БрАЖ9-4) или пластичной  $\alpha$ -матрицы (БрАМц9-2); для стали – аустенитной структурой, обеспечивающей высокую пластичность и сопротивление откольному разрушению при динамическом нагружении.

3. Установлено, что увеличение длительности импульса (на 10 %) при обжати полых стальных цилиндров с преградой Ni-Al снижает повреждаемость наружной поверхности, что позволяет целенаправленно управлять режимами взрывного компактирования для получения цельных изделий без дефектов.

## **Основные положения, выносимые на защиту**

1. Закономерности влияния параметров и методов ударно-волнового нагружения образцов на образование откольной повреждаемости в зависимости от структуры и механических свойств исследованных материалов.

2. Влияние геометрии образцов и их свободных поверхностей на область образования откольных трещин.

3. Результаты деформационного упрочнения образцов в зависимости от методов нагружения и их химического состава.

4. Результаты исследования схлопывания цилиндрических стальных образцов с компактом порошковой смеси Ni-Al и влияние длительности импульса нагружения на образование повреждаемости.

**Соответствие содержания диссертации паспорту специальности, по которой она рекомендуется к защите**

Диссертационная работа «Исследование откольной повреждаемости в бронзах БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т при ударно-волновом нагружении» соответствует паспорту научной специальности: 1.3.17 – «Химическая физика, горение и взрыв, физика экстремальных состояний вещества» (отрасль науки – технические), в частности направлениям исследований:

✓ пункт 1 «Поведение веществ и структурно-фазовые переходы в экстремальных условиях – ... в условиях статического и динамического сжатия, ...»;

✓ пункт 4 «Закономерности и механизмы распространения, структура, параметры и устойчивость волн ... детонации, взрывных и ударных волн; связь химической и физической природы веществ и систем с их ... характеристиками ... взрывчатого превращения; ... макрокинетика процессов ... взрывчатого превращения»;

✓ пункт 5 «Процессы аналоги ... детонации и взрыва; взаимодействие волн ... взрывчатого превращения со средой, объектами и веществами; явления, порождаемые ... взрывчатым превращением; процессы ... взрывчатого превращения в устройствах и аппаратах для ... получения веществ и продуктов; управление процессами ... взрывчатого превращения».

### **Апробация работы**

Основные результаты и положения диссертации докладывались и обсуждались на следующих научных конференциях: VII, VIII Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии», 2021, 2022, г. Москва; XXXIII Симпозиум «Современная химическая физика», 2021, г. Туапсе; Международная конференция «Физика и технологии перспективных материалов-2021», 2021, г. Уфа; XVIII, XIX, XX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», 2021, 2022, 2023, г. Москва; IV International Conference and School of Young Scientists "Advanced High Entropy Materials", 2022, г. Черногоровка; III Международная конференция «Физика конденсированных состояний», 2023, г. Черногоровка; 21-я Международная школа-конференция им. Б.А. Калина для молодых ученых и специалистов, 2023, г. Москва; XV Международная научно-инновационная молодежная конференция «Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент», 2023, г. Тамбов; XVI International Symposium on Self-propagating High-temperature Synthesis, 2024, г. Ереван; XV Конференция молодых ученых по общей и неорганической химии, 2025, г. Москва.

### **Публикации по теме диссертации**

По теме диссертационной работы опубликовано 22 печатные работы, в том числе 9 статей в рецензируемых научных журналах, входящих в Перечень ВАК и базы данных Web of Science и Scopus, и 13 тезисов в сборниках научных трудов перечисленных выше конференций.

### **Личный вклад автора**

Автором выполнен анализ литературных данных по теме диссертации, совместно с научным руководителем сформулированы цель и задачи работы. Соискателем лично и при непосредственном участии: подготовлены и проведены эксперименты по ударно-волновому нагружению образцов из

бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т методами метания пластины-ударника и обжатия скользящей детонационной волной, было исследовано влияние геометрии свободных поверхностей на характер откольного разрушения бронз, установлены закономерности деформационного упрочнения исследуемых материалов после ударно-волнового нагружения, установлены закономерности изменения структуры и механических свойств бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т. Автор принимал участие в формулировке основных положений диссертации, написании статей и результатов работы, представленных на российских и международных конференциях.

### **Достоверность полученных результатов**

Достоверность результатов исследований подтверждается достаточным объёмом проведённых измерений образцов из бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т после ударно-волнового нагружения, с использованием взаимодополняющих аттестованных методик (высокоскоростная съёмка, оптическая и сканирующая электронная микроскопия, измерение микротвердости по Виккерсу), сопоставлением полученных данных с результатами других авторов, а также публикацией основных результатов в рецензируемых научных журналах и их апробацией на российских и международных конференциях.

### **Структура и объем работы**

Диссертационная работа содержит введение, 5 глав, выводы, список использованных источников. Общий объем работы составляет 148 страниц, включая 45 рисунков, 6 таблиц и библиографию из 169 наименований.

## ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

### 1.1. Сплавы БрАЖ9-4 и БрАМц9-2

Бронзовые сплавы БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 относятся к классу алюминиевых бронз, обладающих комплексом высоких механических и антикоррозионных свойств. Их химический состав регламентирован ГОСТ 493-79 [1] и ГОСТ 18175-78 [2], и представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав сплавов (основные элементы, % мас.)

| Сплав    | Cu<br>(основа) | Al       | Fe         | Mn         | Ni         | Прочие<br>примеси<br>(не более)         |
|----------|----------------|----------|------------|------------|------------|-----------------------------------------|
| БрАЖ9-4  | Ост.           | 8,0-10,0 | 2,0-4,0    | $\leq 0,5$ | $\leq 0,5$ | Si, Pb, Sn<br>(суммарно<br>$\leq 0,3$ ) |
| БрАМц9-2 | Ост.           | 8,0-10,0 | $\leq 1,0$ | 1,5-2,5    | $\leq 0,5$ | Si, Pb, Sn<br>(суммарно<br>$\leq 0,3$ ) |

В соответствии с диаграммой состояния Cu-Al (рис. 1.1) максимальная растворимость алюминия в меди составляет 9,4 мас. %. Медные сплавы с содержанием алюминия менее 9 % формируют однофазную структуру на основе  $\alpha$ -твёрдого раствора, что обуславливает их высокую пластичность. При повышении содержания алюминия выше этого предела при температуре около 565 °С происходит эвтектоидное превращение, приводящее к образованию двухфазной смеси, состоящей из  $\alpha$ -фазы и интерметаллической  $\gamma_2$ -фазы. Последняя фаза существует в определённом концентрационном интервале на основе соединения  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , обладает сложной кубической кристаллической решёткой, высокой твёрдостью и выполняет функцию упрочняющей составляющей.

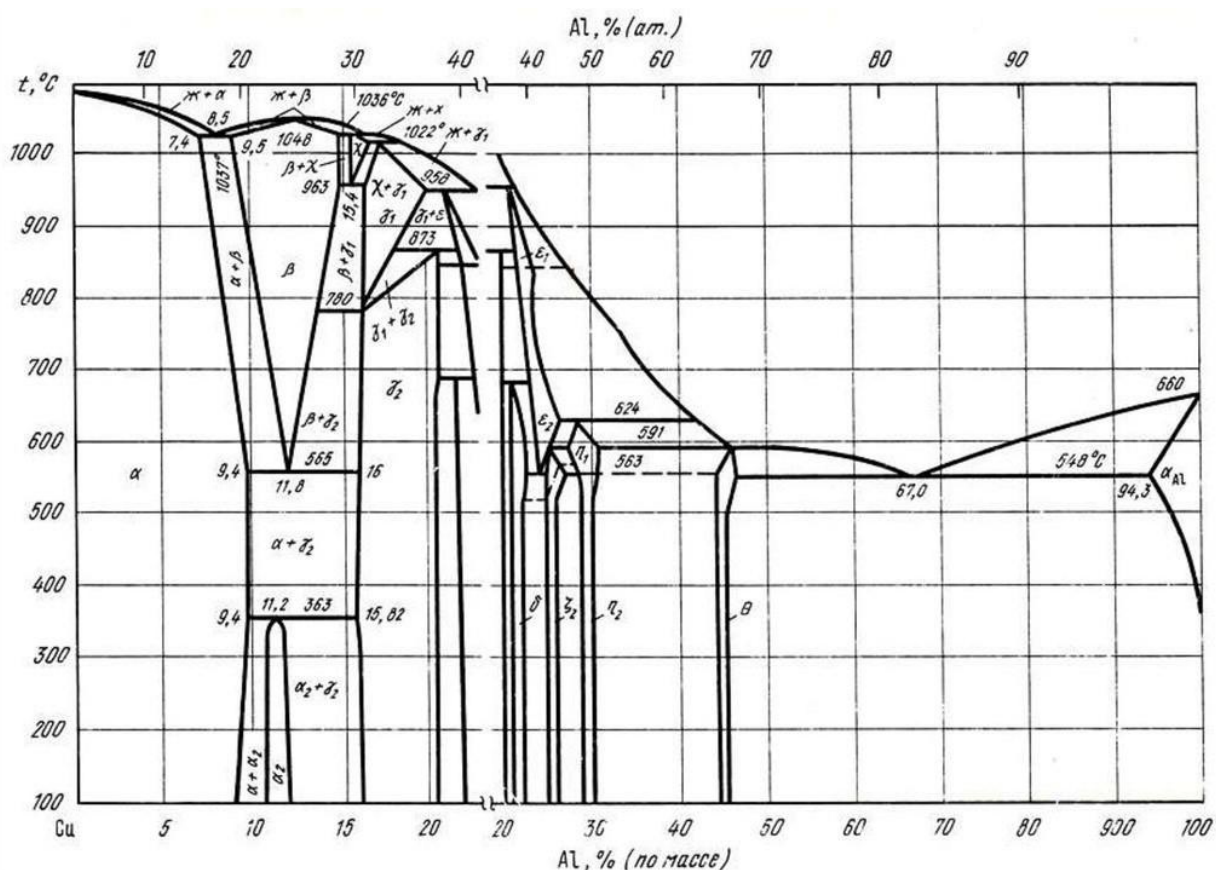


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния двойной системы Cu-Al [3]

Эвтектоидному распаду подвержена высокотемпературная  $\beta$ -фаза, представляющая собой твёрдый раствор на основе соединения  $\text{Cu}_3\text{Al}$ . Для  $\beta$ -фазы характерна объёмно-центрированная кубическая решётка; она, подобно  $\alpha$ -фазе, отличается пластичностью и электропроводностью. В сплавах, содержащих от 7,4 до 15,4 мас. % алюминия,  $\beta$ -фаза устойчива при температурах от эвтектоидной точки вплоть до солидуса, сосуществуя с другими структурными составляющими. Например, при температурах выше  $780^\circ\text{C}$  она находится в равновесии с  $\gamma_1$ -фазой, кристаллическая структура, которой описывается сложной орторомбической решёткой [4].

Наличие в микроструктуре эвтектоидной смеси ( $\alpha+\gamma_2$ ) существенно влияет на комплекс свойств сплава: наблюдается резкое снижение пластичности при одновременном росте прочностных характеристик.

Растворимость железа в медной матрице ограничена. Согласно диаграмме состояния системы Cu-Fe (рис. 1.2), максимальная растворимость

при температуре 850 °С не превышает 1,3 % и практически стремится к нулю при охлаждении, поэтому вклад твёрдорастворного упрочнения незначителен. Однако в присутствии алюминия железо активно образует с ним интерметаллические фазы, такие как  $\text{Al}_3\text{Fe}$ ,  $\text{FeAl}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  (рис. 1.3). Эти дисперсные включения обеспечивают эффективное дисперсионное упрочнение. В бронзах с умеренным содержанием алюминия и железа преимущественно формируется высокодисперсная фаза  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , которая повышает прочность, подавляет рост зёрен и затрудняет процессы рекристаллизации при нагреве.

При содержании железа, превышающем предел растворимости (обычно до 4 %), в структуре может образовываться  $\kappa$ -фаза сферической морфологии. Её образованию способствует присутствие никеля. Наличие  $\kappa$ -фазы в структуре повышает износостойкость, но может снижать сопротивление электрохимической коррозии.

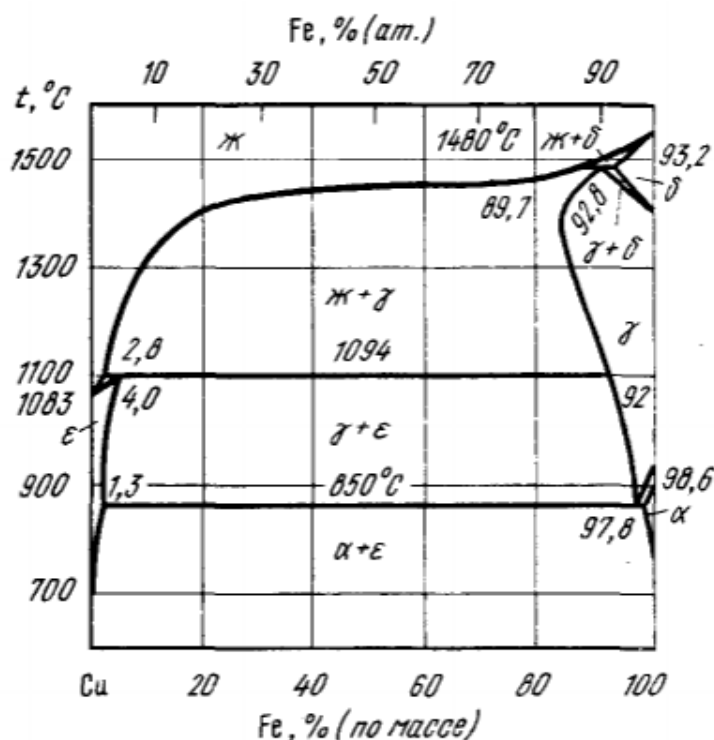


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния двойной системы Cu-Fe [3]

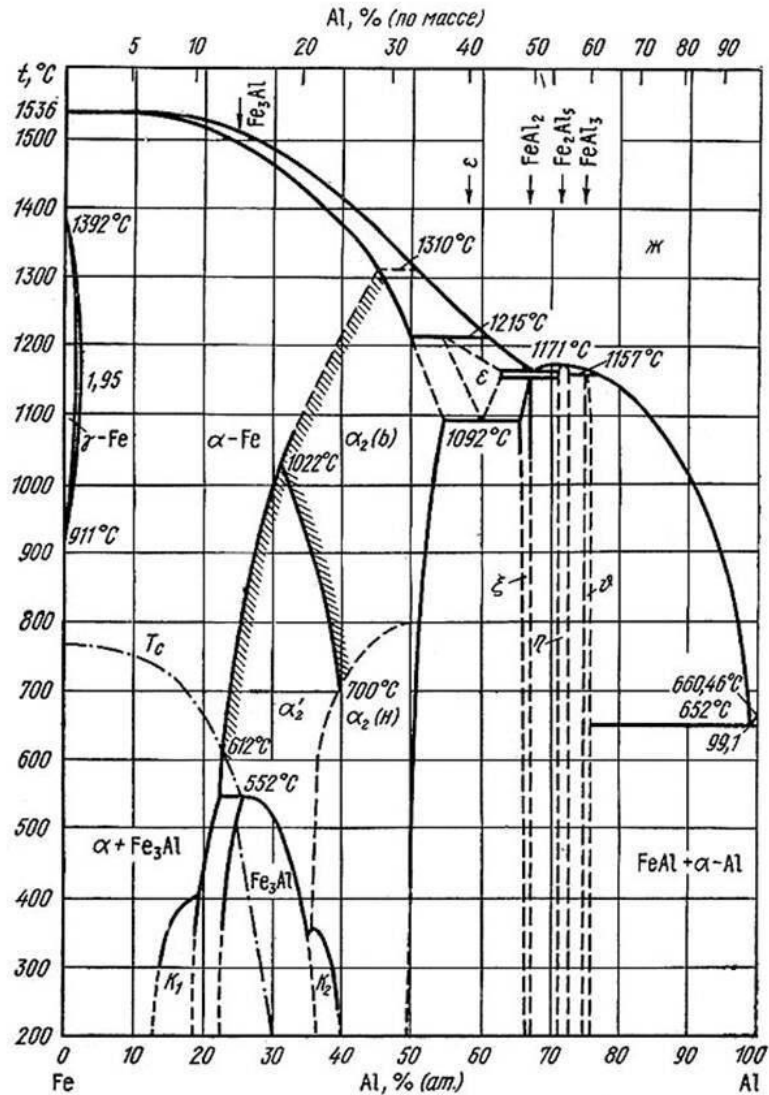


Рисунок 1.3 – Диаграмма состояния двойной системы Fe-Al [5]

Железо, как легирующий элемент, способствует измельчению зерна в процессе кристаллизации и повышению пластичности двухфазных сплавов. Важной функцией железа является подавление образования крупных включений хрупкой  $\gamma_2$ -фазы в сплавах с 9-11 % алюминия, которая, располагаясь в  $\alpha$ -фазе в виде строчек, приводит к охрупчиванию. Железо замедляет кинетику эвтектоидного распада и уменьшает растворимость алюминия в  $\alpha$ -твёрдом растворе [6]. Последний фактор создаёт предпосылки для дополнительного упрочнения сплава после закалки и старения, а также смещает начало эвтектоидного превращения в тройной системе Cu-Al-Fe в

область более низких концентраций алюминия (менее 9,4 %). Аналогичный эффект наблюдается при ускоренном охлаждении бронзы с температур области устойчивости  $\beta$ -фазы. В ряде исследований показано, что эвтектоидная составляющая может фиксироваться в микроструктуре при содержании алюминия уже от 6 до 8 % [7].

Марганец, в отличие от железа, обладает значительно более высокой растворимостью в медной матрице, образуя с ней непрерывный ряд твёрдых растворов. Это позволяет эффективно использовать его для твёрдорастворного упрочнения  $\alpha$ -фазы без существенного снижения пластичности. В алюминиевых бронзах марганец выполняет важную функцию стабилизатора  $\alpha$ -фазы, расширяя её область существования на диаграмме состояния и подавляя образование нежелательных хрупких промежуточных фаз, таких как  $\gamma_2$  (рис. 1.4). Благодаря этому достигается оптимальное сочетание прочности и пластичности в литых и деформируемых сплавах.

Кроме того, марганец способен образовывать собственные дисперсные интерметаллические включения, например, на основе соединения  $MnAl_6$ , которые участвуют в дисперсионном упрочнении. Марганец также повышает коррозионную стойкость сплавов, особенно в окислительных средах, способствуя формированию более плотных и адгезионно-прочных защитных окисных плёнок [8]. Его присутствие благоприятно сказывается на литейных свойствах бронз, уменьшает склонность к газопоглощению и улучшает однородность структуры. Таким образом, легирование марганцем позволяет целенаправленно корректировать механические, технологические и эксплуатационные свойства алюминиевых бронз, адаптируя их для работы в условиях знакопеременных и ударных нагрузок.

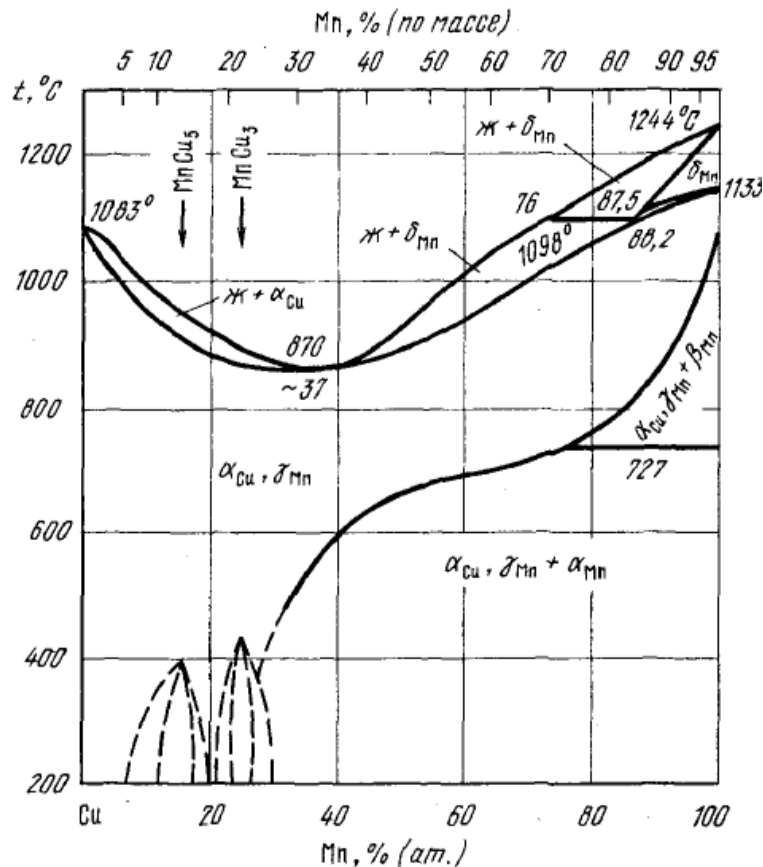


Рисунок 1.4 – Диаграмма состояния двойной системы Cu-Mn [3]

Легирование алюминиевых бронз железом и марганцем представляет собой эффективный метод формирования комплекса механических свойств, определяющих работоспособность сплавов при статическом и динамическом нагружении. Влияние этих элементов носит разноплановый характер и затрагивает как микроструктуру, так и механизмы деформации и разрушения.

Влияние железа на механические свойства и ударную вязкость является ключевым. Основной механизм упрочнения связан с дисперсионным твердением за счет выделений мелкодисперсных интерметаллических фаз типа  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ( $\kappa$ -фазы). Эти включения, распределенные в медной матрице и по границам зерен, служат эффективными барьерами для движения дислокаций, что приводит к существенному повышению предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_B$ ) при одновременном снижении пластичности. Однако

в определенном диапазоне концентраций (обычно 2-4 % Fe) железо способствует измельчению зерна в процессе кристаллизации, что, согласно закону Холла-Петча, также повышает прочность, но уже с позитивным вкладом в ударную вязкость (мелкозернистая структура затрудняет распространение хрупких трещин) [9].

При динамических (ударных) нагрузках роль железа становится особенно важной. Дисперсные интерметаллические включения, обладающие высокой твердостью, эффективно поглощают и рассеивают энергию ударной волны, препятствуя локализации деформации. Это повышает сопротивление материала образованию и развитию откольных трещин – основного вида повреждения при импульсном нагружении. Сплавы типа БрАЖ9-4 демонстрируют более высокую откольную прочность и способность к деформационному упрочнению в зоне удара по сравнению с безжелезистыми аналогами. Одновременно железо, подавляя формирование крупных и хрупких включений  $\gamma_2$ -фазы, сохраняет необходимый запас пластичности, предотвращая катастрофическое хрупкое разрушение [10]. Таким образом, оптимальное легирование железом создает структуру, сочетающую высокую статическую прочность с повышенной устойчивостью к ударным и циклическим нагрузкам, что критически важно для применения в условиях кавитации, гидроударов или взрывных воздействий.

Влияние марганца на механический комплекс свойств имеет иную природу. Обладая высокой растворимостью в меди, марганец обеспечивает значительное твердорастворное упрочнение  $\alpha$ -фазы. Это повышение прочности достигается с меньшими потерями пластичности по сравнению с дисперсионным упрочнением железом, так как атомы марганца, искажая кристаллическую решетку, не создают таких жестких препятствий для дислокаций. Главная роль марганца заключается в стабилизации пластичной  $\alpha$ -фазы и подавлении образования хрупких промежуточных фаз ( $\beta$ ,  $\gamma_2$ ), особенно в сплавах с высоким содержанием алюминия [9]. Это обеспечивает

высокие значения относительного удлинения ( $\delta$ ) и ударной вязкости (КСУ), что делает сплавы типа БрАМц9-2 более технологичными при обработке давлением и устойчивыми к хрупкому разрушению.

В контексте сопротивления ударным нагрузкам марганец способствует более равномерному распределению пластической деформации по объему материала. Однородная  $\alpha$ -структура, легированная марганцем, эффективно поглощает энергию удара за счет интенсивного пластического течения, что препятствует локализации напряжений и зарождению трещин [11]. Однако при отсутствии дисперсных интерметаллических барьеров, характерных для железосодержащих бронз, сопротивление зарождению микрповреждений может быть ниже. В результате при предельно высокоскоростных нагрузках сплавы с марганцем могут проявлять несколько меньшую откольную прочность, чем сплавы с железом, но демонстрируют лучшую способность к пластической деформации без макроскопического разрушения. Комбинация высокой пластичности и однородности структуры делает марганцовистые бронзы устойчивыми к динамическому нагружению в условиях многократных ударных воздействий средней интенсивности, где ключевым фактором является вязкость, а не предельная прочность.

## **1.2. Аустенитная сталь 08X18H10T**

Сталь марки 08X18H10T является классической аустенитной коррозионно-стойкой сталью, стабилизированной титаном. Её химический состав и сбалансированная система легирования обеспечивают уникальное сочетание коррозионной стойкости, технологичности и механических свойств, включая поведение при динамических нагрузках. Химический состав сплава регламентирован ГОСТ 5632-2014 [12] и представлен в таблице 1.2.

Таблица 1.2 – Химический состав сплава 08X18H10T (основные элементы, % мас.)

| Сплав     | Fe<br>(основа) | Cr            | Ni           | Ti          | Mn       | Si    | C      | Прочие<br>примеси<br>(не более) |
|-----------|----------------|---------------|--------------|-------------|----------|-------|--------|---------------------------------|
| 08X18H10T | Ост.           | 17,0-<br>19,0 | 9,0-<br>11,0 | 0,4-<br>0,7 | ≤<br>2,0 | ≤ 0,8 | ≤ 0,08 | S, P<br>(суммарно<br>≤ 0,05)    |

При содержании хрома около 18 % и никеля около 10 % в железной матрице формируется стабильная  $\gamma$ -фаза (аустенит) с ГЦК решёткой, которая сохраняется при охлаждении до комнатной температуры. Эта фаза обладает высокой пластичностью и ударной вязкостью. При нагреве выше 700-900 °C в структуре могут формироваться карбиды хрома типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , выделяющиеся преимущественно по границам зёрен. Это приводит к обеднению приграничных областей хромом и резко повышает склонность стали к межкристаллитной коррозии [13]. На рисунке 1.5 представлена диаграмма состояния тройной системы Fe-Cr-C при содержании 17 % Cr.

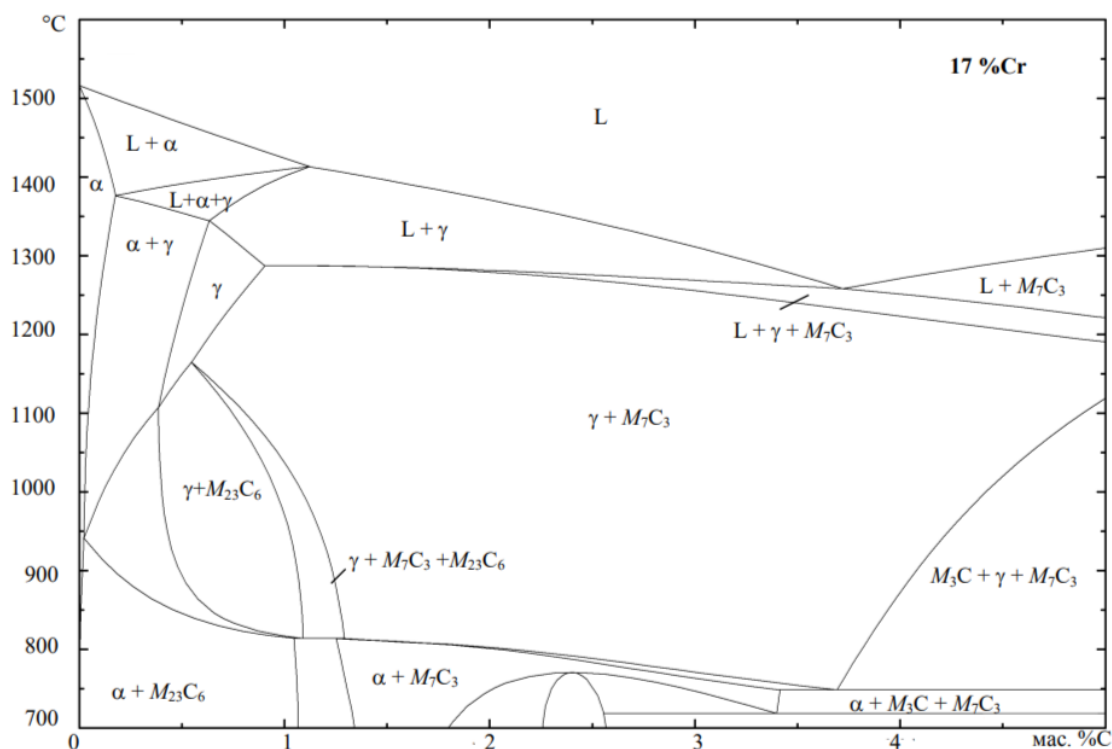


Рисунок 1.5 – Диаграмма состояния тройной системы Fe-Cr-C [14]

Карбидообразованию подвержена высокотемпературная аустенитная фаза, насыщенная углеродом. При температуре эвтектоидного превращения в системе Fe-Cr-C (около 850 °С) возможно образование эвтектоидной смеси, состоящей из феррита и карбидов. Для предотвращения этого нежелательного процесса в сталь вводится титан, содержание которого в 5-6 раз превышает количество углерода. Титан является более активным карбидообразующим элементом, чем хром, и связывает углерод в стабильные карбиды типа TiC. Эти дисперсные выделения формируются при высоких температурах и не растворяются при последующих нагревах в критическом интервале 450-800 °С, тем самым стабилизируя сталь и полностью подавляя образование карбидов хрома по границам зёрен [15].

Присутствие карбидов хрома в структуре стали (в нестабилизированном состоянии) катастрофически сказывается на её свойствах: пластичность и ударная вязкость резко падают, а коррозионная стойкость в межкристаллитных областях сводится к нулю [16-19]. Напротив, наличие термически стабильных карбидов титана позволяет сохранить высокий комплекс эксплуатационных характеристик после сварки или высокотемпературной эксплуатации.

Титан имеет высокое химическое сродство к углероду и азоту в расплавах на основе железа. Согласно термодинамическим данным, стабильность карбида TiC значительно превышает стабильность карбида Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> в широком температурном диапазоне. Основной механизм действия заключается в связывании углерода в прочные дисперсные частицы на этапе кристаллизации или высокотемпературного отжига [20], что предотвращает последующее выделение карбидов хрома при умеренных температурах.

Если содержание титана в стали недостаточно для полного связывания углерода (отношение Ti/C < 5), неизбежно образование смешанных карбидов типа (Ti, Cr)C или остаточных карбидов хрома, что снижает эффективность стабилизации. При оптимальном содержании титана формируется

мелкодисперсная фаза  $TiC$ , которая не только предотвращает межкристаллитную коррозию, но и способствует дисперсионному упрочнению матрицы, сдерживает рост зёрен аустенита при нагреве и повышает жаропрочность.

Никель, в отличие от титана, обладает практически неограниченной растворимостью в  $\gamma$ -железе (аустените) и не образует карбидов в данной системе. Его ключевая роль заключается в стабилизации аустенитной фазы. Добавка никеля существенно расширяет область  $\gamma$ -фазы на диаграмме состояния Fe-Cr, что гарантирует существование гомогенного аустенита при всех температурах вплоть до криогенных [21]. Это обеспечивает стали немагнитность, высокую пластичность и исключительную ударную вязкость даже при температурах значительно ниже нуля – критическое преимущество по сравнению с хромистыми сталями.

Кроме того, никель повышает коррозионную стойкость, особенно в восстановительных и хлорсодержащих средах, и улучшает технологическую пластичность стали. Его присутствие замедляет кинетику диффузионных процессов, в том числе диффузию углерода, что дополнительно тормозит карбидообразование и фазовые превращения при нагреве [22]. Таким образом, никель и титан действуют синергетически: никель обеспечивает стабильность пластичной аустенитной матрицы, а титан защищает её от охрупчивающего карбидообразования.

Что касается устойчивости к ударным и динамическим нагрузкам, то аустенитная структура стали 08X18H10T определяет её исключительное поведение при импульсном нагружении. Сплав обладает высокой способностью к пластической деформации благодаря ГЦК-решётке аустенита с 12 системами скольжения, что позволяет эффективно рассеивать энергию ударной волны за счёт генерации и движения множества дислокаций без перехода к хрупкому разрушению [23]. Это обеспечивает высокие значения ударной вязкости (KCU) даже при криогенных

температурах. При высокоскоростной деформации в материале происходит интенсивное образование дислокаций и их взаимодействие, что приводит к быстрому росту прочности в зоне пластической деформации. Однако, в отличие от сталей с ОЦК-решёткой, в аустените не происходит хрупкого разрушения вследствие наклёпа.

Благодаря высокой пластичности и вязкости, сталь 08X18H10T обладает значительным сопротивлением зарождению и развитию откольных трещин. Для инициирования откола требуются более высокие растягивающие напряжения по сравнению с менее пластичными материалами. Сам характер откольного повреждения в этой стали тяготеет к вязкому разрушению с образованием развитой зоны пластической деформации вокруг микропор и трещин. При ударно-волновом нагружении, сопровождающемся кратковременным нагревом, в стали 08X18H10T не происходит мартенситных превращений (в отличие от некоторых метастабильных аустенитных сталей), что сохраняет стабильность её механических свойств и структуры.

### **1.3. Методы ударно-волнового нагружения**

Под ударной нагрузкой в самом фундаментальном смысле понимают нагружение материала при высокой скорости деформации. Такая скорость часто достигается за счёт ударной волны – непрерывной волны сжатия, которая распространяется через материал со скоростью, близкой к скорости звука в этом материале. Ударные волны генерируются при взрыве взрывчатых веществ, высокоскоростных соударениях, а также при лазерном воздействии. Понимание реакции материалов на ударные нагрузки имеет важное значение для многих отраслей промышленности: например, при оценке воздействия микрометеоритов на космические аппараты, в военной технике (поражение бронированных целей) и в других областях.

Ударная волна представляет собой границу между недеформированным материалом и материалом, деформированным в результате интенсивного сжатия. Она возникает всякий раз, когда объект подвергается высокоскоростному удару. Если скорость удара достаточно велика, материал не успевает реагировать простым смещением в направлении удара; вместо этого внутри него формируются упругая волна и следующий за ней пластический фронт. Пластический фронт возникает, когда максимальное давление сжатия превышает предел упругости материала.

Первые исследования влияния ударных нагрузок на различные материалы проводились с использованием баллистических ударов снарядами (пулями, стальными шариками и т.п.) [24] или взрывчатых веществ. Целью таких экспериментов было изучение реакции материалов на реальные сценарии высокоскоростного удара, а не исследование микроструктурных изменений, вызванных ударными волнами. Недостатком, как пулевых снарядов, так и некоторых видов взрывчатых веществ является то, что создаваемая ими ударная волна имеет, как правило, сферическую природу, что приводит к сложному распределению сдвиговых и нормальных напряжений в материале. Кроме того, в таких экспериментах затруднён контроль над генерацией и распространением волн разгрузки, возникающих при отражении от свободных поверхностей и геометрических неоднородностей (например, боковых граней образца), что создаёт сложную волновую картину с множественными переотражениями и интерференцией. Это существенно затрудняет количественную интерпретацию результатов, ограничивая выводы лишь макромасштабными наблюдениями. Ситуация изменилась с появлением работы [25], в которой была предложена методика использования ударной пластины и системы импульсных ловушек, позволяющая нагружать образец простой плоской ударной волной и разгружать его с помощью отражённой волны.

В настоящее время для ударно-волнового нагружения образцов применяют два основных метода: взрывной и ударный. Каждый из них обладает своими преимуществами и недостатками.

### **1.3.1. Взрывное нагружение**

Метод взрывного ударно-волнового нагружения заключается в генерации ударной волны за счёт детонации заряда взрывчатого вещества (ВВ), контактно расположенного на поверхности исследуемого образца или на некотором расстоянии от него. Основным преимуществом данного метода является возможность создания чрезвычайно высоких давлений (до сотен ГПа) на относительно больших площадях при сравнительной простоте экспериментальной установки [26, 27].

В качестве источников ударной волны обычно используются бризантные взрывчатые вещества (тротил, гексоген, ТЭН, аммонит 6ЖВ и их смеси) [28, 29]. Давление на фронте детонационной волны в конденсированных ВВ достигает 10-30 ГПа, а скорость детонации варьируется от 5 до 9 км/с [30, 31]. Варьируя тип и массу заряда ВВ, а также расстояние от заряда до образца, можно в широких пределах изменять параметры ударной волны: амплитуду давления (от единиц до сотен ГПа), длительность импульса (от долей микросекунды до нескольких микросекунд) и форму фронта. В экспериментах по изучению откольного разрушения с использованием прямого взрывного нагружения на пластинчатых образцах (50×50×20 мм) варьированием толщины заряда ТЭН (5-15 мм) получают треугольные волны напряжения с различной крутизной фронта и амплитудой [32].

Для получения одномерной (плоской) ударной волны, обеспечивающей квазиодноосное напряжённое состояние (т.е. близкое к одноосному сжатию, при котором деформация материала происходит преимущественно в

направлении распространения ударной волны, а поперечные деформации ограничены), применяются генераторы плоских волн [27, 33]. Пример генератора взрывных волн показан на рисунке 1.6 [27]. Традиционный генератор представляет собой комбинацию двух взрывчатых веществ: «быстрого» (например, аммонит) и «медленного» (например, игданит), формирующих коническую линзу, которая преобразует расходящуюся детонационную волну от точечного инициатора в плоский фронт [27, 33]. Такие устройства позволяют проводить одномерные ударные эксперименты на площадях более  $80 \text{ см}^2$  при давлениях до 15 ГПа и выше [33]. Альтернативой являются многодетонаторные генераторы плоских волн, обеспечивающие синхронную инициацию заряда ВВ по нескольким точкам, что позволяет уменьшить массу взрывчатого вещества и отказаться от прецизионной механической обработки заряда [27].

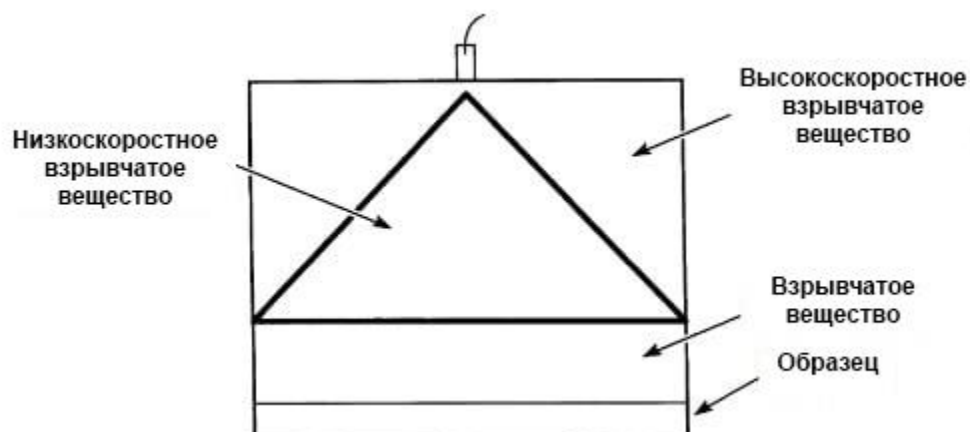


Рисунок 1.6 – Схема генератора плоских взрывных волн [27]

При прямом контактном взрыве продукты детонации создают в материале ударную волну, форма которой зависит от геометрии заряда и условий инициирования. В отличие от ударного нагружения пластиной (генерирующего «прямоугольную» волну), взрывное нагружение, как правило, формирует треугольный профиль волны напряжения с быстрым спадом давления за фронтом [34]. Это приводит к образованию нескольких

областей высоких растягивающих напряжений, что может вызывать формирование множественных откольных повреждений [34].

Взрывное ударно-волновое нагружение широко используется для изучения откольного разрушения металлов (меди, стали, алюминия и их сплавов) [32, 35]. Эксперименты на алюминиевых сплавах, углеродистых сталях и меди показали, что в неразрушенной области каждого сохраненного образца наблюдается откольное разрушение [32]. Установлено, что толщина откольного слоя существенно зависит от длительности импульса нагружения и, соответственно, от скорости спада давления в волне разгрузки; эта зависимость особенно выражена для алюминиевых сплавов. С увеличением толщины заряда ВВ возрастает длительность импульса, что приводит к увеличению толщины откольного слоя [32].

Одной из важных особенностей взрывного нагружения является возможность исследования процесса схлопывания цилиндрических оболочек (кумуляции). Использование зарядов ВВ, окружающих цилиндрический образец, позволяет реализовать режим сходящейся ударной волны, при котором в материале развиваются экстремальные давления и возникают специфические формы повреждаемости (радиальные и кольцевые трещины, полосы локализованной деформации) [36].

Таким образом, взрывное ударно-волновое нагружение является мощным инструментом для исследования поведения материалов при экстремальных нагрузках, особенно в случаях, когда необходимо получить большие объёмы деформированного материала или изучить специфические эффекты, связанные со сходящимися ударными волнами.

### **1.3.2. Ударное нагружение соударением с твердым телом**

Метод ударного нагружения соударением с твёрдым телом является одним из наиболее старых и простых способов создания ударно-волновых

нагрузок в материалах. В простейшем варианте он заключается в ударе мелким металлическим снарядом (сферой, пулей, осколком) по поверхности исследуемого образца [37-40]. Основное преимущество этого метода – его простота и возможность прямого моделирования реальных сценариев ударного воздействия (например, попадание осколков или микрометеоритов). Однако, как и в случае с лазерным нагружением, удар снаряда генерирует сферическую ударную волну, что создаёт сложное трёхмерное напряжённое состояние в образце и существенно затрудняет количественную интерпретацию результатов [41].

Для получения плоской ударной волны, обеспечивающей квазиодноосное напряжённое состояние, применяются газодинамические установки (газовые пушки), разгоняющие плоскую пластину-ударник. Такие установки могут использовать либо энергию сжатого газа (легкогазовые пушки), либо энергию взрывчатых веществ для разгона ударника [42, 43]. При соударении плоской пластины-ударника с поверхностью образца формируется одномерная ударная волна сжатия, что является оптимальным для изучения уравнений состояния, откольной прочности и других фундаментальных характеристик материалов [44-46].



Рисунок 1.7 – Двухступенчатая легкогазовая пушка для экспериментов с ударными волнами в Лаборатории Сандиа (США) [26]

На рисунке 1.7 представлена двухступенчатая легкогазовая пушка, используемая для ударно-волновых экспериментов в Лаборатории Сандиа (США). Подобные баллистические установки оснащаются системами высокоточных датчиков для измерения скорости и перегиба снаряда, синхронизации измерительной аппаратуры, а также диагностики возможного искривления поверхности ударника в процессе разгона. Для исключения влияния воздуха на полёт снаряда и процесс соударения, ствол перед снарядом и пространство вокруг образца вакуумируются.

По сравнению с взрывным нагружением, газодинамические установки с пластиной-ударником позволяют реализовать более контролируемые условия нагружения. Они обеспечивают наиболее чистую и воспроизводимую форму плоской ударной волны, длительность импульса давления при этом, как правило, существенно превышает длительность импульса, генерируемого лазерным или взрывным воздействием, и может регулироваться изменением толщины ударника (однако при использовании очень тонких ударников длительность импульса может быть сравнима с лазерным) [26]. Основным недостатком данного подхода остаются высокая стоимость оборудования, сложность эксперимента и длительность цикла подготовки, что ограничивает его широкое применение.

### **1.3.3. Взрывное компактирование порошков**

Взрывное компактирование это технологический метод получения плотных материалов из порошков, при котором энергия взрыва передаётся через контейнер (оболочку) на порошок, вызывая его уплотнение и частичное спекание за счёт прохождения ударной волны [47]. В классической схеме тонкостенный стальной или медный цилиндр заполняется порошком, после чего снаружи размещается заряд взрывчатого вещества. При детонации скользящая детонационная волна обжимает контейнер, генерируя

сходящуюся ударную волну в порошке. Давление на фронте достигает десятков ГПа, что приводит к высокоплотному состоянию материала [48, 49].

Важно отметить, что при взрывном компактировании сама цилиндрическая оболочка также подвергается интенсивному ударно-волновому нагружению. В процессе обжатия в стенке контейнера возникают сложные волновые явления: отражение ударной волны от внутренней свободной поверхности (границы «оболочка-порошок»), интерференция волн разгрузки, а при наличии центральной полости (если порошок отсутствует или имеет низкую плотность) – формирование растягивающих напряжений, приводящих к откольным повреждениям [36, 50, 51]. Изучение поведения полых тонкостенных цилиндров (без наполнителя) при обжатии скользящей детонационной волной позволяет изолированно исследовать реакцию материала стенки на импульсное нагружение, что является фундаментальной основой для понимания процессов компактирования и оценки предельных состояний оболочек.

Одним из наиболее информативных методов экспериментального исследования локализации пластической деформации при схлопывании цилиндрических оболочек является метод толстостенного цилиндра, разработанный и применённый исследователями В.Ф. Нестеренко и М.П. Бондарь. В их работах [52, 53] исследовано поведение материалов с разным типом кристаллической решётки (медь, алюминий, ниобий, нержавеющая сталь, фторопласт) при обжатии скользящей детонационной волной. Показано, что процесс коллапса цилиндрической полости сопровождается локализацией деформации, вырождающейся в симметричную систему трещин вблизи центральной части образца. Обнаружено, что характер структурирования среды (число и тип полос локализации, переход их в трещины) в большой степени зависит от размера исходного зерна: уменьшение зерна задерживает локализацию до больших значений деформации и приближает поведение металла к «жидкоподобному»

(на примере мелкозернистой меди и фторопласта). Важным результатом является вывод о том, что потеря одномерности коллапса и образование регулярной системы полос сдвига определяются не фазовыми переходами, а именно локализацией деформации, что необходимо учитывать при моделировании процессов взрывного компактирования и схлопывания оболочек.

Таким образом, взрывное компактирование является не только самостоятельным технологическим методом, но и удобной экспериментальной моделью для исследования откольной повреждаемости в цилиндрических оболочках при сходящихся ударных волнах. Результаты таких экспериментов напрямую связаны с задачами повышения надёжности деталей, работающих в условиях импульсных нагрузок (кавитация, эрозия, взрывные воздействия).

#### **1.4. Деформационные процессы при ударно-волновом нагружении**

Одним из важных эффектов ударно-волнового нагружения является поверхностное упрочнение материала [54-59]. Прохождение ударной волны вызывает в материале равномерную деформацию, которая приводит к возникновению различных дефектов кристаллического строения: дислокаций, дефектов упаковки, двойников, вакансий, междоузельных атомов и других. Это, в свою очередь, обуславливает упрочнение. Нагружение ударными волнами с давлением до 40 ГПа считается одним из наиболее эффективных высокоэнергетических методов упрочнения металлов и сплавов. Его главное преимущество – возможность получения значительного упрочнения при минимальном изменении формы изделия.

Для достижения поверхностного упрочнения применяют методы метания пластины-ударника и обжатия скользящей детонационной волной с использованием взрывчатых веществ. Взаимодействие ударных волн,

инициированных этими методами и распространяющихся навстречу или под углами друг к другу, приводит к значительному возрастанию давления – до 100-300 ГПа [54, 57, 59-64]. Структура металлов и сплавов при мощном взрывном нагружении изменяется под одновременным действием нескольких факторов: высокого давления, высокоскоростной деформации, растягивающих напряжений при разгрузке и повышения температуры [48, 49, 62-70].

Высокоскоростная деформация, вызванная ударной волной, складывается из равномерной и локализованной деформаций. Локализованная деформация в виде полос адиабатического сдвига и участков интенсивного локализованного течения является нежелательным результатом воздействия: она приводит к структурной неоднородности и может создавать очаги разрушения [49, 55, 62-71]. Равномерная деформация (даже если она неоднородна в микрообъёмах [70]) вносит в материал перечисленные выше дефекты кристаллической решётки, что и вызывает упрочнение [48, 49, 62-70].

Полосы адиабатического сдвига возникают в материалах, в которых первоначально однородная деформация, приводящая к деформационному упрочнению, переходит в локализованное тепловое размягчение. При высоких скоростях деформации и в материалах с низкой теплопроводностью и высоким коэффициентом термического размягчения преимущественная локализация деформации вызывает адиабатический нагрев (отсюда термин «адиабатический»). Локальный нагрев способствует дальнейшей локализации деформации, в результате чего образуются протяжённые участки сильно деформированного материала; окружающий материал остаётся практически нетронутым [37]. Конкуренция между деформационным упрочнением и тепловым размягчением определяет порог возникновения таких полос.

Другие термины, используемые для обозначения полос адиабатического сдвига: тепловые линии, термические кресты (оба применяются в контекстековки стали), полосы белого травления, полосы локализованного сдвига. Эти полосы обнаружены в стали [37, 72-78], латуни [79, 80], алюминиевых сплавах [81, 82], титане [83-85] и его сплавах [84, 86-88], магнии [89, 90] и уране [91, 92]. Помимо этих металлов, полосы также встречаются в горных породах [93], керамике [94] и ВВ [95].

Первое известное научное описание полос адиабатического сдвига можно найти в работе Tresca's S.J. [72], опубликованной в 1878 году, где он описывает тепловые линии, образующиеся в железных прутках при ковке. В работе Zener C. и Hollomon J.H. [73] впервые в XX веке упоминается локализованная деформация. Они показали, что при появлении отрицательного градиента на кривой "напряжение-деформация" предпочтительной реакцией становится неоднородная деформация. Их работа также подтвердила, что снижение температуры и увеличение скорости деформации оказывают сходное влияние на реакцию материала.

После этих открытий стала очевидной важность полос сдвига в процессах деформации. В некоторых материалах деформированное вещество внутри полосы становится значительно более хрупким, чем окружающий материал, что позволяет полосам выступать в качестве мест зарождения трещин и играть важную роль в их распространении и, в конечном счёте, в разрушении [96, 97]. Понимание микроструктуры и поведения полос адиабатического сдвига при распространении трещин особенно важно для сталей и титановых сплавов, широко применяемых в технике. С другой стороны, потенциально полезное применение таких полос вытекает из работы Magness Jr.L.S. [92], который обнаружил, что снаряды могут "самозатачиваться" за счет генерации полос.

Известные методы получения полос сдвига для исследований включают: высокоскоростную механическую обработку [98-100] и сжатие

[91], разрушение толстостенного цилиндра с помощью взрывчатых веществ [76, 83, 84], холодную прокатку [79, 80, 82, 101] и высокоскоростные удары. Последнюю категорию можно дополнительно разделить на: баллистический удар [37, 86, 89, 102] и ковку [72]; метод разрезного стержня Гопкинсона-Кольского [78, 81, 87, 88, 96, 97]; удар газовой пушкой; использование так называемых "образцов в форме шляпы" [88, 60], когда мишень специальной формы для генерации полос подвергается высокоскоростному нагружению ударным элементом.

Некоторые из самых ранних исследований полос адиабатического сдвига были выполнены в условиях, приближённых к реальным: высокоскоростная механическая обработка [98-100], холодная прокатка [79, 80, 82, 101], баллистический удар [37, 86, 89] и ковка [72]. Такие эксперименты наиболее полезны, когда требуется ответить на конкретный практический вопрос (например, как броня из данного сплава реагирует на баллистический выстрел или как металл ведёт себя при определённых условиях ковки). Однако условия нагружения в этих экспериментах сложны для контролируемого воспроизведения, что затрудняет выделение факторов, приводящих к возникновению конкретных полос сдвига. Именно поэтому в данной работе были проведены эксперименты с более простыми схемами нагружения – метанием пластины-ударника и обжатию скользящей детонационной волной, позволяющими лучше контролировать параметры воздействия и однозначнее интерпретировать полученные результаты.

### **1.5. Кавитационная эрозия и стойкость материалов**

Кавитационная эрозия представляет собой процесс разрушения поверхности твёрдого тела при схлопывании кавитационных пузырьков в жидкости, сопровождающемся генерацией ударных волн и микроструй. Данный вид повреждения характерен для деталей гидроэнергетического,

судового и химического оборудования, работающего в условиях интенсивных гидродинамических потоков. Способность материала противостоять кавитационному разрушению называется кавитационной стойкостью [103].

#### **1.5.1. Основные типы кавитационностойких сплавов**

В зависимости от химического состава и структуры различные классы сплавов проявляют неодинаковую устойчивость к кавитационной эрозии. Наиболее широкое распространение получили следующие группы материалов:

- Аустенитные нержавеющие стали. Данные сплавы, в частности марки 12X18H10T, обладают повышенной стойкостью благодаря ГЦК-решётке аустенита, обеспечивающей высокую пластичность и способность к деформационному упрочнению. По сравнению с углеродистыми сталями их кавитационная стойкость выше в 8-12 раз. Легирование молибденом (сталь 08X17H13M2) дополнительно увеличивает показатель до 15-20 раз [104].
- Сплавы на основе никеля и кобальта. Материалы типа стеллитов (Stellite 6) широко применяются в качестве наплавочных покрытий для защиты деталей, работающих в условиях кавитации, высоких температур и коррозионных сред. Высокая стойкость обусловлена формированием карбидной и интерметаллидной структуры, обладающей значительной твёрдостью и вязкостью разрушения [105].
- Нержавеющие стали с высоким содержанием кобальта (около 9 %). Такие стали характеризуются повышенной сопротивляемостью кавитационному износу по сравнению с аустенитными сталями, что связывают с образованием упрочняющих фаз в процессе деформации [106].
- Титановые сплавы. Благодаря формированию плотной защитной оксидной плёнки  $TiO_2$  и высокой коррозионной стойкости титановые сплавы

(например, ВТ1-0) демонстрируют выдающуюся кавитационную стойкость – в 25-30 раз выше, чем у углеродистой стали [107].

- Алюминиевые бронзы. Эти сплавы, в частности БрАЖ9-4 и БрАМц9-2, сочетают хорошую механическую прочность с устойчивостью к коррозии в морской воде. По кавитационной стойкости они превосходят многие нержавеющие стали и используются для изготовления гребных винтов, рабочих колёс насосов и деталей ультразвуковых аппаратов [108].
- Медные сплавы. Никель-алюминиевая бронза (НАВ) находит широкое применение в судостроении благодаря высоким механическим свойствам и стойкости к эрозии в морской воде. Также разработаны медно-никель-кремниевые сплавы с мелкозернистой структурой, устойчивые к микрогидроударам [109, 110].

В таблице 1.3 приведены относительные показатели кавитационной стойкости некоторых материалов (по отношению к углеродистой стали Ст3).

Таблица 1.3 – Относительная кавитационная стойкость материалов

| Материал                     | Относительная стойкость | Потеря массы (усл. ед.) | Основные области применения           |
|------------------------------|-------------------------|-------------------------|---------------------------------------|
| Углеродистая сталь Ст3       | 1,0 (эталон)            | 50-80                   | Общее машиностроение                  |
| Нержавеющая сталь 12Х18Н10Т  | 8-12                    | 4-6                     | Гидротурбины, насосы                  |
| Нержавеющая сталь 08Х17Н13М2 | 15-20                   | 2,5-3,5                 | Морское оборудование                  |
| Чугун с шаровидным графитом  | 2-3                     | 20-30                   | Корпуса насосов                       |
| Бронза БрАЖ9-4               | 4-6                     | 8-12                    | Рабочие колёса, гребные винты         |
| Титановый сплав ВТ1-0        | 25-30                   | 1,5-2,0                 | Судостроение, аэрокосмическая техника |

### 1.5.2. Факторы, влияющие на кавитационную стойкость

Устойчивость материала к кавитационной эрозии определяется совокупностью структурных, химических и фазовых характеристик:

- Структурные характеристики. Кристаллическая решётка, размер зерна, наличие неметаллических включений и дефектов существенно влияют на способность материала поглощать энергию ударных волн. Материалы с ГЦК-решёткой (аустенитные стали, алюминиевые бронзы) обычно демонстрируют более высокую стойкость благодаря множеству систем скольжения и высокой пластичности [111]. Мелкозернистая структура также способствует повышению кавитационной стойкости, затрудняя распространение усталостных трещин [112].
- Химический состав. Введение легирующих элементов изменяет электрохимическое поведение материала и способность к формированию защитных оксидных плёнок. Хром (12-18 %) обеспечивает образование стабильной пассивной плёнки  $(Cr,Fe)_2O_3$ , которая самовосстанавливается при повреждении. Никель стабилизирует аустенитную структуру, повышая вязкость и сопротивление ударным нагрузкам. Молибден увеличивает коррозионную стойкость в агрессивных средах, что особенно важно при кавитации в морской воде [113].
- Фазовые превращения. В метастабильных аустенитных сталях под действием кавитационных ударов может происходить  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситное превращение. Образование мартенсита деформации сопровождается поглощением энергии ударных волн и увеличивает инкубационный период эрозии. Такие материалы (например, некоторые нержавеющие стали) проявляют повышенную кавитационную стойкость по сравнению со стабильными аустенитными аналогами [114].

### 1.5.3. Методы оценки кавитационной стойкости

Для количественного определения сопротивления материалов кавитационной эрозии разработаны различные лабораторные, стандартизированные и натурные методы испытаний.

Среди лабораторных методов, наиболее распространённым является ультразвуковой (вибрационный) метод, при котором образец погружается в жидкость и подвергается воздействию высокочастотных колебаний (обычно 20 кГц), генерирующих кавитационное поле. Испытания по стандарту ASTM G32 позволяют оценить потерю массы образца за определённое время и получить сопоставимые результаты для разных материалов [115].

Другие лабораторные методы включают:

- испытания в вихревой камере (кавитация создаётся вращением жидкости, что приближает условия к реальной эксплуатации гидромашин);
- испытания с использованием магнитострикционных вибраторов (отличаются малым объёмом жидкости и сокращённым временем испытаний);
- струйные испытания (моделирование воздействия микроструй и ударных волн при полостной кавитации) [116].

Что касается стандартизированных методов, помимо ASTM G32, существуют международные стандарты, регламентирующие оценку кавитационной стойкости материалов и покрытий, например ASTM G134 (для покрытий) и другие международные стандарты [117].

Наиболее достоверные данные об эксплуатационной стойкости материалов получают при натурных испытаниях, например, в реальных гидроагрегатах (турбинах, насосах, гребных винтах). Однако такие испытания требуют длительного времени и значительных финансовых затрат, поэтому они применяются преимущественно для финальной аттестации перспективных материалов [118].

#### 1.5.4. Методы оценки результатов испытаний

После кавитационного воздействия на образец проводят комплексную оценку повреждений, используя следующие критерии:

- Потеря массы – основной количественный показатель, определяемый взвешиванием образца до и после испытаний. Потерю массы относят к единице площади поверхности и к времени воздействия [118].
- Изменение шероховатости поверхности – оценивается с помощью профилометрии или сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Характер рельефа поверхности (кратеры, ямы, волнистость) позволяет судить о механизмах разрушения [119].
- Структурные изменения – анализ микротрещин, пор, изменения микротвёрдости и фазового состава в приповерхностном слое. Используются методы оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа [119].
- Акустическая эмиссия – регистрация высокочастотных волн, возникающих при схлопывании кавитационных пузырьков и образовании микротрещин в материале. Метод позволяет в реальном времени отслеживать кинетику накопления повреждений [120].

Для повышения кавитационной стойкости применяют металлургические методы (оптимизация состава сплавов), термическую обработку (закалка, отпуск), поверхностное упрочнение (электродуговая наплавка, лазерная обработка). Также используются методы вычислительной гидродинамики (CFD) для моделирования кавитационных зон и оптимизации геометрии деталей [121].

Таким образом, выбор кавитационностойкого материала должен основываться на совокупности структурных, химических и эксплуатационных факторов, а методы оценки стойкости должны

обеспечивать воспроизводимость и корреляцию с реальными условиями работы деталей.

### **1.6. Откольная повреждаемость: механизмы и модели**

В условиях динамического нагружения разрушение образца происходит в зоне взаимодействия встречных волн разгрузки, где возникает область высокоскоростного растяжения материала. Откол – это специфическая форма динамической повреждаемости, которая проявляется в виде: откольной трещины, когда напряжение в зоне интерференции волн разгрузки превышает динамическую прочность материала; полосы локализованной деформации (ПЛД), когда напряжение растяжения ниже откольной прочности и нарушение сплошности материала не происходит. Откольная природа локализации пластической деформации при импульсном нагружении была экспериментально обоснована в работе [122]. Согласно общепринятым представлениям, причиной локализации деформации является потеря устойчивости пластического течения, возникающая в результате перехода работы деформации в тепло.

В отличие от традиционных представлений, откольная модель локализации пластической деформации позволяет установить механизм зарождения, место и время развития полос локализации, а также выявить физические законы, сопровождающие их появление. Геометрический фактор расположения свободных поверхностей и источников волн разгрузки является инструментом управления процессом: он позволяет задавать место образования ПЛД или создавать условия, предотвращающие локализацию. В откольной модели локализации деформации не делается различий между полосами адиабатического сдвига и полосами локализованной деформации.

Откольная природа локализации пластической деформации обоснована многочисленными взрывными экспериментами по переходу откольных

трещин (плоских, угловых, канальных, иглоподобных, радиальных, цилиндрических) в полосы локализации [122-125]. ПЛД, по сути, являются незавершенными откольными трещинами, поскольку они возникают в зонах интерференции волн разгрузки, где напряжение растяжения не превышает динамической прочности материала и сплошность сохраняется. Причина локализации пластической деформации заключается в высокоскоростном растяжении, а не в тепловом разупрочнении.

Сплавы алюминиевой бронзы, обладающие высокой устойчивостью к механическому истиранию и коррозионной стойкостью в морской воде, служат основным материалом для производства гребных винтов. Наиболее распространенная проблема таких изделий – разрушение откольного типа в результате кавитационной эрозии [126-132]. Процесс развития разрушения материала при кавитационной эрозии можно рассматривать с точки зрения воздействия ударных волн.

На поверхностях мишени под действием потока частиц в начальный момент нагружения возникают кратеры (ямы) и иглоподобные формообразования [133]. Анализ межзернового хрупкого разрушения материала и приповерхностного измельчения зёрен позволил предположить, что неупругие процессы (т.е. пластическая деформация и диссипация энергии в материале) вызваны действием сдвиговых волн (поперечных упругих волн, генерирующих касательные напряжения и локализованный сдвиг), а интерференция волн напряжения с отражёнными от границ волнами привела к приповерхностному измельчению зёрен в зоне контакта. Объём материала, поднимающегося вокруг глубоких кратеров, был значительно меньше объёма кратера, что указывает на то, что пластическая деформация не была единственной причиной их образования.

Авторы работы [134] критиковали модели эрозии, основанные на эффекте высвобождаемой энергии пластической деформации, поскольку пластическая деформация не является единственной реакцией металла,

особенно в условиях ударного нагружения. Энергия, выделяющаяся при коллапсе кавитационных пузырьков, расходуется на формирование волны сжатия, сдвиговой волны, хрупкое разрушение и поверхностное упрочнение, так что лишь небольшая часть этой энергии тратится на пластическую деформацию. Авторы считают, что ключевую роль в эрозии соседнего твёрдого материала играет воздействие микроструи, образующейся в момент асимметричного разрушения каверн.

Механизм эрозии под действием потока частиц был предложен д.ф.-м.н. Буравовой С.Н. в работе [135]. Теоретически показано, что на начальном этапе повреждаемости от удара сферической частицы, на поверхности мишени возникают кратеры (ямы) и иглоподобные откольные трещины, как результат фокусировки волн разгрузки.

Развивая эту модель, можно детализировать процесс формирования повреждений. При соударении сферической частицы с мишенью в зоне контакта последовательно происходит следующее. В начальный момент, когда скорость точки контакта превышает скорость звука в материале, поверхность мишени остаётся гладкой. Как только скорость контакта становится меньше скорости звука, ударная волна в мишени «убегает» от точки контакта, однако этот участок поверхности затем нагружается соседними элементами сферической частицы, вступающими в контакт. В результате на протяжении всего взаимодействия в зоне контакта возникают колебательные движения, поэтому вокруг гладкого пятна контакта формируется рифлёная (волнистая) поверхность. Именно эти колебания вызывают интенсивное измельчение зёрен в приповерхностном слое. При последующих ударах частиц фокусированная откольная трещина становится одним источником волн разгрузки, а вторым источником служит зона контакта, от которой уже ушла ударная волна (возникает периодический колебательный процесс). Интерференция волн разгрузки от этих двух источников приводит к образованию кольцевой откольной трещины вокруг

центральной иглоподобной трещины. Время действия растягивающих напряжений в зонах интерференции при этом практически равно нулю, что объясняет хрупкий характер откольных повреждений даже в пластичных материалах.

Механизм основан на физических законах для сжимаемых твёрдых тел и позволяет определить причину повреждения и объяснить имеющиеся экспериментальные наблюдения. Фокусировка волн разрежения приводит к образованию продольных трещин. Подход волновой механики к эрозионному износу позволяет выявить общие закономерности повреждения образца при различных типах импульсного нагружения (при высоких и низких скоростях удара), что открывает путь к логичному моделированию процессов разрушения.

В практике измерений прочности на откол ударные импульсы сжатия генерируются соударением пластины-ударника, толщина которой вдвое меньше толщины пластины-мишени. При ударе пластины возникают две ударные волны: в мишени и в ударнике. В момент образования разгрузки на торце образца волна разгрузки от ударника оказывается на границе контакта. Поэтому откольное разрушение сразу делит образец на две независимые пластины, толщины которых равны половине начальной толщины.

Если для треугольного импульса нагрузки (треугольный импульс – это ударная волна и волна разгрузки) можно предположить, что разрушение начнётся после достижения растягивающего напряжения, то в данном случае разрушение может произойти уже в процессе роста растягивающего напряжения. Важным для анализа условий зарождения трещины является также то, что расчёты показывают: скорость роста растягивающих напряжений в сечениях мишени, близких к ударной поверхности (левых), больше, чем в сечениях, близких к задней поверхности образца (правых) [136].

Таким образом, анализ литературных данных показывает, что откольная повреждаемость является сложным динамическим процессом, определяемым волновыми явлениями в материале. Установлено, что ПЛД могут рассматриваться как «незавершённые» откольные трещины, а их образование определяется высокоскоростным растяжением. Особый интерес представляет применение откольной модели для описания кавитационной эрозии материалов, работающих в морской воде, в частности алюминиевых бронз, широко используемых для гребных винтов и насосного оборудования. Однако многие аспекты зарождения и развития откольных повреждений в конкретных сплавах (БрАЖ9-4, БрАМц9-2) и коррозионно-стойкой стали 08Х18Н10Т при различных схемах ударно-волнового нагружения остаются недостаточно изученными. В связи с этим возникает необходимость в проведении систематических экспериментальных исследований, направленных на установление закономерностей откольного разрушения, оценку деформационного упрочнения и влияния геометрии образцов на повреждаемость. Решению этих задач посвящена настоящая работа.

### **1.7. Цель и задачи исследования**

Проведённый литературный обзор показал, что откольная повреждаемость материалов при ударно-волновом нагружении остаётся недостаточно изученной, особенно для алюминиевых бронз и коррозионно-стойких сталей. Большинство известных исследований выполнено с использованием сложных лабораторных установок (газовые пушки и т.д.), что ограничивает их производительность. В то же время методы нагружения ударными пластинами и обжатия скользящей детонационной волной с помощью взрывчатых веществ позволяют генерировать ударные волны требуемой конфигурации при сравнительной простоте эксперимента.

Таким образом, исследование влияния ударно-волнового нагружения на образование откольной повреждаемости в бронзовых сплавах и коррозионно-стойкой стали является актуальной задачей.

Целью работы является исследование особенностей процессов и установление закономерностей образования откольной повреждаемости в алюминиевых бронзах БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и коррозионно-стойкой стали 08Х18Н10Т при ударно-волновом нагружении методами метания пластины-ударника и обжатия скользящей детонационной волной.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Провести оценку параметров ударно-волнового нагружения и установить закономерности формирования и развития откольных повреждений.

2. Исследовать влияние геометрии свободных поверхностей в цилиндрических образцах на образование и развитие откольных повреждений.

3. Оценить степень деформационного упрочнения образцов после нагружения методами метания пластиной-ударником и обжатия скользящей детонационной волной.

4. Установить закономерности изменения структуры, а также механических свойств бронз БрАЖ9-4, БрАМц9-2 и стали 08Х18Н10Т в зависимости от параметров и методов ударно-волнового нагружения (метание пластины-ударника, обжатие скользящей детонационной волной).

5. Определить влияние длительности импульсного нагружения, а также повторного нагружения на эволюцию откольной повреждаемости.

## ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

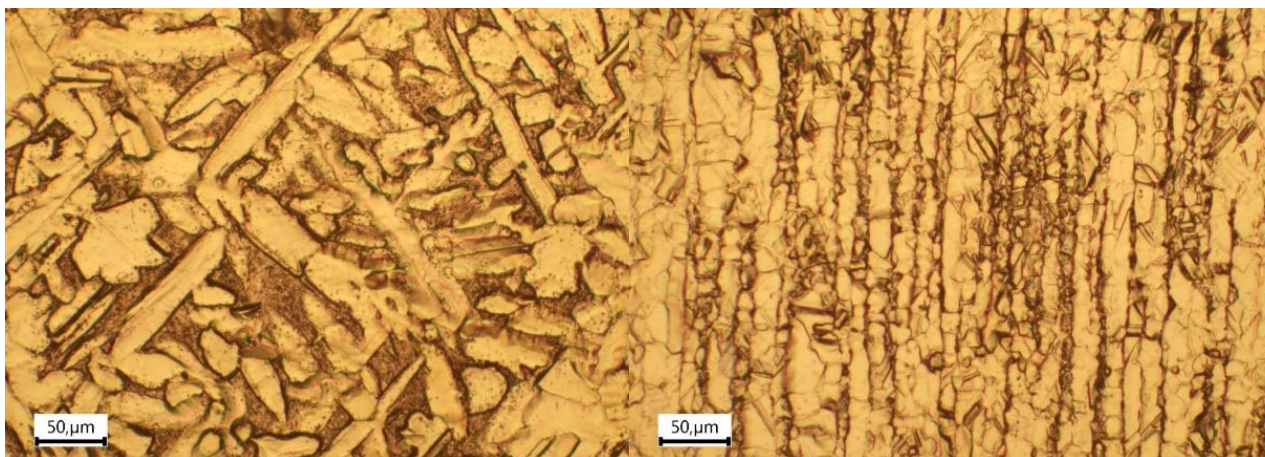
### 2.1. Исходные материалы

Объектами исследования являются цилиндрические образцы из бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 (ГОСТ 1628-2019), оболочки из коррозионно-стойкой стали 08Х18Н10Т (ГОСТ 5949-75), которые обладают высокой прочностью и стойкостью к коррозии. Химический состав и характеристики материалов представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Основные характеристики материалов

| Марка     | Химический состав,<br>мас. %                                    | Временное<br>сопротивление,<br>кгс/мм <sup>2</sup> | Относительное<br>удлинение, % | Твердость,<br>НВ |
|-----------|-----------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------|-------------------------------|------------------|
| БрАЖ9-4   | Cu – 89,25; Al – 8,2; Fe – 2,5; Zn – 0,05                       | 59,5                                               | 31                            | 140              |
| БрАМц9-2  | Cu – 88,63; Al – 8,7; Mn – 1,6; Ni – 0,46; Fe – 0,35; Zn – 0,26 | 63,5                                               | 22,5                          | 170              |
| 08Х18Н10Т | Fe – 68,5; Cr – 18; Ni – 10; Mn – 2; Si – 0,8; Ti – 0,7         | 49,9                                               | 40                            | 179              |

Для исследования влияния методов ударно-волнового нагружения на структуру образцов необходимо сначала рассмотреть их исходную микроструктуру. Исследование исходной структуры было проведено на продольных шлифах, изготовленных из прутков БрАЖ9-4 и БрАМц9-2, микроструктура которых представлена на рисунке 2.1.



а)

б)

Рисунок 2.1 – Микрофотографии исходной структуры бронзы:

а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

Структура сплавов БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 является двухфазной. Первая фаза представляет собой зерна  $\alpha$ -твердого раствора алюминия с железом в меди для БрАЖ9-4, и алюминия с марганцем в меди для БрАМц9-2. Вторая фаза это эвтектоид ( $\alpha + \gamma_2$ ), где  $\gamma_2$  – твердый раствор на основе соединения  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  электронного типа [137]. При исследовании под оптическим микроскопом избыточный  $\alpha$ -твердый раствор выглядит светлым, а эвтектоид ( $\alpha + \gamma_2$ ) – темным.

Зерна первой фазы в сплаве БрАМц9-2 имеют ориентированную форму вдоль направления прокатки, в сплаве БрАЖ9-4 зерна имеют полиэдрическую форму. Зерна эвтектоида ( $\alpha + \gamma_2$ ) в обоих сплавах имеют мартенситно-бейнитную форму.

Легирование железом способствует образованию дисперсным выделениям в  $\alpha$ -матрице и по границам зёрен в БрАЖ9-4, которые являются интерметаллическими соединениями на основе Fe-Al ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}_3$ ) [137]. В микроструктуре выглядят темными, небольшими ( $\sim 1$  мкм) точками в зернах. Они способствуют дисперсионному упрочнению и измельчению зерна. Легирование марганцем в БрАМц9-2 в свою очередь способствует

расширению области  $\alpha$ -фазы. В микроструктуре также возможно наличие включений типа  $MnAl_6$  – дисперсных интерметаллидов.

Бронза БрАЖ9-4 деформируется только в горячем состоянии, так как в их структуре довольно много эвтектоида (до 30-36 %). Несмотря на наличие эвтектоида у БрАМц9-2, она деформируется и в холодном состоянии, что объясняется благоприятным действием марганца. Бронза БрАМц9-2 имеет высокую прочность и коррозионную стойкость, вязкость, сопротивление износу, небольшой коэффициент трения. БрАЖ9-4 в свою очередь благодаря эвтектоиду и железистым включениям отличается лучшими антифрикционными свойствами и большей прочностью.

Исследование исходной структуры 08X18H10T было проведено на продольном шлифе, изготовленном из прутка, микроструктура которого представлена на рисунке 2.2.

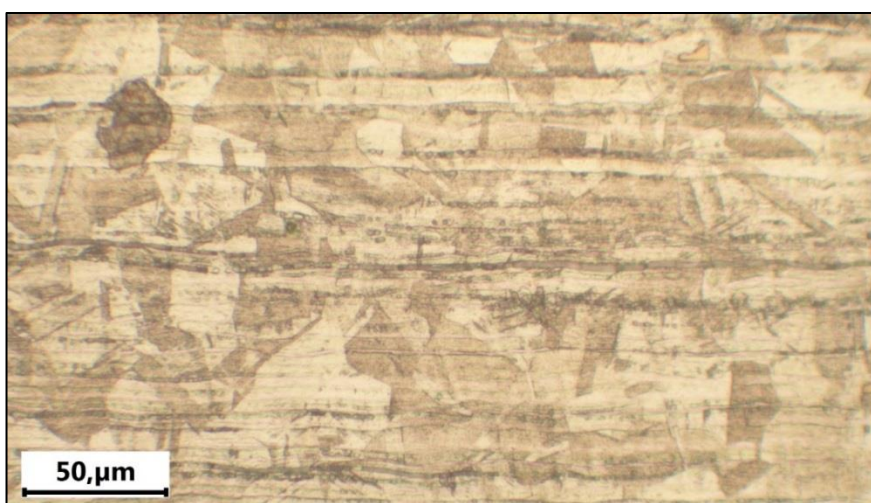


Рисунок 2.2 – Микрофотографии исходной структуры коррозионно-стойкой стали 08X18H10T

В исходном состоянии (после закалки) сталь 08X18H10T представляет собой метастабильный аустенитный твердый раствор с ГЦК-решеткой, содержащий небольшое количество равномерно распределенных карбидов титана и, возможно, следовые количества  $\delta$ -феррита. Такая структура

обеспечивает высокую пластичность и ударную вязкость, а также стойкость к общей и межкристаллитной коррозии.

## **2.2. Подготовка образцов**

Цилиндрические бронзовые образцы получены из прутков. Прутки БрАЖ9-4 были изготовлены прессованием, а прутки БрАМц9-2 – волочением (согласно ГОСТ 1628-2019). Прутки стальные 08Х18Н10Т – горячекатаные (ГОСТ 2590-2006).

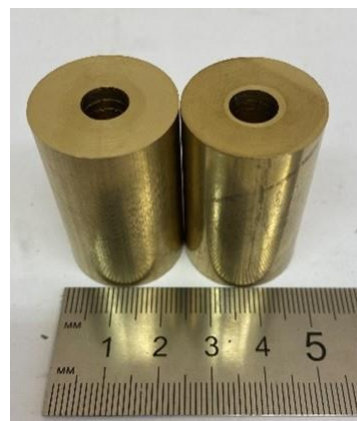
Для получения образцов, использовался отрезной станок с охлаждением SQ-80, чтобы избежать перегрева и изменения микроструктуры материалов. Размер цилиндрических бронзовых образцов составлял: диаметр 25 мм, высота 40 мм. Для создания дополнительных свободных поверхностей высверливалось сквозное отверстие диаметром 8 мм (рис. 2.1б), на учебном токарно-винторезном станке ТВ-7. Размер стальных оболочек составлял: толщина стенки 2 мм, диаметр отверстия 10 мм, высота 65-70 мм. Внешний вид образцов представлен на рисунке 2.3. Стальные оболочки также были изготовлены из литых прутков на токарно-винторезном станке ТВ-7. Сверление отверстия проводилось с помощью сверл из инструментальной стали с покрытием из нитрида титана при периодическом охлаждении водой. Скорость вращения патрона на токарном станке была равна 350 об/мин.

Сплошные бронзовые цилиндры служат для изучения фундаментальных механизмов осевого откола, как результат фокусировки волн разгрузки, источником которых является наружная поверхность образца. Полые толстостенные бронзовые цилиндры – модель для исследования влияния отверстия на кольцевое трещинообразование. Полые тонкостенные стальные цилиндры выбраны для изучения динамической потери устойчивости (т.е. потери несущей способности оболочки под действием импульсного нагружения, сопровождающейся быстрым ростом

возмущений формы) и пластического коллапса. При этом коллапс даже при квазистатическом давлении реализуется за счёт пластических деформаций, однако в настоящей работе рассматривается его динамический вариант, обусловленный прохождением ударной волны. Переход к стали обусловлен расширением области моделирования на тонкостенные элементы конструкций, где сталь является базовым материалом.



а)



б)



в)

Рисунок 2.3 – Цилиндрические образцы из бронзы (а) без отверстия (б) с отверстием: слева – БрАМц9-2, справа – БрАЖ9-4; образец стальной оболочки 08X18H10T (в)

Для ударно-волнового нагружения использовались следующие ВВ: аммонит 6ЖВ насыпной плотности  $1 \text{ г/см}^3$  со скоростью детонации  $3750 \text{ м/с}$ , а также игданит (микропористая аммиачная селитра с дизельным топливом) насыпной плотности  $0,85 \text{ г/см}^3$  со скоростью детонации  $3150 \text{ м/с}$ .

### 2.3. Ударно-волновое нагружение образцов из бронзы

Эксперименты по ударно-волновому нагружению бронзовых образцов проводились по двум схемам: метание пластины-ударника (модель мощного единичного удара) и обжатие скользящей детонационной волной (модель комплексного нагружения).

По схеме нагружения пластиной-ударником (рис. 2.4а) образец помещался в обойму из стали марки У8 (диаметр 45 мм, высота 40 мм) со сквозным отверстием под образец, для ограничения радиального растекания материала. Также были проведены эксперименты без обоймы. Пластина-ударник была изготовлена из дюралюминиевой пластины сплава марки Д16 (диаметр 45 мм, толщина 2 мм) и устанавливалась над образцом на высоте 10 мм. Данное расстояние способствует образованию плоского ударного фронта при заданных параметрах ВВ. Заряд ВВ (масса 75 г, высота 55 мм, диаметр 45) устанавливался прямо на пластину-ударник. В центр заряда помещался детонатор, с помощью которого инициировалась детонация ВВ. На рисунке 2.4б представлена схема экспериментов по метанию пластины-ударника на образцы без обоймы, чтобы проверить степень деформации образца.

Вариация с обоймой моделирует удар в массиве материала (например, кавитационное воздействие на плоскую поверхность лопасти вдали от её краёв), где окружающий материал препятствует боковому расширению деформируемой зоны. Вариант без обоймы соответствует удару у свободной поверхности или тонкостенного элемента (например, кромка винта или тонкая стенка детали). Это помогает понять, почему эрозия часто интенсивнее именно на краях деталей: здесь отсутствует подпор со стороны окружающего материала, что усиливает локальную повреждаемость. Наличие стальной обоймы подавляет боковые волны разгрузки, трансформируя напряжённое состояние в квазиодномерное (т.е. деформация

развивается преимущественно в направлении действия ударной волны, а поперечные перемещения ограничены), что в теории должно снизить количество фокусированных повреждений.

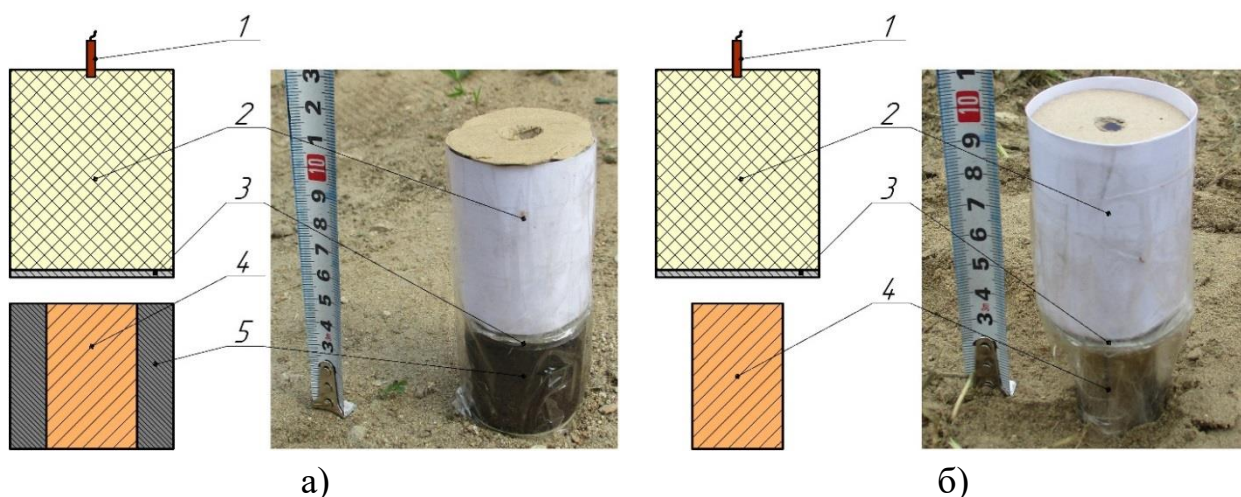
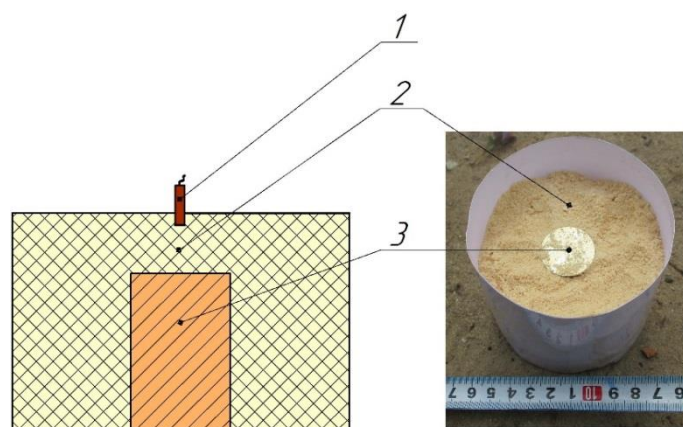


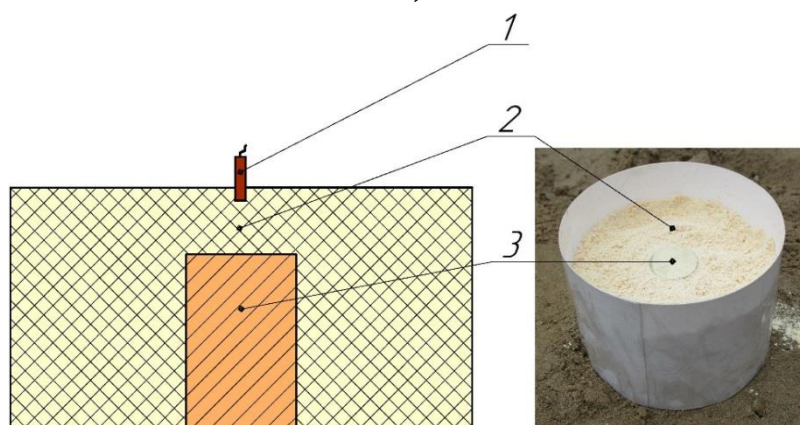
Рисунок 2.4 – Схема метания пластины-ударника на бронзовые цилиндрические образцы (а) в обойме и (б) без обоймы: 1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – пластина-ударник, 4 – образец, 5 – обойма

По схеме обжатия скользящей детонационной волной (рис. 2.5) образец находился в середине насыпного заряда ВВ. Толщина прослойки насыпного заряда над образцом составляла 15 мм, а толщина слоя по боковым граням образцов составляла 30 или 40 мм, что позволяло варьировать интенсивность нагружения за счет изменения толщины бокового слоя заряда. В центр заряда помещался детонатор, с помощью которого инициировалась детонация ВВ. На рисунке 2.5а показана схема эксперимента с толщиной слоя ВВ 30 мм (масса 290 г), а на рисунке 2.5б с 40 мм слоем (масса 490 г).

Изменение толщины слоя ВВ приводит к изменению параметров детонационного нагружения, включая скорость распространения детонационной волны и давление, действующее на образец.



а)



б)

Рисунок 2.5 – Схема обжатия скользящей детонационной волной бронзовых цилиндрических образцов (а) с высотой заряда 30 мм и (б) с высотой заряда 40 мм: 1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – образец

При обжатии детонационная волна «прокатывается» по боковой поверхности образца, создавая сходящуюся к оси цилиндрическую ударную волну. Это приводит к градиентам давления и кумуляции энергии в центре. Данный метод как раз создаёт такое неоднородное поле напряжений с явной концентрацией в центре, что позволяет изучать зарождение повреждений в самых нагруженных внутренних областях подобно тому, как при эрозии основной откол начинается под поверхностью, в зоне максимальных растягивающих напряжений.

Эксперименты с полыми образцами проводились по такой же схеме метания пластины-ударника (рис. 2.6а). Обжатие скользящей детонационной

волной было проведено на образцах после метания пластины-ударника только с высотой заряда 30 мм (рис. 2.6б). Образец сверху закрывался пластиной толщиной 2 мм, чтобы избежать попадания ВВ и продуктов детонации внутрь в отверстие.

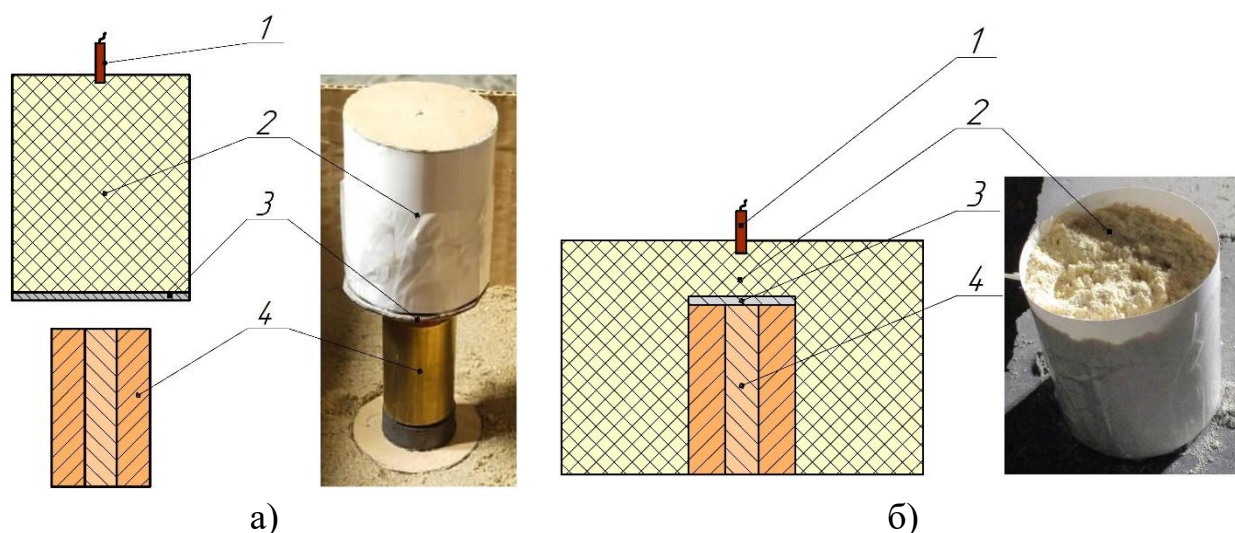


Рисунок 2.6 – Схемы (а) метания пластины-ударника на бронзовые полые цилиндрические образцы и (б) обжатия скользящей детонационной волной: 1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – (а) пластина-ударник; (б) пластина заглушка, 4 – образец

Также были проведены двухстадийные эксперименты с полыми бронзовыми образцами (метание + обжатие) позволяющие изучить эволюцию повреждений и возможность эффекта «залечивания» при повторном нагружении.

## 2.4. Экспериментальное определение скорости метания пластины-ударника

Для определения фактической скорости полета пластины-ударника эксперименты снимались на высокоскоростную камеру. В первой серии экспериментов использовалась камера Наногейт-4БП (рис. 2.7б), которая

позволяет сделать до 4 кадров за время проведения эксперимента, а во второй камера Наногейт-16БП (рис. 2.7г), которая позволяет сделать до 16 кадров. Экспериментальные сборки немного отличались, что представлено на рисунке 2.7.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 2.7 – Изображения проведения экспериментов по измерению скорости полета пластины-ударника: (а) первая сборка с использованием камеры (б) Наногейт-4БП и (в) вторая сборка с использованием камеры (г) Наногейт-22/16

Параллельно заряду ВВ была установлена защита от попадания в иллюминатор возможных осколков и продуктов взрыва, поэтому съёмка велась через зеркало. Ударник после взрыва летел на фоне белого экрана, который подсвечивался продуктами детонации. Для их отсечения, ударник был вклеен в отверстие в картоне (рис. 2.7а) на которые сверху

устанавливался заряд ВВ. Из-за разности в диаметрах между зарядом ВВ и ударником с обтекателем, оставшимся продуктам взрыва необходимо сначала обтечь ударник, чтобы перекрыть его полёт на кадрах, что позволяло получить достаточно чёткие изображения полета пластины на протяжении всего эксперимента.

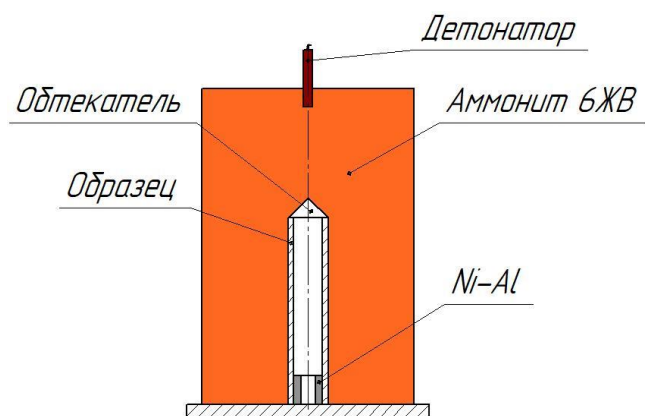
Для более корректного измерения скорости полета-пластины ударника в следующей серии экспериментов, ударник был запрессован в стальную пластину-отсекатель на опорах, установленных не на поверхности образца (рис. 2.7в).

Проведение экспериментов проводилось в Федеральном исследовательском центре проблем химической физики и медицинской химии Российской академии наук (ФИЦ ПХФ и МХ РАН) совместно с с.н.с., к.ф.-м.н. Сосиковым В.А. и с.н.с. Торуновым С.И.

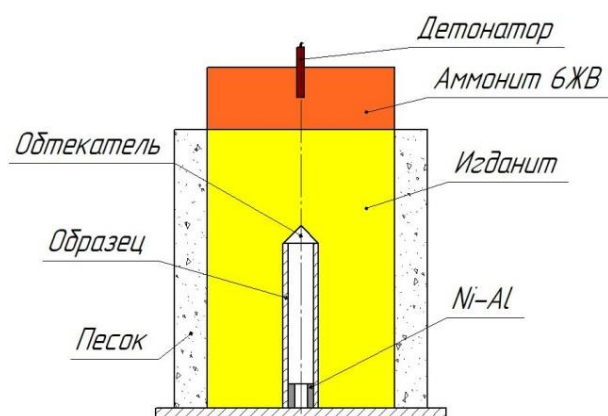
## **2.5. Ударно-волновое нагружение образцов из стали**

Эксперименты по ударно-волновому нагружению стальных цилиндрических образцов проводились по схеме обжатия скользящей детонационной волной (рис. 2.8). Высота образцов составляла 65 мм. Были реализованы две экспериментальные схемы, различающиеся диаметром заряда ВВ и наличием песчаной оболочки. Схема 1 (рис. 2.8а): диаметр заряда ВВ – 70 мм, в качестве ВВ использовался аммонит 6ЖВ. Схема 2 (рис. 2.8б): диаметр заряда ВВ – 116 мм, основной заряд состоял из игданита (обеспечивающего меньшую скорость нагружения) с небольшим инициирующим зарядом аммонита. Для увеличения длительности импульса и снижения разброса параметров взрывчатого вещества образец вместе с ВВ помещался под 17-миллиметровый слой песка (рис. 2.8б). Выбор толщины 17 мм обоснован результатами предварительных экспериментов, показавших оптимальное сочетание увеличения длительности импульса и сохранения

достаточной амплитуды давления. Песчаная оболочка также способствует более равномерному распределению давления за счёт уменьшения рассеивания энергии взрыва.



а)



б)



Рисунок 2.8 – Схема обжатия скользящей детонационной волной стальных цилиндрических образцов и фото экспериментальных сборок (а) с диаметром заряда ВВ 70 мм и (б) с диаметром заряда ВВ 116 мм

Сравнение результатов, полученных по этим двум схемам, позволяет исследовать влияние амплитуды и длительности ударно-волнового воздействия на структурные изменения и устойчивость тонкостенной стальной оболочки.

В нижней части цилиндра (внутри полости) в качестве преграды помещалась спрессованная таблетка из порошковой смеси Ni-Al диаметром

10 мм и высотой 10 мм. Смесь состояла из никелевого порошка ПНК-УТЗ ( $d \sim 18$  мкм) и алюминиевого порошка АСД-1 ( $d \sim 20$  мкм) в эквимольном соотношении. Ударная волна, возникающая при детонации в верхней части цилиндра, создавала давление скользящей детонационной волной на цилиндрическую оболочку, вызывая её сжатие. Внедрение преграды позволяет дополнить внешнее обжатие моделированием внутреннего импульсного давления, что приближает эксперимент к реальным процессам взрывного компактирования и инерционного схождения оболочек. В результате были получены образцы с различной степенью обжатия.

## **2.6. Методы анализа образцов**

### **2.6.1. Изготовление и травление шлифов**

Подготовку образцов производили на установке для приготовления металлографических шлифов M-1 Pre-Grinding Machine. Исследовались как продольные, так и поперечные шлифы.

Шлифование проводилось на водостойкой шлифовальной бумаге с уменьшающейся зернистостью. При переходе на более мелкозернистую бумагу шлиф поворачивали на  $90^\circ$ , и шлифовался до полного исчезновения всех следов царапин от предыдущей операции. Согласно работе [138] полировка шлифов начиналась на не ворсистой ткани, а заканчивалась кратковременной доводкой на ворсистой ткани. Для полировки использовались алмазные порошки зернистостью от 3,1 до 0,5 мкм. Окончательное полирование проводилось на войлочной ткани с водой.

На последних этапах обработки применялось травление шлифов. Травление образца велось к выборочному удалению поверхностного материала и выявлению его микроструктуры.

Для бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 качественные результаты были получены при химической полировке в реактиве с хлорным железом и

соляной кислотой (№1 в табл. 2.2). Для травления коррозионно-стойкой стали использовалась царская водка – классический реактив для выявления общей структуры аустенита, границ зёрен и карбидных выделений (№2 в табл. 2.2). Состав и условия травления представлены в таблице 2.2. [139-141].

Таблица 2.2 – Реактивы для травления

| № | Состав реактива                                       | Условия травления                                                                                                                 |
|---|-------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1 | 10 мл. $HCl$ , 5 гр. $FeCl_3$ ,<br>100 мл. $C_2H_5OH$ | $t = 15 - 20\text{ }^{\circ}C$<br>10 – 20 с.                                                                                      |
| 2 | 75 мл. $HCl$ + 25 мл. $HNO_3$                         | $t = 20\text{ }^{\circ}C$<br>5-30 мин (или 0,5-6 мин при $70\text{ }^{\circ}C$ )<br>перед использованием выдержать 20-30<br>часов |

### 2.6.2. Сканирующая электронная и оптическая микроскопия

Микроструктура образцов изучалась с помощью автоэмиссионного СЭМ сверхвысокого разрешения *ZeissUltraplus* на базе *Ultra 55* с приставкой рентгеновского микроанализа *INCA 250 Oxford Instruments*, и на сканирующем (растровом) электронном микроскопе *LEO-1450*.

Для растровой электронной микроскопии и рентгеновского микроанализа имеют значение эмиссия вторичных электронов, ионизация внутренних электронных оболочек и рентгеновское излучение. Интенсивность потока вторичных электронов зависит от расположения элемента поверхности образца относительно направления регистрации электронов. Следовательно, при создании изображения сигналом вторичных электронов можно изучать топографию поверхности объекта. Характерное рентгеновское излучение имеет длину волны, строго определенную для каждого элемента. Поэтому по спектральному составу и интенсивности отдельных линий характерного излучения можно проводить качественный и

количественный химический анализ [141]. Структурные изменения изучались путем съемки в характерном излучении, так и путем оптической микрофотографии при увеличении до 10000×.

Металлографические исследования исходных образцов и полученных после экспериментов, также были проведены на металлографическом инвертированном микроскопе *МЕТАМ ЛВ-34*, где съемка изображений с микроскопа осуществлялась камерой модели *ТС-500*.

Микроскоп *МЕТАМ ЛВ-34* предназначен для визуального наблюдения и фотографирования микроструктуры металлов, сплавов и других непрозрачных объектов в отражённом свете в светлом поле и поляризованном свете. Микроскоп имеет увеличение от ×100 до ×1250, источником света является галогеновая лампа. При помощи комплекса визуализации МС – это система фото и видео документирования на базе цифровой видеокамеры высокого разрешения, изображение выводится на персональный компьютер.

### **2.6.3. Измерение микротвердости**

Микротвердость образцов до и после ударно-волнового нагружения измерялась при помощи микротвердомера ПМТ-3 по способу Виккерса (HV) (ГОСТ 9456-76). Величина нагрузки на индентор составляла 100 г, что дает более низкие и устойчивые оценки микротвердости, так как в интервале нагрузок 50–200 г. значения микротвердости увеличивается сравнительно мало, а при дальнейшем уменьшении нагрузки существенно повышается. Время выдержки под нагрузкой составляло 10 секунд [142].

Подготовка поверхности шлифов заключалась в механической шлифовке и полировке образцов. Шероховатость образцов в месте испытания должна соответствовать  $R_a \leq 0,32$  мкм. Минимальная толщина составляла не менее 10-кратной глубины отпечатка [143]. Особое внимание

уделялось сохранению идентичности условий измерения микротвердости всех исследуемых образцов. Расчет величины микротвердости велся по формуле [144]:

$$HV = \frac{1,854 \times P}{d^2}, \quad (2.1)$$

где  $P$  – нормальная нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику, Н (кгс);  $d$  – среднее арифметическое длин обеих диагоналей отпечатка, мм.

Определение твердости является эффективным способом сравнения друг с другом однотипных материалов и способом контроля качества.

#### **2.6.4. Рентгенофазовый анализ**

Фазовый состав структуры стальной оболочки, содержащей продукты синтеза NiAl, определяли при помощи рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-3М. В качестве источника рентгеновского излучения служила трубка БСВ-29 ( $U = 30$  кВ,  $I = 30$  мА) с медным анодом ( $\text{Cu-K}\alpha$ ) и  $\beta$ -фильтр из фольги никеля. После съемки проводилась компьютерная обработка полученных рентгеновских дифрактограмм в программе Crystallographica Search Match с использованием базы данных PDF-2. Программа позволяет сравнивать полученный спектр с карточками из базы данных и оценивать степень соответствия экспериментально полученных пиков с пиками из базы данных.

### ГЛАВА 3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ И ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Откольное разрушение является специфическим видом динамического разрушения материалов, возникающем при высокоскоростном ударе или взрывном нагружении. Согласно [136], откол возникает в результате интерференции волн разгрузки (растяжения), источниками которых являются свободные поверхности образца. При напряжениях в зоне интерференции выше динамической прочности материала (откольной прочности  $\sigma_{spall}$ ) образуются магистральные трещины. Если напряжения ниже предела прочности, но выше предела упругости в зоне интерференции образуются полосы локализованной деформации.

Классическая схема откола реализуется при плоском ударе пластины-ударника по плоской поверхности образца. Для обеспечения квазиодномерного напряженного состояния поперечные размеры ударника должны превышать размеры образца (или быть равными им); в этом случае боковые волны разгрузки не влияют на центральную область, и волновая картина остается относительно простой. Толщина ударника определяет длительность импульса сжатия и, соответственно, положение откольной трещины относительно тыльной поверхности образца.

Однако в реальных экспериментальных схемах, особенно при использовании ударников, диаметр которых превышает диаметр образца, или при наличии сложных граничных условий (обоймы, дополнительные свободные поверхности в виде отверстий), волновая картина существенно усложняется. Возникают дополнительные механизмы разрушения, связанные с боковыми волнами разгрузки, их фокусировкой и интерференцией.

Для корректной интерпретации результатов экспериментов по ударно-волновому нагружению необходимо знать такие параметры, как давление на

фронте ударной волны и скорость соударения. Выбор режима нагружения определяется требуемым уровнем структурных изменений: при недостаточно высоких параметрах деформационные превращения не достигают значительной степени; при чрезмерных нагрузках возможно катастрофическое разрушение образца. Таким образом, оценка параметров ударно-волнового нагружения – как теоретическая (расчёт по известным уравнениям состояния), так и экспериментальная (скоростная съёмка) – необходима для установления количественной взаимосвязи между параметрами нагружения и структурными изменениями в материале.

### **3.1. Волновая картина при соударении образца с ударником**

Аналитическое рассмотрение взаимодействия деформируемых тел, выполненное в работах [145, 146], позволило установить ряд особенностей волновой картины при ударном нагружении пластиной или при ударе удлинённым телом.

В момент удара одновременно возникают две ударные волны в ударнике и преграде. Выход их на свободные поверхности сопровождается образованием двух центрированных волн разгрузки, источником которой является граница контактной поверхности (рис. 3.1). Разгрузка приводит к искривлению фронта ударной волны и снижению её амплитуды. Траектории точек пересечения фронта ударной волны с характеристиками центрированной волны разгрузки являются прямыми линиями, угол наклона которых не зависит от времени.

На рисунке 3.1 приведена схема волновой картины динамического взаимодействия твердых тел (ударник в форме цилиндра или бруска, преграда – полуплоскость).

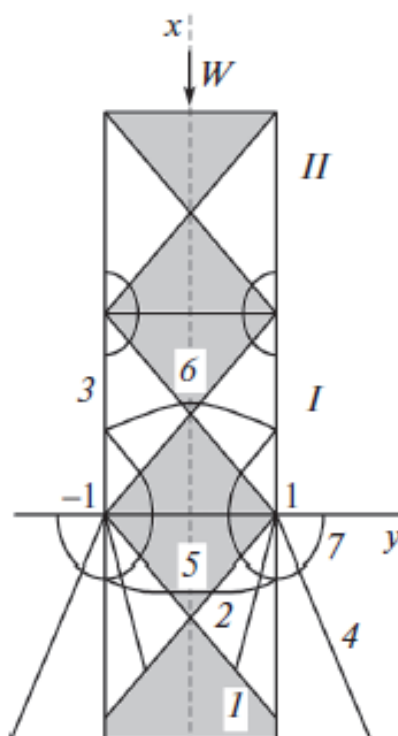


Рисунок 3.1 – Схема волновой картины импульсного взаимодействия твердых тел: 1 – траектория точки пересечения головной характеристики центрированной волны разгрузки (траектория  $s_0$ ) с фронтом ударной волны; 2 – промежуточная траектория  $s$ ; 3 – траектория точки пересечения фронта ударной волны с характеристикой, направленной вдоль боковой грани ударника; 4 – траектория точки пересечения фронта ударной волны с характеристикой  $s_H$ , где  $H$  – динамический предел текучести Гюгонио; 5 – участок невозмущенного фронта ударной волны в преграде; 6 – участок фронта ударной волны, в зоне торможения; 7 – область боковой разгрузки;  $W$  – скорость набегающего на фронт ударной волны потока, равная скорости удара; I – первый пространственный цикл; II – второй пространственный цикл (серым цветом обозначена область, где амплитуда ударной волны сохраняет первоначальное значение)

На начальной стадии внедрения ударника ударная волна, невозмущенная разгрузкой, ограничена сходящимися траекториями точек пересечения головных характеристик с фронтом ударной волны (траектории

$s_0$ , рис. 3.1, линия 1). Сближение волн разгрузки на контактной поверхности приводит к установлению нулевого давления, вследствие чего внедрение ударника в преграду останавливается. Ударные волны в преграде и ударнике отделяются друг от друга и продолжают движение самостоятельно, так как между ними образуется область разгруженного материала.

Фокусировка боковых волн разгрузки на оси симметрии образца создаёт зону высоких растягивающих напряжений. Фокусировка в цилиндрических образцах всегда превышает окольную прочность, что приводит к возникновению иглоподобной откольной трещины вдоль оси образца [145, 146]. Если напряжения ниже откольной прочности, но выше динамического предела текучести, материал сохраняет сплошность, но формируется ПЛД [125].

По мере распространения ударной волны по длине ударника процесс взаимодействия волн сжатия и разгрузки повторяется. Всю длину ударника можно разделить на пространственные циклы, в которых волновая картина воспроизводит начальную стадию удара. Каждый цикл состоит из двух стадий: снижение площади невозмущённого фронта ударной волны; восстановление давления за счёт торможения встречного потока материала ударника на фронте затухающей волны. Внутреннее торможение ударника приводит к образованию потока импульсов сжатия, направленных к преграде. Именно эти импульсы возобновляют прерванный процесс внедрения ударника и создают новые очаги повреждения в преграде.

На начальной стадии удара в результате фокусировки волн разгрузки на оси образуется иглоподобная откольная трещина. Приход первого импульса сжатия (от зоны торможения) на контактную поверхность сопровождается образованием новой откольной повреждаемости в виде кольца. Источниками волн разгрузки теперь становятся как боковая грань ударника, так и ранее образовавшаяся иглоподобная трещина. Это кольцевое повреждение (трещина или ПЛД) ограничивает цилиндрический объём

материала перед ударником – формируется "пробка". Приход последующих импульсов сжатия может приводить к образованию дополнительных кольцевых повреждений, которые разрушают ранее сформировавшуюся "пробку", если интенсивность импульсов достаточна. В случае, когда интенсивность последующих импульсов ниже откольной прочности, но выше динамического предела текучести, формируются кольцевые полосы локализованной деформации, которые также могут участвовать в разрушении "пробки".

### **3.2. Волновая картина при ударно-волновом обжатии**

Схема нагружения с использованием скользящей детонационной волны, применяемая для обжатия цилиндрических образцов или оболочек, приводит к реализации условий, близких к цилиндрической кумуляции [147, 148]. Теоретические решения [147, 148] предсказывают неограниченный рост давления и скорости при фокусировке ударных волн на оси цилиндра. Однако эксперименты показывают, что достичь бесконечно больших величин не удаётся из-за развития неустойчивостей. При схождении потока к оси возникает окружное напряжение сжатия, которое является причиной потери устойчивости движения. На фронте ударной волны образуются возмущения в виде маховских (тройных ударных) конфигураций – выступов (рис. 3.2). Выступы растут, поглощая более мелкие возмущения, постоянно генерируемые на фронте из-за сужения потока. Площадь фронта возмущённой ударной волны увеличивается. На завершающей стадии формируются несколько крупных выступов, которые делят фронт ударной волны на отдельные сектора, совершающие колебательные движения. При столкновении встречных конфигураций зона высокого давления "выносит" часть сжатого материала из-под фронта вперёд, что приводит к образованию так называемых "пластических струй". Процесс кумуляции завершается,

когда высота выступов становится равной расстоянию от фронта до оси. Околоосевое пространство заполняется выступами фронта, а возникшая при этом отражённая ударная волна тормозит набегающий поток.

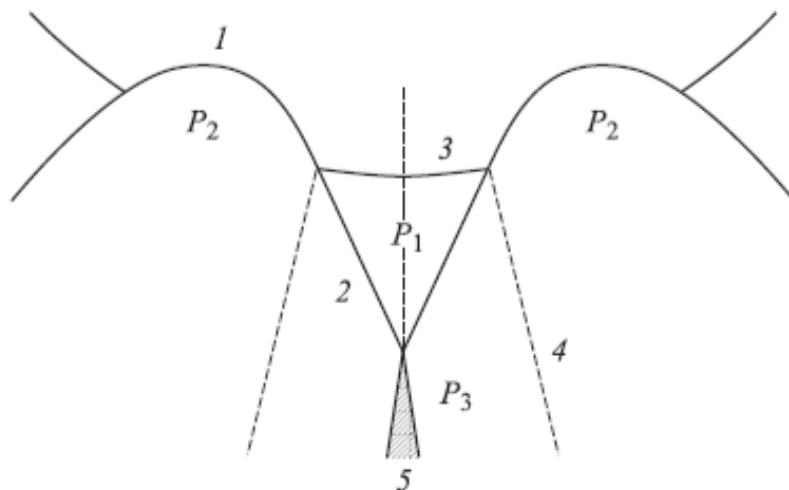


Рисунок 3.2 – Схема перемещения тройных конфигураций по фронту ударной волны: 1 – косая ударная волна, 2 – продольная ударная волна, 3 – фронт ударной волны, 4 – тангенциальный разрыв, 5 – область столкновения поперечных волн;  $P_1$  – давление несущей ударной волны,  $P_2$  – давление за косой ударной волной,  $P_3$  – давление в области высокого давления под фронтом ударной волны

### 3.3. Волновая картина формирования полос локализации деформации

При ударно-волновом нагружении цилиндрических образцов важную роль играют процессы многократного отражения волн от границ, приводящие к установлению стоячих волн [147, 148]. Прохождение ударной волны в образцах конечных размеров сопровождается образованием волн разгрузки, которые пересекают образец, отражаются от границ и возвращаются. Этот процесс повторяется многократно, приводя к осцилляции (реверберации) образца в форме стоячей волны. Стоячая волна характеризуется двумя параметрами: узел – место, где массовая скорость

равна нулю. В узле волны сталкиваются и расходятся, вызывая деформирование материала путем сжатия-растяжения. Вторым параметр – пучность - грани оболочки, где напряжение равно нулю. Особенностью стоячей волны является образование энергетических "отсеков" (между пучностью и узлом), в которых энергия сохраняется и не обменивается с соседними участками, в результате чего осцилляция продолжается без действия внешних сил, пока диссипативные потери не приведут к затуханию колебаний [149].

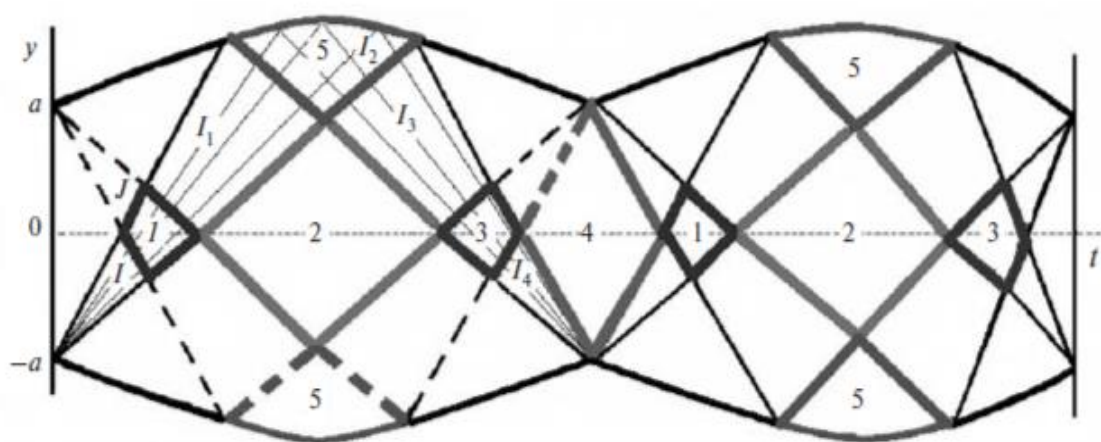


Рисунок 3.3 – Волновая картина формирования полос локализации деформации: I, I1, I2, J, J1, J2 – волны разгрузки (растяжения), I3, I4, J3, J4 – волны сжатия (догрузки); 1, 3 – зоны интерференции волн разгрузки и сжатия соответственно; 2, 4 – области покоя, где материал находится в растянутом или сжатом состоянии соответственно; 5 – зона отражения волн разгрузки на гранях образца

В стоячей волне возможно возникновение новых собственных колебаний – обертонов (гармоник). В узлах этих гармоник (зонах интерференции волн разгрузки) и возникают закономерно расположенные (периодические) системы откольных повреждений. При выходе возмущённой ударной волны на свободную поверхность образца (например, внутреннюю полость) формируется характерный волнистый рельеф, состоящий из

чередующихся выступов и впадин – складок [147, 148]. Каждая складка, образуемая на поверхности, становится источником волны разгрузки. Интерференция волн разгрузки от двух соседних складок приводит к образованию зон растягивающих напряжений, где возникают радиальные откольные трещины (или полосы локализованной деформации), прорастающие вглубь материала. Таким образом, ПЛД в данной модели рассматриваются как "незавершённые" откольные трещины – результат интерференции волн разгрузки при недостаточной для макроразрушения амплитуде растягивающих напряжений (рис. 3.3). Этот вывод является ключевым для понимания природы ПЛД, наблюдаемых в экспериментах.

#### **3.4. Экспериментальное определение скорости метания пластины-ударника с помощью высокоскоростной съемки**

Полет пластины-ударника фиксировался на высокоскоростную электронную камеру Наногейт-4БП, которая позволяет сделать 4 снимка за время проведения эксперимента (рис. 3.4). Скорости рассчитывались путём наложения кадров друг на друга и измерения изменения положения границы ударника между кадрами.

Из полученных кадров была оценочно рассчитана скорость полета пластины-ударника: между 1 и 2 кадром (рис. 3.4а,б), после детонации заряда взрывчатого вещества, скорость составляла 1,45 км/с; между 2 и 3 кадром (рис. 3.4б,в), заметно, что продукты взрыва начинают обгонять и перекрывать ударник, скорость составляла 1,94 км/с; между 3 и 4 кадром (рис. 3.4в,г), скорость равна 1,13 км/с; на 4 кадре, заметно резкое падение скорости, что связано со столкновением пластины непосредственно с образцом. Средняя рассчитанная скорость полета пластины-ударника составляет 1,5 км/с.

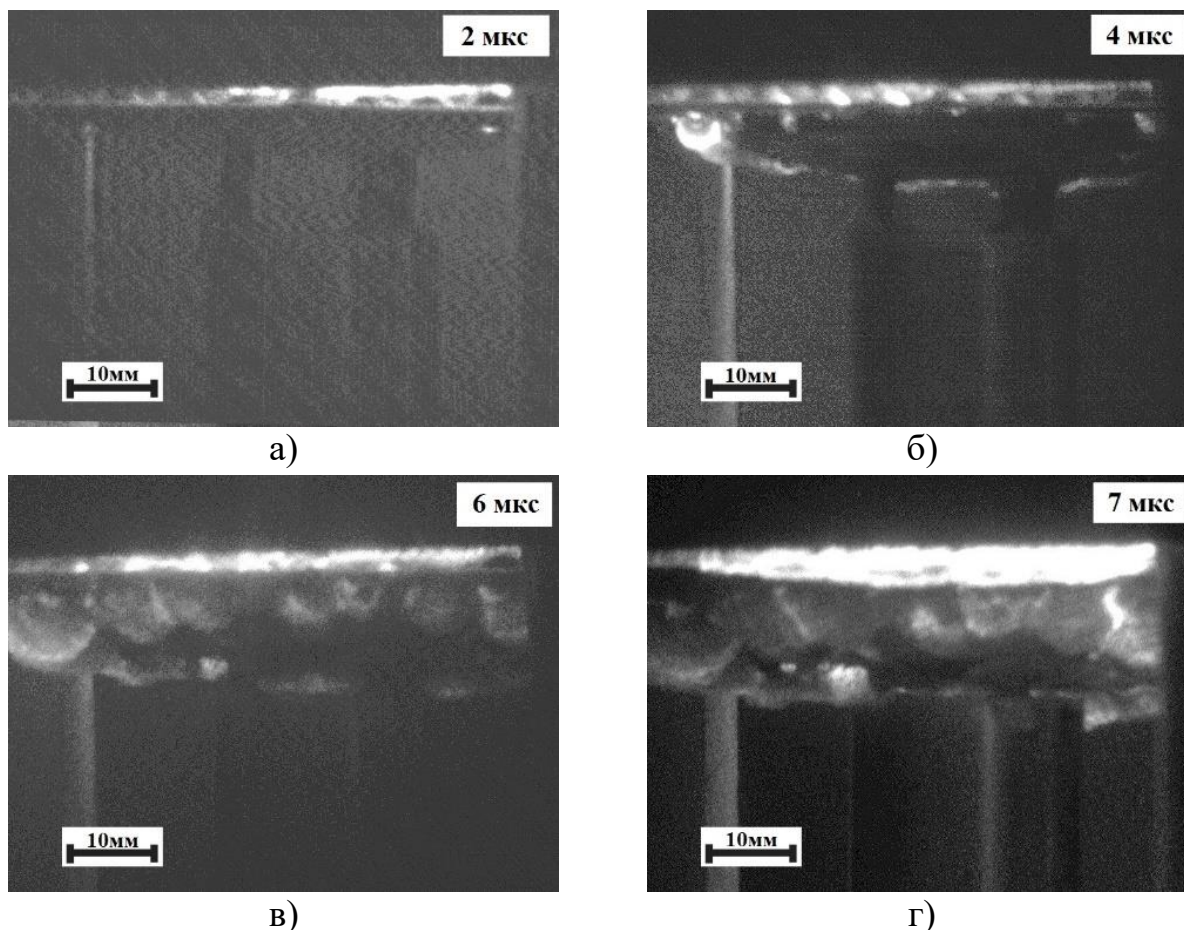


Рисунок 3.4 – Фотографии эксперимента по метанию пластины-ударника: а) начало разгона пластины; б) средний кадр полета пластины; в) момент соударения; г) последний кадр эксперимента

Следующий эксперимент по оценке скорости полета пластины-ударника фиксировался на высокоскоростную электронную камеру Наногейт-22/16, которая позволяет сделать 16 снимков за время проведения эксперимента (рис. 3.5).

Из полученных кадров была оценочно рассчитана скорость полета пластины-ударника: до столкновения пластины с преградой средняя скорость полета составляла 1,5-1,6 км/с; после столкновения скорость движения пластины около 1,5 км/с. Следует отметить, что в самом начале при детонации пластина-ударник раздувается из центра медленно и

неравномерно, что усложняет оценку скорости. До соударения, пластина разгоняется во время полета от 1,25 до 1,7 км/с.

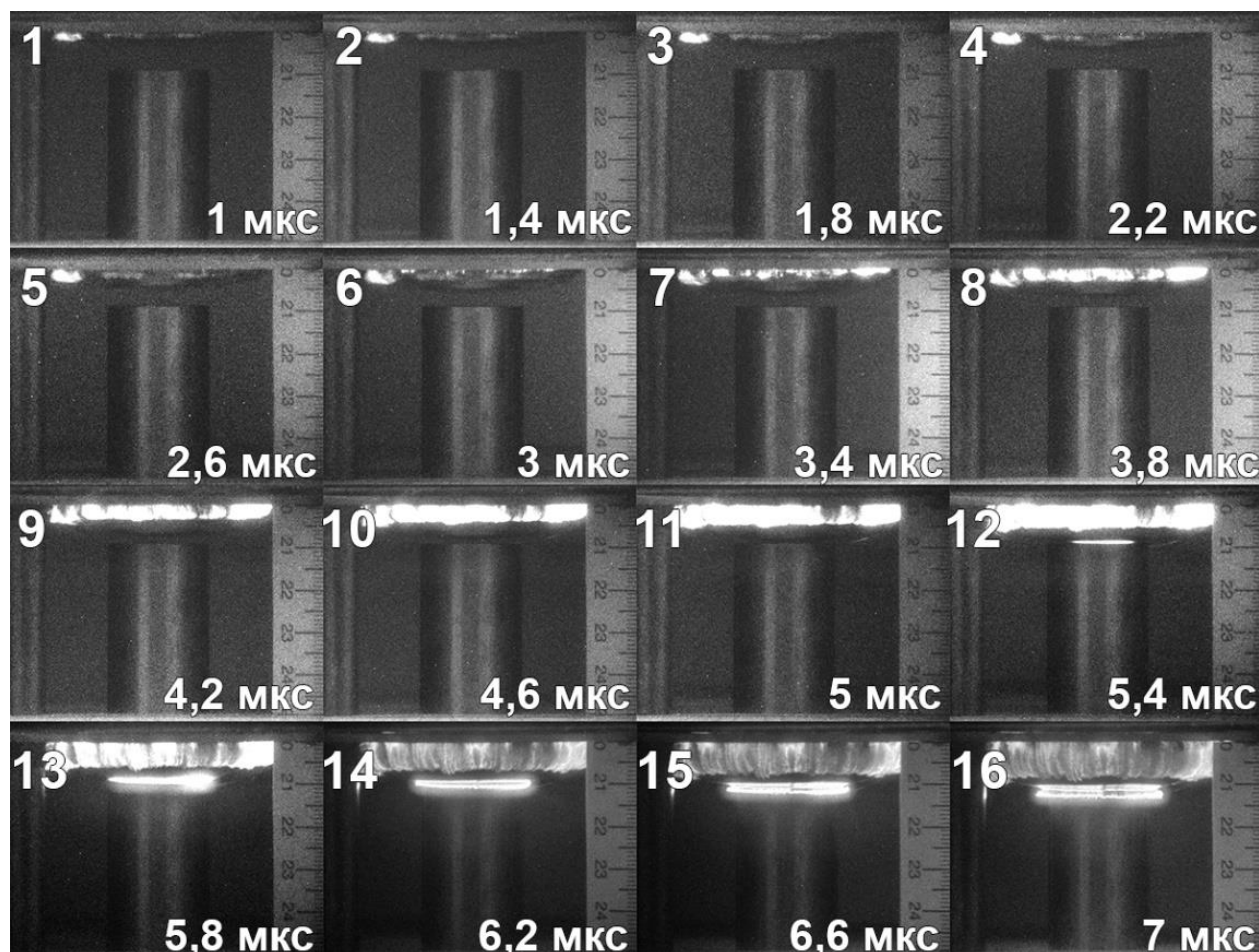


Рисунок 3.5 – Фотографии полета пластины-ударника с задержкой между кадрами 400 нс

В области соударения пластины с образцом образуется ударно-сжатый газ (12 кадр), который характеризуется яркой ровной линией, обтекающей образец и подсвечивающей откол частиц материала бронзы (13-16 кадры). На полученных кадрах можно увидеть, как изгибается пластина-ударник в процессе полета до столкновения с образцом (1-12 кадры). Из-за боковой разгрузки давление в продуктах взрыва на краях заряда падает быстрее, чем на его оси. В результате на центральную часть ударника действует больший импульс силы, чем на края, центр ударника приобретает большую скорость и в полете ударник выгибается [150]. Однако, за счет большего диаметра

пластины-ударника по сравнению с диаметром образца, удается получить одномерное плоское столкновение по всей площади образца.

Дополнительно был проведен эксперимент с большей задержкой между кадрами (600 нс), чтобы пронаблюдать разлет частиц пластины-ударника с образцом после столкновения. Скорость разлета отколовшихся частиц достигает 2,5 км/с, что также является откольной скоростью в бронзе, которая определяет откольную прочность. При такой скорости откольная прочность бронзы будет равна  $\sigma_{spall} \approx 3,5$  ГПа [151].

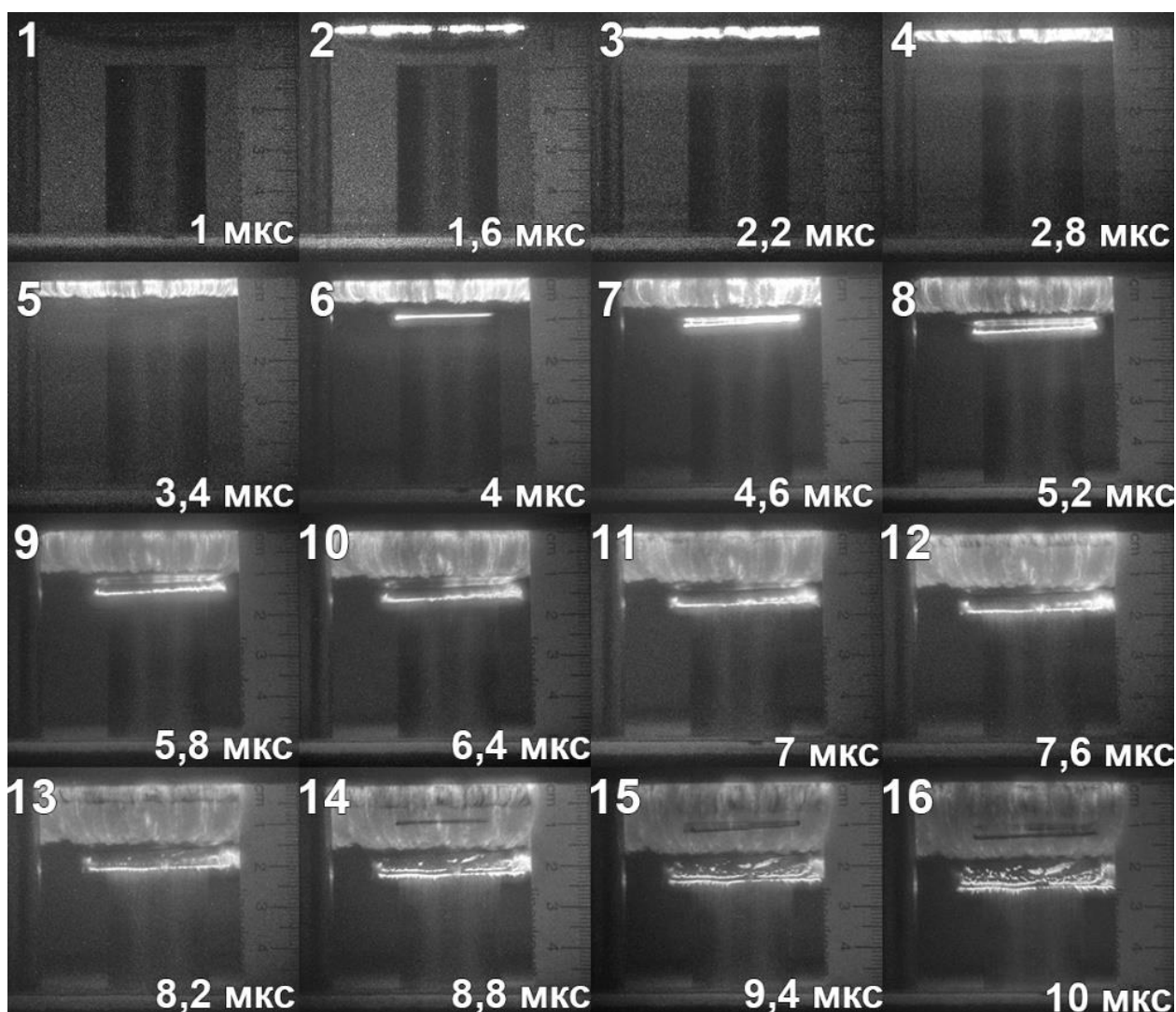


Рисунок 3.6 – Фотографии полета пластины-ударника с задержкой между кадрами 600 нс

### 3.5. Расчет скорости метания и давления соударения с образцами

Для определения скорости метания при взрывах плоских, цилиндрических и сферических зарядов различной конфигурации широко используется модель Гарни, разработанная США в начале 40-х гг. [150]. Процессы, сопровождающие метание, описываются в рамках модели мгновенной детонации, распределение скоростей в продуктах взрыва предполагается линейным. В этих предположениях для скорости получены точные формулы для определения параметров метания пластин и оболочек различной геометрии.

Для определения скорости метания пластины-ударника слоем ВВ, открытым с одной стороны, используется формула Гарни следующего вида [152]:

$$V = \sqrt{2E_G} \frac{r\sqrt{3}}{\sqrt{r^2+5r+4}} \quad (3.1)$$

где:  $r$  – отношение массы ВВ к массе метаемой пластины; величина  $E_G$  называется энергией Гарни и представляет собой часть энергии  $Q$  – теплоты взрыва, переходящей в кинетическую энергию продуктов взрыва.

Значения энергии Гарни известны для различных типов ВВ [152], для аммонита 6ЖВ:  $\sqrt{2E_G} = 1,83$  км/с.

Рассчитанная по формуле (3.1) скорость  $V = 2,4$  км/с представляет собой предельную оценку скорости пластины до ее столкновения с образцом. Максимальная скорость метания ограничена скоростью разлета продуктов взрыва в атмосферу. Из-за падения давления за детонационным фронтом, вследствие разлета продуктов взрыва, реальная скорость метаемой пластины оказывается всегда меньшей. Зная величину скорости метания пластины-ударника, можно определить испытываемое образцом давление при соударении.

Для оценки давления при соударении пластины-ударника (дюралюминий Д16) с бронзовым образцом (БрАЖ9-4) использован метод ударных адиабат (согласования импедансов). Ударные адиабаты материалов описываются в линейной форме [153]:

$$D = C_0 + bu \quad (3.2)$$

где:  $D$  – скорость ударной волны;  $C_0$  – скорость звука в материале при нулевом давлении;  $b$  – эмпирический коэффициент, зависящий от материала;  $u$  – массовая скорость за фронтом.

Давление на фронте ударной волны определяется соотношением:

$$P = \rho_0 D_u \quad (3.3)$$

где:  $\rho_0$  – плотность материала преграды при нулевом давлении.

На контактной границе выполняются условия равенства давлений и непрерывности массовой скорости:

$$P_1 = P_2 = P; \quad u_1 + u_2 = v_0 \quad (3.4)$$

где:  $v_0$  – скорость соударения, индексы 1 и 2 относятся к материалу пластины и преграды соответственно.

Система уравнений (3.2)–(3.4) решается итерационно. Для дюралюминия Д16 приняты значения  $\rho_{01} = 2790 \text{ кг/м}^3$ ,  $C_{01} = 5230 \text{ м/с}$ ,  $b_1 = 1.32$  [154]; для бронзы –  $\rho_{02} = 7700 \text{ кг/м}^3$ ,  $C_{02} = 3700 \text{ м/с}$ ,  $b_2 = 1.48$  [153]. При скорости соударения  $v_0 = 2400 \text{ м/с}$  решение даёт давление  $P \approx 32 \text{ ГПа}$ .

Данное давление многократно превышает откольную прочность бронзы  $\sigma_{spall} \approx 2,0\text{-}3,0 \text{ ГПа}$ . При соударении алюминиевой пластины со стальным образцом на скорости 1,5-2,5 км/с давление обычно составляет 20-40 ГПа [32], что дает хорошую корреляцию с полученными значениями.

### 3.6. Расчет параметров обжатия цилиндрических образцов

Для теоретического расчета скорости сжатия стенок цилиндров (массовая скорость металла) можно использовать формулу, которая также

происходит из модели Гарни [150], разработанной для расчёта скорости металлических оболочек, разгоняемых продуктами детонации ВВ. Изначально Гарни вывел свои знаменитые соотношения для простых геометрий: плоской, цилиндрической и сферической. Затем, развитие этой формулы произошло в работах советских и российских исследователей [155] в 1960-1970-х годах при изучении импульсного нагружения цилиндров для моделирования различных импульсных воздействий.

Таким образом, в нашем случае для оценки скорости внутренней поверхности цилиндра или массовой скорости металла, воспользуемся формулой, которая выводится из закона сохранения энергии [155]:

$$v = \frac{D}{2} \sqrt{\frac{r}{2(1+\frac{2r}{\psi})}} \quad (3.5)$$

где:  $v$  – массовая скорость металла в радиальном направлении (м/с);  $D$  – скорость детонации ВВ (м/с);  $r$  – отношение массы ВВ к массе металла;  $\psi$  – геометрический коэффициент. Коэффициент  $\psi = 4$  (для цилиндров) следует из соотношения площадей и геометрии разлёта продуктов детонации. Для других геометрий:  $\psi = 1$  для сферы,  $\psi = 2$  для плоского слоя.

Для бронзовых цилиндрических образцов с отверстием нагружение проводилось зарядом массой 290 г, масса полого бронзового образца 135 г, тогда  $r = 2,15$ . Скорость детонации аммонита 6ЖВ насыпной плотности 1 г/см<sup>3</sup> с диаметром заряда 85 мм и высотой 55 мм,  $D = 3400$  м/с. Тогда, рассчитанная по формуле (3.5) скорость  $v = 1220$  м/с.

Для стальных образцов, рассчитанная по формуле (3.5) скорость  $v = 1290$  м/с в случае нагружения зарядом ВВ диаметром 70 мм, и  $v = 1170$  м/с в случае нагружения зарядом ВВ диаметром 116 мм. Так как, в первом случае отношение масс ВВ/образец  $r = 1,77$ , скорость детонации  $D = 3750$  м/с, а во втором случае  $r = 2,45$ ,  $D = 3150$  м/с.

Важно отметить, что формула (3.5) не учитывает потери на пластическую деформацию и нагрев, поэтому носит оценочный характер.

Для оценки давления в скользящей детонационной волне (давление Чепмена-Жуге), была использована формула [47]:

$$P = \frac{\rho \cdot D^2}{4} \quad (3.6)$$

где:  $\rho$  – плотность ВВ (кг/м<sup>3</sup>);  $D$  – скорость детонации ВВ (м/с).

Давление Чепмена-Жуге характеризует давление в продуктах детонации ВВ. В случае нагружения бронзовых образцов зарядом аммонита 6ЖВ со скоростью детонации  $D = 3400$  м/с, рассчитанное по формуле (3.6) давление  $P = 2,9$  ГПа, а в случае нагружения зарядом со скоростью 3700 м/с, давление  $P = 3,4$  ГПа.

Для стальных образцов рассчитанное по формуле (3.6) давление  $P = 3,5$  ГПа, для образца со скоростью детонации ВВ  $D = 3750$  м/с, а для образца со скоростью  $D = 3150$  м/с, давление  $P = 1,9$  ГПа. Что говорит о том, что во всех случаях давление растёт пропорционально квадрату скорости детонации ( $D^2$ ).

Стоит отметить, что все полученные значения давления превышают предел прочности большинства конструкционных материалов. А также, это именно то давление, которое инициирует процесс нагружения образца, создавая исходный импульс. Однако давление, возникающее в самом материале в процессе обжатия будет намного выше. Полученные значения необходимы для корректной связи параметров нагружения со структурными изменениями.

### **3.7. Выводы по главе 3**

Проведённый в данной главе анализ волновых процессов и механизмов деформации при ударно-волновом нагружении, а также выполненные теоретические и экспериментальные оценки параметров нагружения позволяют сформулировать следующие основные положения, являющиеся теоретической основой для объяснения экспериментальных исследований:

- При соударении с пластиной-ударником, диаметр которой превышает диаметр образца, существенную роль играют боковые волны разгрузки. Их фокусировка на оси образца приводит к образованию иглоподобных (осевых) откольных трещин, что расширяет представления о возможных сценариях динамического разрушения.
- Аналитическое рассмотрение торможения удлинённого ударника выявило периодический характер нагружения мишени, обусловленный многократными отражениями волн сжатия и разгрузки в ударнике. Вследствие этого в мишени генерируются серии импульсов сжатия, которые при интерференции с волнами разгрузки от свободных поверхностей создают дополнительные очаги повреждения (кольцевые трещины и ПЛД).
- При обжати цилиндрических образцов скользящей детонационной волной реализуются условия, близкие к цилиндрической кумуляции. Рост давления ограничивается развитием неустойчивости движения и образованием на фронте ударной волны маховских конфигураций. Выход возмущённого фронта на свободную поверхность вызывает складкообразование, а интерференция волн разгрузки от соседних складок является прямым механизмом образования радиальных откольных трещин и ПЛД.
- В рамках концепции стоячих волн и их гармоник обосновано, что ПЛД являются результатом интерференции волн разгрузки в узлах стоячих волн при напряжениях, недостаточных для образования макротрещины, но превышающих динамический предел текучести. ПЛД могут рассматриваться как индикаторы зон интенсивной динамической деформации и как «незавершённые» откольные трещины.
- Выбранные режимы нагружения (скорость соударения 1,5-1,7 км/с, давление 15-20 ГПа) создают в материале растягивающие напряжения, многократно превышающие откольную прочность, и позволяют реализовывать откольную повреждаемость в бронзах и стали.

## **ГЛАВА 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В БРОНЗАХ БРАЖ9-4 И БРАМЦ9-2**

При исследовании образования откольной повреждаемости в бронзе использовались образцы из сплавов БрАЖ9-4 (на основе меди с добавками алюминия и железа) и БрАМц9-2 (с добавками алюминия и марганца). Так как, бронза является сплавом на основе меди, то при воздействии ударных волн от энергии взрыва, она не испытывает фазовых превращений. Поведение бронзовых материалов принято считать классически гидродинамическим, так как отсутствует предвестник разрушения [125]. Механизмом развития пластической деформации в бронзе с поликристаллической структурой является скольжение. Двойникование в структуре бронзы при высокоскоростной пластической деформации играет второстепенную роль. Нагружение медных сплавов ударными волнами с давлением до 25 ГПа не изменяет их внутреннюю микроструктуру [156]. Однако, при данном уровне импульсной нагрузки, может происходить образование откольной повреждаемости и полос локализованной деформации, а также, зарождение пор внутри полос локализованной деформации. Это происходит во время распространения волн разгрузки, после того как ударные волны вышли на свободные поверхности образца. Волны разгрузки создают в материале области больших растягивающих напряжений, только тогда, когда их, по крайней мере, две. Если превышаете предел прочности – возникает трещина, если ниже, но выше предела упругости – полосы локализованного сдвига.

За основу принята откольная модель локализации деформации при ударно-волновом нагружении бронзы, так как традиционная термопластическая модель не подходит ввиду высокой теплопроводности бронз и отсутствия признаков теплового разупрочнения; локализация деформации здесь имеет волновую природу. Постепенно, после получения

новых экспериментальных фактов, преимущество описания отдают именно откольной модели. К тому же, термопластическая модель не позволяет оценить возникновение локализации деформации в узких полосах, когда соседний материал не деформируется. Сведения о процессах развития откольного разрушения при ударно-волновом нагружении данных сплавов бронзы в литературе отсутствуют.

#### **4.1. Откольная повреждаемость при нагружении высокоскоростным соударением с пластиной-ударником**

После ударно-волнового нагружения образцов методом метания пластины-ударника были изготовлены продольные шлифы для дальнейших металлографических исследований. При ударе пластиной, находящиеся образцы в обойме, не изменили свою форму и приобрели малое количество видимых дефектов. При ударе алюминиевой пластиной-ударником по образцам бронзы без обоймы, цилиндры деформируются на поверхности соударения, приобретая «грибовидную» форму (рис. 4.1).



а)



б)

Рисунок 4.1 – Внешний вид образцов бронзы после соударения с пластиной-ударником (а) в обойме; (б) без обоймы

«Грибовидная» форма образцов без обоймы возникает из-за того, что в зоне контакта мгновенно возникают высокие давления (до 20 ГПа). Вблизи границы контактной поверхности материал стремится «вытечь» из-под ударной пластины радиально, в стороны. Это приводит к возникновению мощных сдвиговых напряжений и интенсивной пластической деформации в приповерхностных слоях. Эта деформация локализуется, становится источником многочисленных микротрещин и дефектов. Образцы с обоймой сохранили свою форму, потому что жёсткие стальные стенки обоймы предотвращают радиальное смещение боковой поверхности бронзового цилиндра. Деформация образца становится условно одномерной (плоская деформация), что кардинально меняет картину напряжённого состояния.

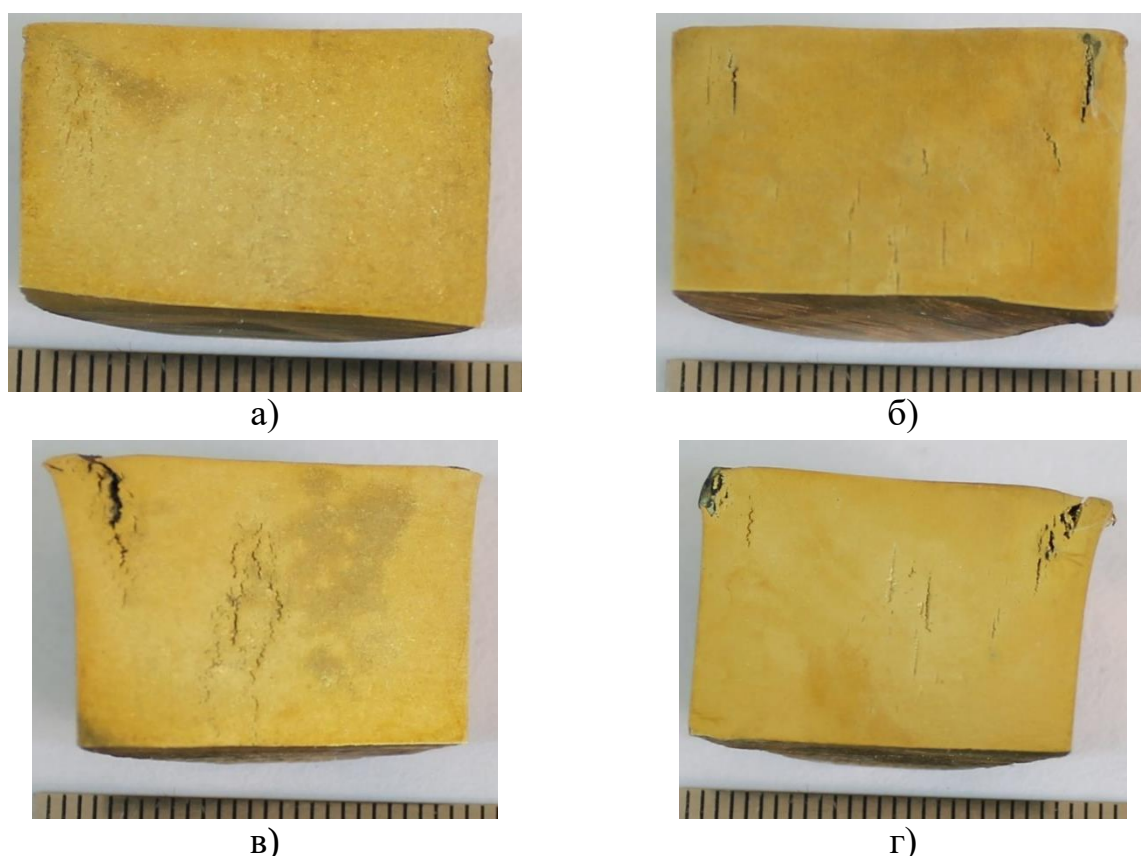


Рисунок 4.2 – Исследуемая поверхность шлифов образцов после соударения с пластиной-ударником: в обойме (а) БрАЖ9-4, (б) БрАМц9-2; без обоймы (в) БрАЖ9-4, (г) БрАМц9-2

При визуальном осмотре поперечных шлифов образцов, находившихся в обойме, было обнаружено небольшое количество образовавшихся макротрещин (рис. 4.2а, б). На шлифах образцов без обоймы было обнаружено большее количество образовавшихся макротрещин внутри материала (рис. 4.2в, г).

Ключевым фактором образования осевого откола является отражение ударной волны от боковой свободной поверхности цилиндра и последующая фокусировка сходящейся волны разгрузки, создающей зону растяжения. В образце без обоймы ударная волна, сгенерированная на фронтальной поверхности, свободно распространяется в объёме образца, и отражённая от боковой поверхности волна разгрузки формирует зону растяжения, приводящую к осевому отколу.

В образце с обоймой волновая картина существенно иная. Ударная волна, инициируемая алюминиевой пластиной-ударником, сначала проходит через стальную обойму, где частично рассеивается, и лишь затем передаётся в бронзовый образец. При этом фронт волны, входящей в бронзу, становится менее резким. Боковая поддержка со стороны обоймы создаёт в образце объёмное (триаксиальное) сжатие, что служит дополнительным «подпором» и уменьшает величину растягивающих напряжений, возникающих при отражении волн от боковой поверхности [146]. Кроме того, обойма меняет граничные условия отражения волн от боковой поверхности бронзы, усложняя волновую картину. По плоскому фронту ударной волны в бронзе распространяется система мелких возмущений (определяемых разностью давлений), которые затухают по мере удаления от поверхности контакта.

Также важно учитывать акустическое согласование на границах раздела материалов. Акустический импеданс материала определяется как  $Z = \rho_0 \times c_0$ , где  $\rho_0$  – плотность материала,  $c_0$  – скорость звука в нём [26]. Отношение импедансов двух сред определяет долю энергии падающей ударной волны, которая отражается от границы: чем больше различие

импедансов, тем значительнее отражение. В случае соударения бронзового образца с алюминиевой пластиной-ударником без обоймы, импедансы бронзы (55 МПа·с/м) и алюминия (23 МПа·с/м) различаются более чем в два раза. Отражённая волна интерферирует с падающей, создавая сложную картину напряжений вблизи ударной поверхности. Импеданс стали (~49-55 МПа·с/м) близок к импедансу бронзы. Поэтому, в случае соударения пластины с образцом в обойме, ударная волна от алюминия частично отражается от стали (но меньше, чем от бронзы) и основная часть энергии проходит в сталь, так как площадь контакта ударника с обоймой ( $\pi \cdot (22,5^2 \text{ мм} - 12,5^2 \text{ мм}) = 10 \text{ см}^2$ ) больше, чем с бронзой ( $\pi \cdot 12,5^2 \text{ мм} = 4,9 \text{ см}^2$ ). Так как сталь контактирует с бронзой по всей боковой поверхности, ударная волна из стали последовательно и более плавно внедряется в бронзовый образец не только спереди, но и с боков. Это снижает градиенты напряжений на фронтальной поверхности. Поэтому на образцах без обоймы макротрещины у торцевой поверхности более развиты (рис. 4.2в, г). Однако дальнейшие металлографические исследования показали, что во всех образцах присутствуют микротрещины и фиксируется наличие большого количества микропор (рис. 4.3).

Напряжения, вызванные воздействием ударной волны в материале, в несколько раз превышают динамическую прочность бронзы. Пиковое давление по результатам расчета достигает 40 ГПа против откольной прочности в 3,5 ГПа. В зонах локализации (глубина 5-15 мм от торцевой поверхности) можно также увидеть образовавшиеся микропоры, размеры которых составляют от 10 до 100 мкм. Такие зародышевые микропоры, по сути, являются очагами разрушения, из-за которых образуются продольные откольные трещины при нагружении ударными волнами [157]. Откольные трещины преимущественно распространяются параллельно оси цилиндрического образца. Это характерный признак откольного разрушения, инициированного растягивающими напряжениями, возникающими при

интерференции волн разгрузки. В условиях отсутствия бокового подпора (без обоймы) волны разгрузки от боковых поверхностей образца создают дополнительные растягивающие напряжения, ориентированные в поперечном направлении, что и определяет преимущественно продольную ориентацию трещин. При этом в бронзе БрАМц9-2, обладающей выраженной анизотропией структуры в направлении прокатки, трещины имеют более прямую траекторию по сравнению с бронзой БрАЖ9-4, где структурная неоднородность способствует более извилистому распространению трещин.

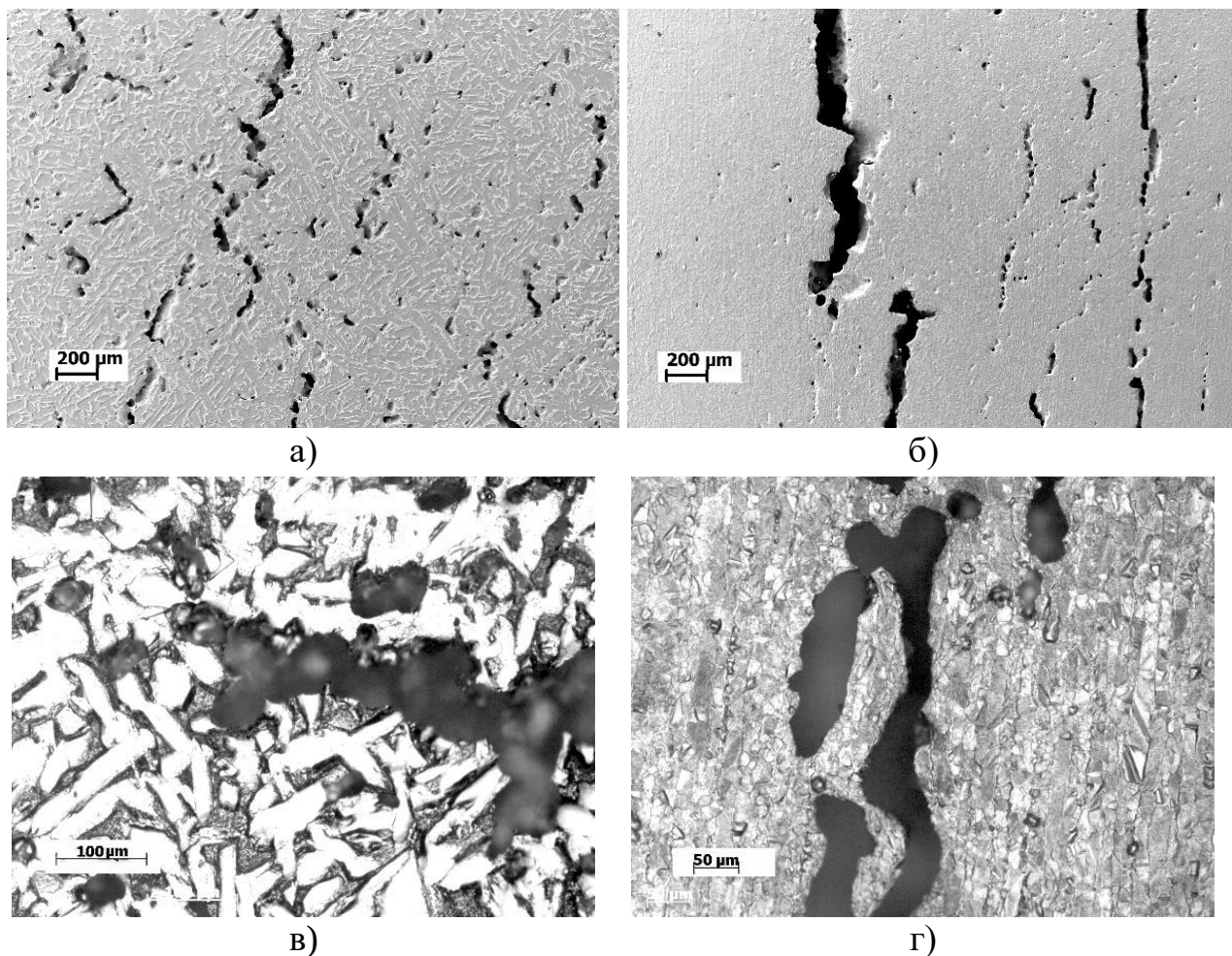


Рисунок 4.3 – Травленные поверхности шлифов образцов после соударения с пластиной-ударником: в обойме (а) БрАЖ9-4, (б) БрАМц9-2; без обоймы (в) БрАЖ9-4, (г) БрАМц9-2

В микроструктуре БрАЖ9-4 прослеживается формирование небольших участков с полосами скольжения дислокаций внутри зерен (рис. 4.4а), а

микроструктура БрАМц9-2 отличается большим количеством образовавшихся полос скольжения (рис. 4.4б). Характер деформационной структуры свидетельствует о том, что высокоскоростная пластическая деформация бронзы на макроуровне осуществляется скольжением, причем наличие в структуре грубых следов скольжения дислокаций указывает на повышенную локализацию пластической деформации. Одновременное действие нескольких систем скольжения в одном зерне, в условиях ударного нагружения указывает на то, что приведенное сдвиговое напряжение достигает критического сдвигового напряжения в нескольких системах независимо от величины в них фактора Шмида [158].

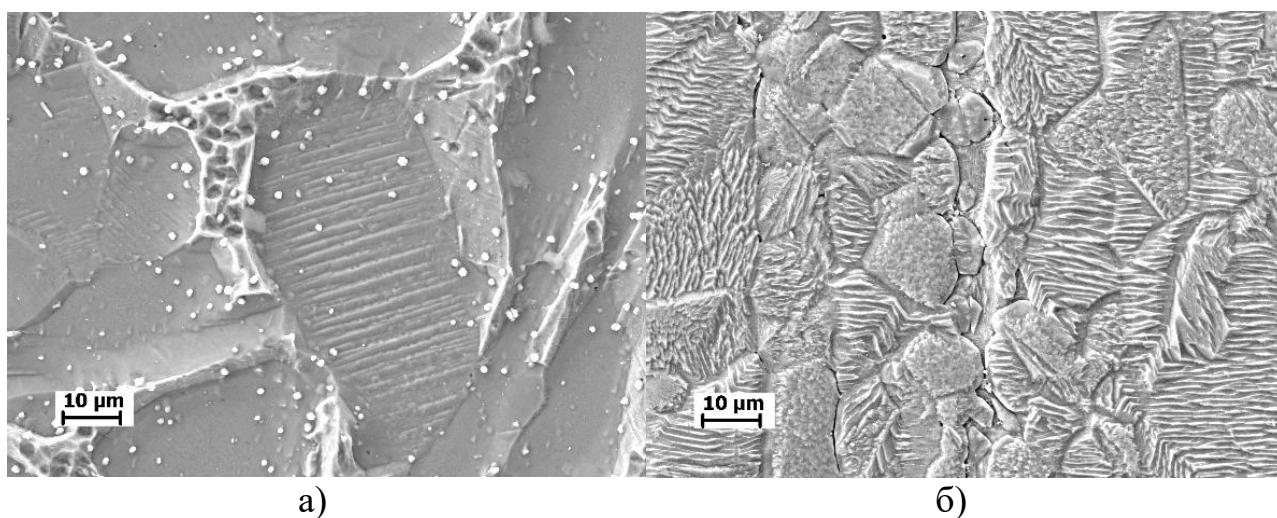


Рисунок 4.4 – Полосы скольжения внутри зерен микроструктуры бронзы (а) БрАЖ9-4, (б) БрАМц9-2

Дополнительно, стоит отметить, что трещины распространяются не только по «уязвимым» местам зеренной структуры, то есть вдоль ее границ (интеркристаллитно), но и вдоль самих зерен (транскристаллитно), что свидетельствует о достаточно сильном нагружении. Однако, плоская ударная волна, проходящая через материал бронзы, не изменяет ее зеренную микроструктуру (за исключением образовавшихся полос), размер и форма зерен в сравнении с микроструктурой исходных образцов такие же.

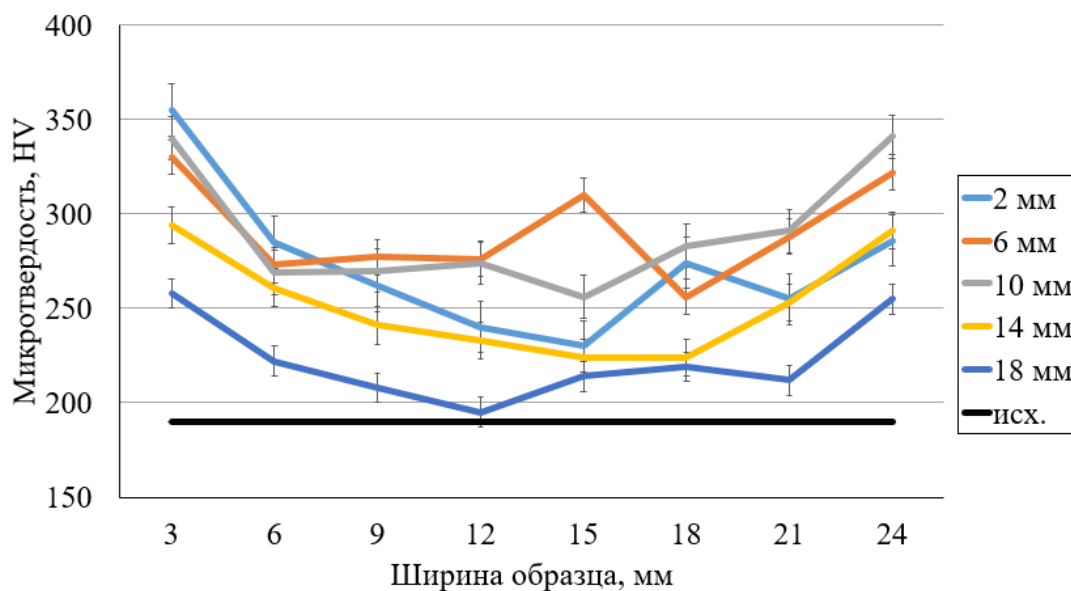
Таким образом, стальная обойма выполняет роль динамического жёсткого контура, изменяющего волновую картину нагружения. Снижение пиковых растягивающих и сдвиговых напряжений достигается за счёт: (1) согласования акустических импедансов стали и бронзы, уменьшающего амплитуду отражённой волны; (2) ограничения поперечной деформации и создания бокового подпора; (3) рассеяния энергии в обойме и сглаживания фронта волны, передаваемой в бронзу. Это приводит к уменьшению количества макроскопических трещин и дефектов.

Для количественной оценки деформационного упрочнения и локализации повреждений были проведены измерения микротвердости на продольных шлифах цилиндрических образцов, нагруженных в стальной обойме и без неё. Измерения выполнялись по сетке, включающей пять сечений по высоте (на расстояниях 2, 6, 10, 14 и 18 мм от торца соударения) и восемь точек по ширине (от 3 до 24 мм).

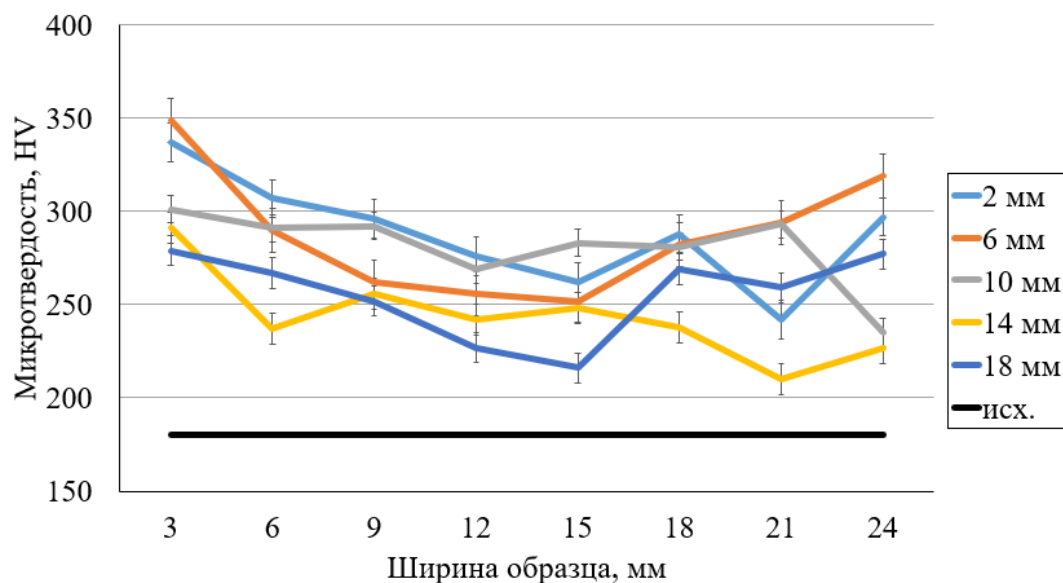
После нагружения в обойме образец из БрАЖ9-4 внешне не имел макроскопических трещин, однако на шлифе наблюдались контрастные зоны деформационного упрочнения и скрытые микротрещины. Исходная микротвердость сплава составляла 190 HV. Распределение микротвердости по сечению показано на рисунке 4.5а.

Характерными особенностями являются ярко выраженные пики у боковых поверхностей образца (355, 340 и 341 HV), что связано с отражением ударных волн от боковых граней и их интерференцией. Второй локальный максимум зафиксирован на глубине 6-10 мм от торца; эта зона соответствует интерференции волн разгрузки, где формируется откольная повреждаемость. В центральной области тыльной стороны образца наблюдается глубокий минимум (195 HV), практически совпадающий с исходной твердостью.

Усреднение по всем 40 точкам измерения показало, что средняя микротвердость сплава БрАЖ9-4 после нагружения в обойме повышается до 266 HV, что соответствует приросту 40 % относительно исходного значения.



а)



б)

Рисунок 4.5 – Графики микротвердости образцов бронзы после нагружения пластиной-ударником в обойме: а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

В отличие от БрАЖ9-4, образец БрАМц9-2 после нагружения в обойме имел явные макроскопические трещины, но упрочнение распределялось более равномерно. Исходная микротвердость составляла 180 HV. Краевые

пики также присутствовали, однако их амплитуда была менее контрастной. Общий разброс значений составил от 216 до 349 HV, меньше, чем у БрАЖ9-4 (195-355 HV). Распределение микротвердости по сечению показано на рисунке 4.5б.

Средняя микротвердость сплава БрАМц9-2 после нагружения в обойме возросла до 283 HV, что соответствует приросту 57 %.

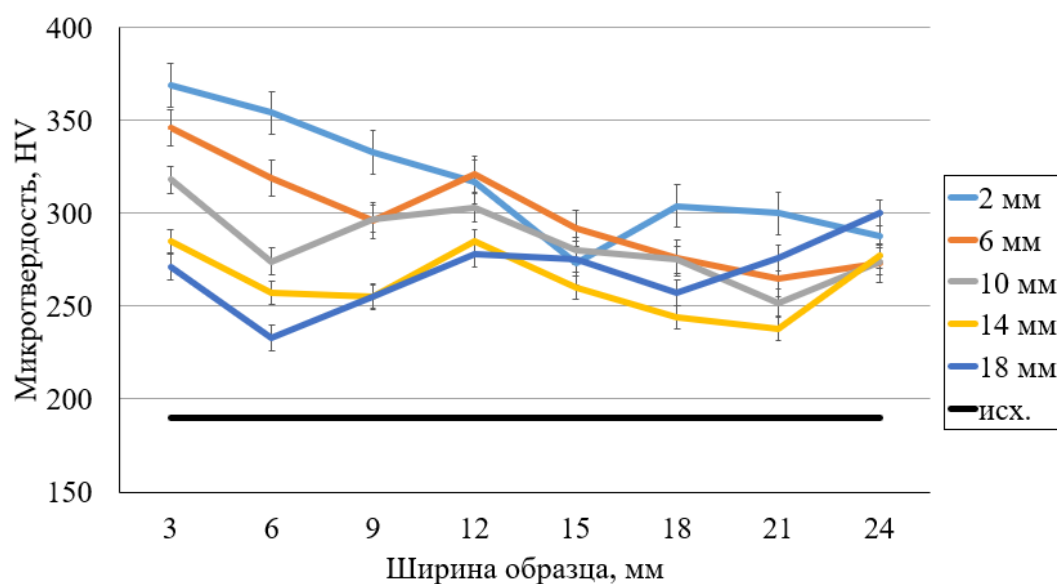
Различное поведение сплавов объясняется особенностями их микроструктуры. БрАЖ9-4, содержащий дисперсные  $\kappa$ -фазы и эвтектоидные включения, работает как «структурный демпфер»: многочисленные фазовые границы создают лабиринт, в котором энергия ударной волны рассеивается, порождая множество микротрещин, но препятствуя их слиянию в одну магистральную трещину. Недостаток этого механизма заключается в значительной неоднородности свойств и возникновении скрытых повреждений. БрАМц9-2, напротив, деформируется пластически более равномерно по всему объёму, что приводит к менее контрастному упрочнению, но при исчерпании ресурса пластичности формируется прямая макротрещина.

При нагружении без обоймы макроскопические трещины наблюдались уже у обоих сплавов. Средняя микротвердость БрАЖ9-4 возросла до 297 HV (прирост 56 %), что выше, чем в случае с обоймой (266 HV, 40 %). Максимальные значения микротвердости (369 HV) зафиксированы слева у торца – в зоне, где визуально наблюдается трещина. Второй локальный максимум (321 HV) расположен на глубине 6 мм в центре образца, что соответствует области развития трещины в средней части. Распределение микротвердости по сечению показано на рисунке 4.6а.

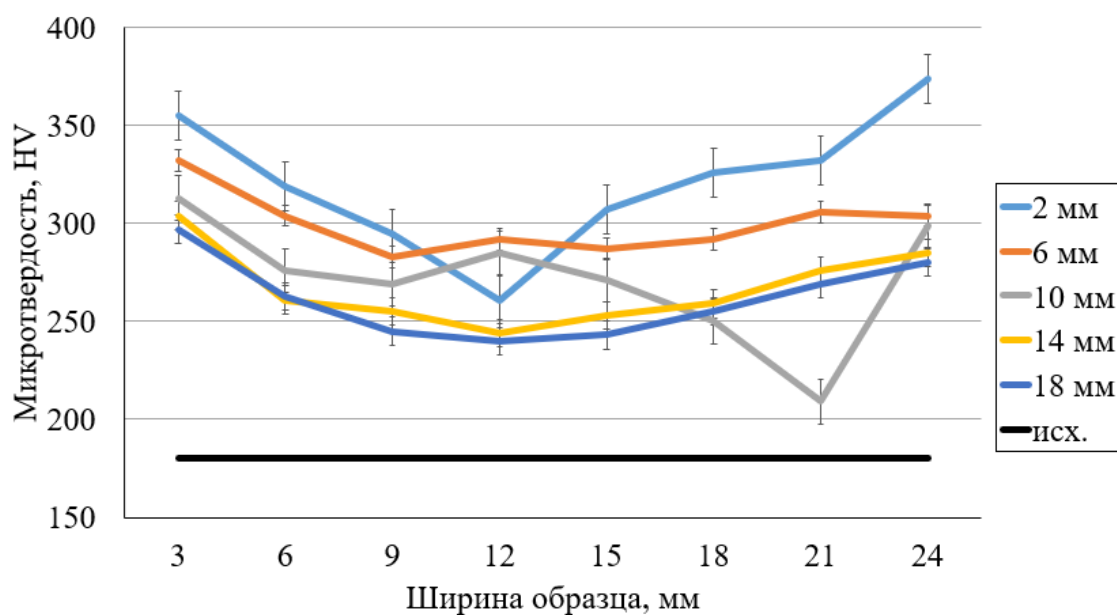
Для сплава БрАМц9-2 средняя микротвердость после нагружения без обоймы составила 296 HV (прирост 64 %), что также выше, чем в обойме (283 HV, 57 %). Максимум (374 HV) зафиксирован справа у торца, где проходит трещина; второй максимум (332 HV) – слева у торца, в зоне второй

трещины. Распределение микротвердости по сечению показано на рисунке 4.6б.

Сравнение средних значений показывает, что при сопоставимой средней микротвердости (297 HV для БрАЖ9-4 и 296 HV для БрАМц9-2) относительный прирост у БрАМц9-2 выше (64 % против 56 %), что свидетельствует о его большей способности к деформационному упрочнению.



а)



б)

Рисунок 4.6 – Графики микротвердости образцов бронзы после нагружения пластиной-ударником без обоймы: а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

Полученные данные полностью коррелируют с микроструктурными наблюдениями. Высокие значения микротвердости соответствуют зонам интенсивной пластической деформации, в которых на микроструктурном уровне наблюдаются густые полосы скольжения. Присутствие обоймы существенно подавляет макроразрушение, локализуя деформацию в зонах интерференции волн. Отсутствие обоймы позволяет материалу свободно деформироваться, что приводит к более значительному упрочнению, но сопровождается образованием макроскопических трещин у обоих сплавов. Повышенная пластическая деформация в сплаве БрАМц9-2 способствует большему относительному деформационному упрочнению по сравнению с БрАЖ9-4.

#### **4.2. Откольная повреждаемость при обжати скользящей детонационной волной**

После ударно-волнового нагружения образцов методом обжатия скользящей детонационной волной из образцов были изготовлены продольные шлифы для дальнейших металлографических исследований. Вне зависимости от величины заряда (290 и 490 г) на шлифах образцов не было обнаружено каких-либо трещин. Несмотря на нагружение образцов ударными волнами с разными амплитудами напряжений, множественных откольных трещин не образовалось; наблюдалось лишь уменьшение диаметра образца в нижней части до 38 мм. Этот результат подтверждает ключевое положение теории откола: для зарождения откольных трещин необходимо наличие внутренней свободной поверхности, от которой отражается волна разгрузки. В сплошном цилиндре такая поверхность отсутствует, поэтому формирование мощных волн растяжения невозможно, и деформация реализуется преимущественно в режиме радиального сжатия

[159]. В структуре преимущественно фиксируются микропоры и небольшие микроразрывы вдоль границ зерен (рис. 4.7).

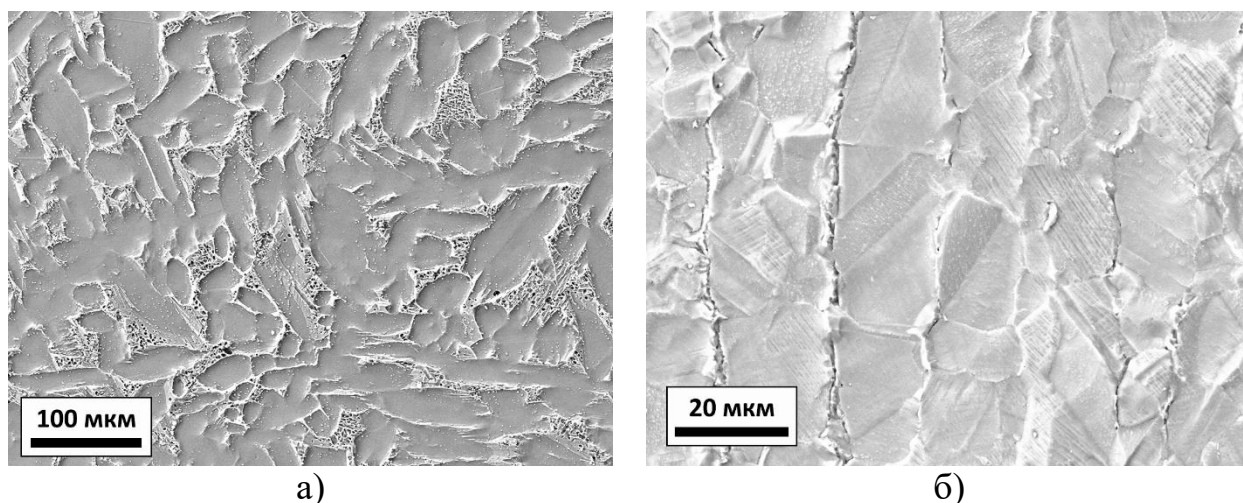


Рисунок 4.7 – Микроструктура травленых шлифов бронз после обжата скользящей детонационной волной: а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

После обжата скользящей детонационной волной в структуре сплава БрАЖ9-4 накапливаются скрытые повреждения в виде микропор и микроразрывов, преимущественно по границам фаз и эвтектоидных колоний (рис. 4.7а). Характерный размер пор не превышает 20 мкм, что существенно меньше, чем после нагружения метанием пластины (150-200 мкм). Такое различие указывает на то, что при обжате реализуется начальная стадия накопления усталостных повреждений, аналогичная той, которая возникает при многократных слабых ударных воздействиях (например, при кавитации или эрозии). Каждый отдельный удар не приводит к макроразрушению, но вызывает микроскопические изменения; по мере накопления дефектов и достижения критической плотности повреждений начинается отделение частиц (износ) или формирование магистральной трещины.

В отличие от БрАЖ9-4, в сплаве БрАМц9-2 деформация распределяется более равномерно, поры не образуются, а наблюдаются лишь редкие прямые полосы скольжения (рис. 4.7б). Такая картина соответствует

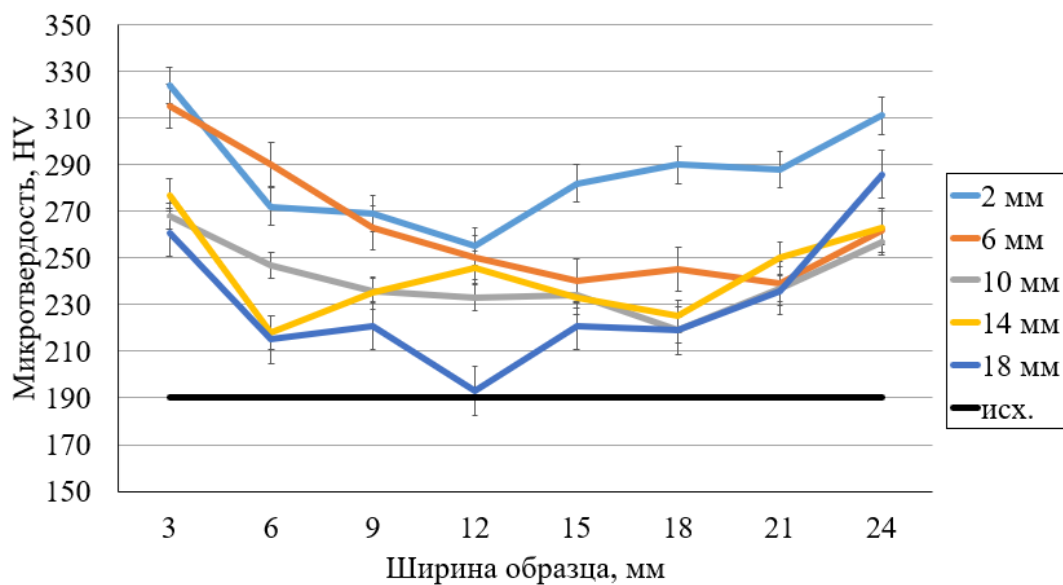
начальной стадии эрозионного износа для пластичных материалов. Для сравнения: при нагружении метанием пластины в этом же сплаве ранее были зафиксированы многочисленные искривлённые полосы скольжения во всех зёрнах зоны откола, что свидетельствовало о деформации, близкой к предельной. При обжати же полосы скольжения остаются прямыми и редкими, что указывает на активацию лишь одной системы плоскостей скольжения. Это означает, что деформация находится на начальной стадии: материал только вошёл в пластическую область, но его ресурс пластичности далёк от исчерпания.

Таким образом, при идентичных условиях «мягкого» нагружения (скользящее обжатие) два сплава демонстрируют принципиально разное поведение. БрАЖ9-4 повреждается через свои хрупкие структурные составляющие (эвтектоид, интерметаллидные включения), тогда как БрАМц9-2 практически не повреждается, а лишь начинает пластически деформироваться. Знание отклика структуры позволяет прогнозировать устойчивость материала к эрозионному износу. Полученные результаты подтверждают более высокую эрозионную стойкость сплава БрАМц9-2.

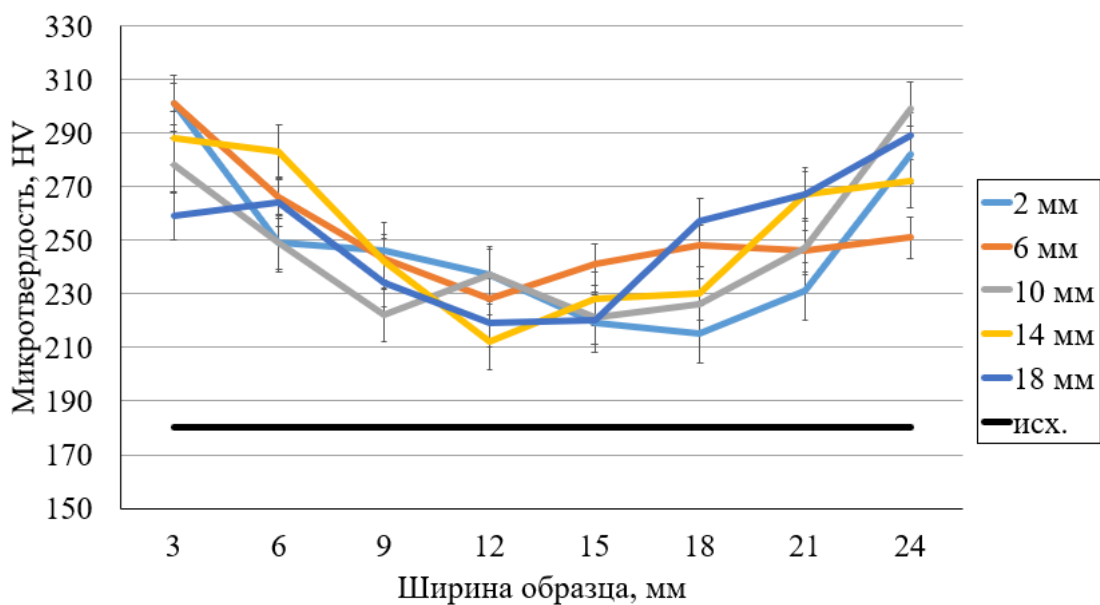
Измерения микротвердости проводились на продольных шлифах образцов после обжати скользящей детонационной волной по той же сетке, что и для образцов, нагруженных метанием пластины. На рисунке 4.8 представлены средние значения по диаметру (от 3 до 24 мм) и по высоте образца.

При обжати зарядом высотой 40 мм средние значения микротвердости по высоте в приповерхностных слоях оказались ниже, чем при обжати зарядом 30 мм. Это может быть связано с локальным разупрочнением в центральной приповерхностной области при большей энергии нагружения. Краевые значения по диаметру, напротив, выше, а упрочнение по высоте распределяется более равномерно. Скользящее обжатие моделирует промежуточную стадию между исходным состоянием и

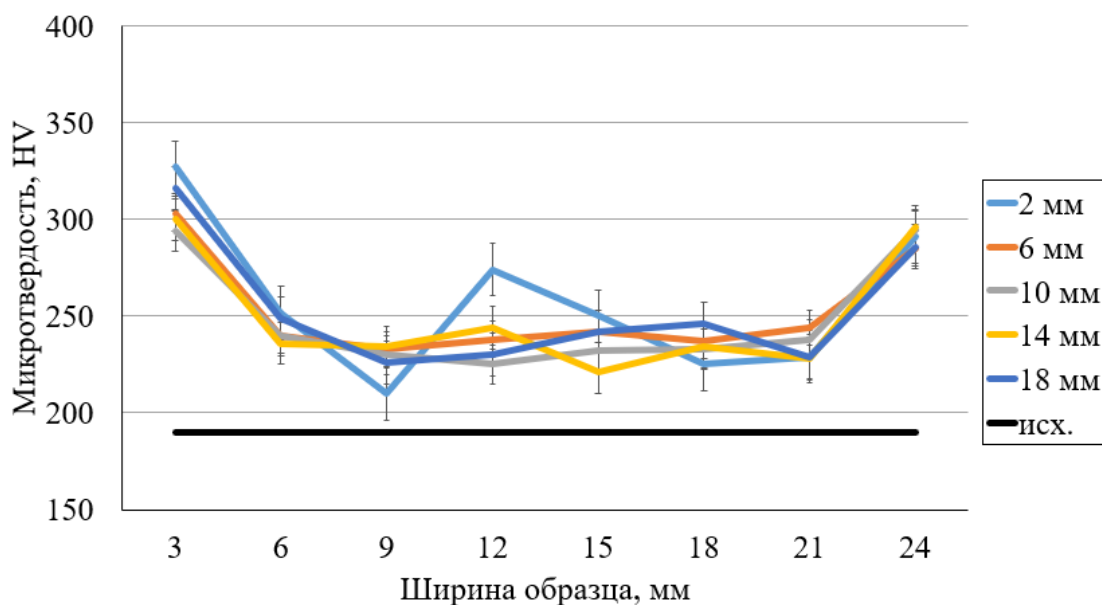
критическим разрушением. При увеличении энергии нагружения сплав БрАЖ9-4 быстро насыщается повреждениями и перестаёт упрочняться. Средний прирост микротвердости в обоих случаях составил 33 %.



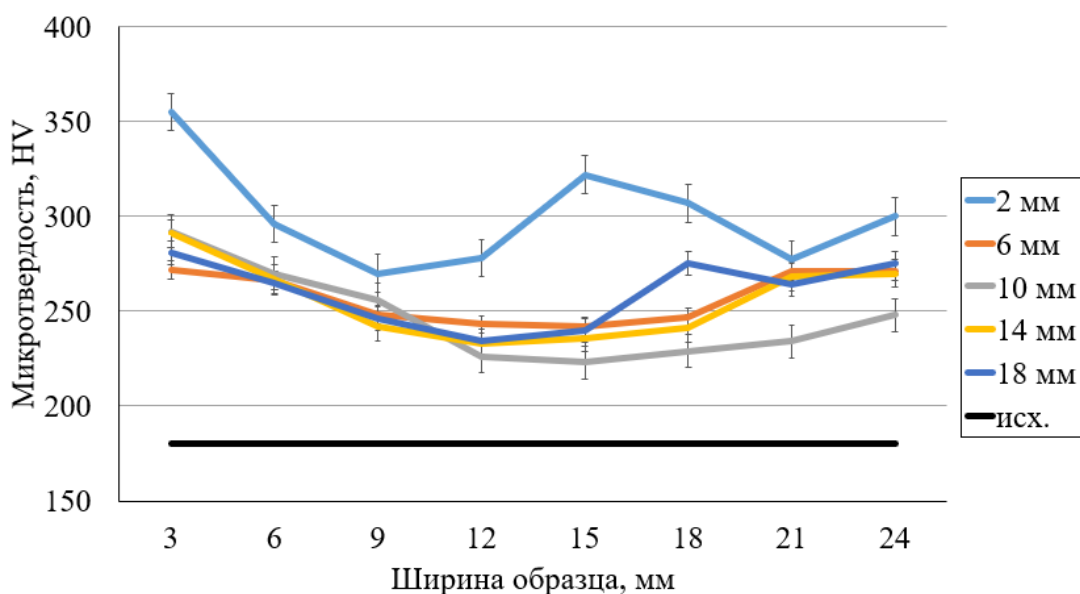
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.8 – Графики микротвердости образцов бронзы после обжата скользящей детонационной волной: а) БрАЖ9-4 (30 мм); б) БрАМц9-2 (30 мм); в) БрАЖ9-4 (40 мм); г) БрАМц9-2 (40 мм)

У образца БрАМц9-2 картина несколько иная. Благодаря повышенной пластичности, упрочнение в БрАМц9-2 выражено менее контрастно, чем в БрАЖ9-4. Деформация распределяется равномерно. При обжате зарядом 40 мм сплав достигает упрочнения, близкого к уровню, получаемому при

метании пластины, но без образования макроскопических трещин. Средний прирост микротвердости составил 39 % для заряда 30 мм и 47 % для заряда 40 мм. Эти данные хорошо согласуются с наблюдаемой микроструктурой обоих образцов.

#### **4.3. Влияние геометрии образца на откольную повреждаемость при нагружении метанием пластины**

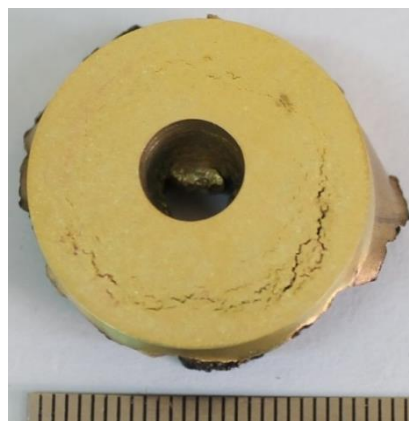
После экспериментов со сплошными образцами были проведены эксперименты по метанию пластины-ударника на образцы, имеющих продольное цилиндрическое отверстие 8 мм. Отверстие в образцах необходимо для создания дополнительной свободной поверхности, и реализации откола. Все параметры и схема нагружения оставались идентичными нагружению сплошных образцов.

Из сохраненных образцов были изготовлены поперечные шлифы на расстоянии 12-13 мм от поверхности соударения, т.к. области распределения и направления откольных трещин на продольных шлифах уже известны. На рисунке 4.9 представлены поверхности соударения с пластиной-ударником и параллельные им поверхности шлифов бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2.

На поверхности соударения можно наблюдать расплавленные остатки алюминиевой пластины-ударника, затекающие в отверстие. На стороне шлифа можно пронаблюдать образовавшиеся микротрещины, которые являются продолжением отрыва слоя материала на поверхности соударения. Расположены трещины преимущественно посередине между отверстием и наружными стенками образца. Как и в предыдущих образцах, трещины распространяются вдоль оси образца, т.е. направления распространения ударных волн.



а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.9 – Фотографии образцов БрАЖ9-4 (а, б) и БрАМц9-2 (в, г) после нагружения: а, в) поверхность соударения; б, г) шлиф на расстоянии 12-13 мм;

Трещины распространяются параллельно стенкам образцов практически по всему диаметру. Две свободные поверхности (внешняя и внутренняя) служат источниками встречных волн разгрузки. Их интерференция в середине толщины стенки создаёт зону растяжения, при достаточном уровне нагружения формирующую кольцевую откольную трещину. Геометрический фактор здесь доминирует над структурными различиями сплавов, что полностью соответствует теории. Для практики это означает, что при проектировании деталей с внутренними полостями в первую очередь необходимо опираться на волновые расчеты, а структурные особенности учитывать как поправки второго порядка.

По мере растяжения материала имеющиеся и образующиеся в нем вновь поры сливаются с образованием более крупных пор (рис. 4.10). В итоге образуется сплошная трещина, параллельная свободным поверхностям образца. Дальнейший рост этой трещины происходит путем присоединения новых пор при разрыве перемычек между ними. Микроструктура бронзы БрАЖ9-4 имеет более крупные зерна по сравнению с БрАМц9-2, однако, на развитие трещин и их размерность это никак не повлияло. Характер развития трещин также транскристаллитный [157].

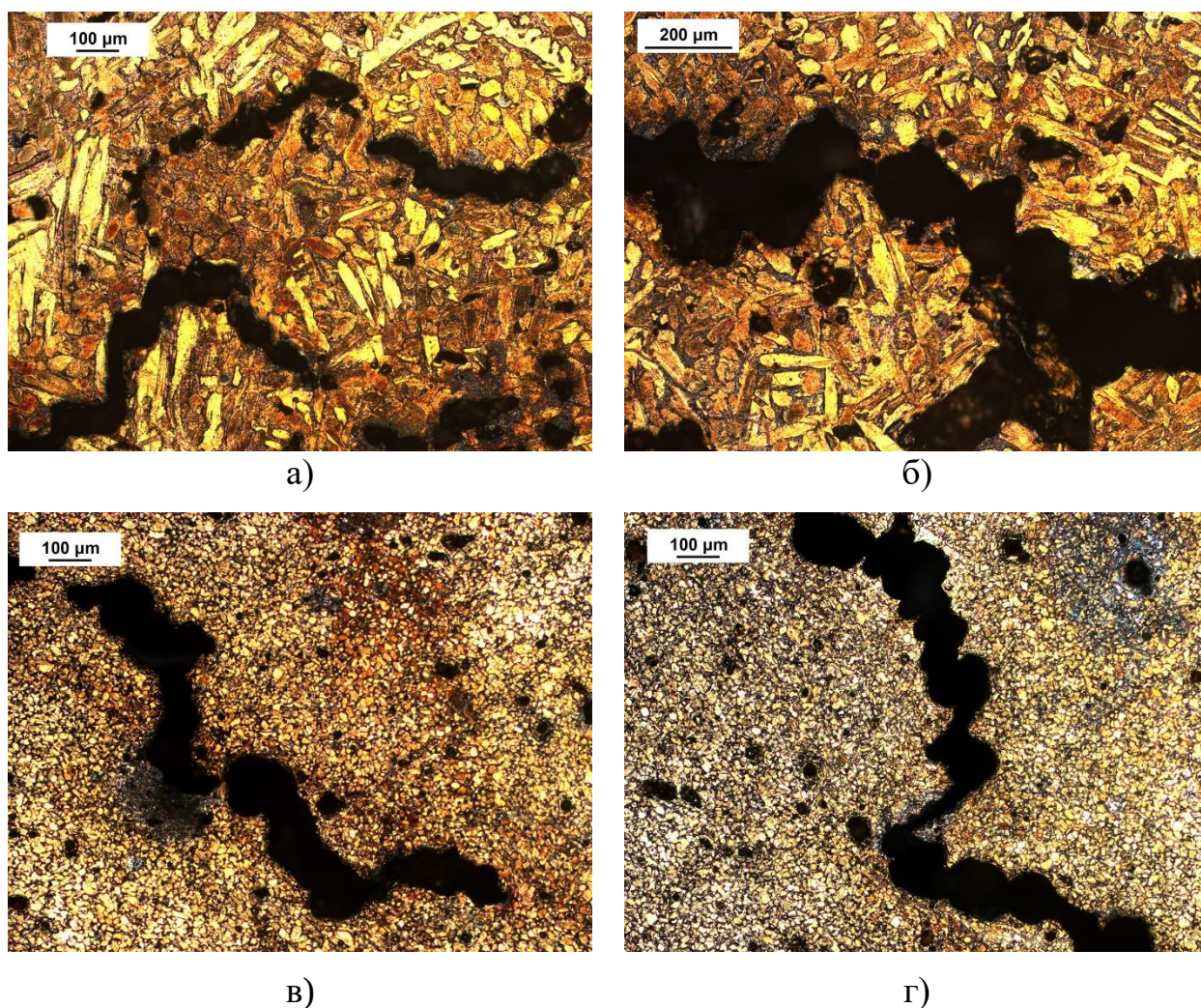


Рисунок 4.10 – Микрофотографии травленной поверхности поперечных шлифов полых образцов бронзы после соударения с пластиной-ударником: а, б) БрАЖ9-4; в, г) БрАМц9-2

В данной плоскости также были обнаружены полосы скольжения в микроструктуре обеих бронз (рис. 4.11). Некоторые продольные откольные трещины с небольшим диаметром (до 100 мкм) окружены сильно деформированными искривленными зернами (рис. 4.11б).

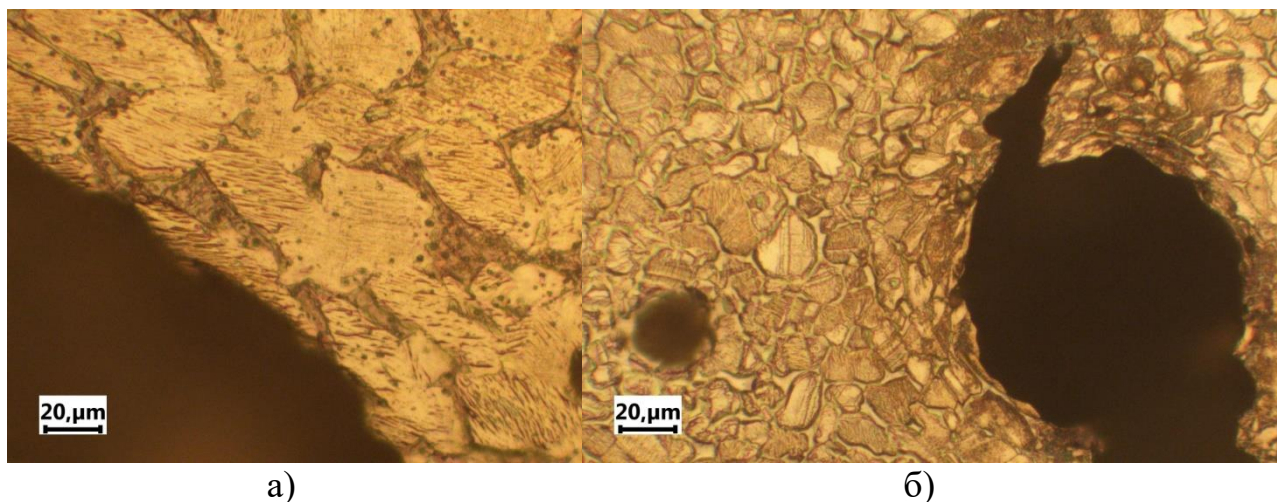
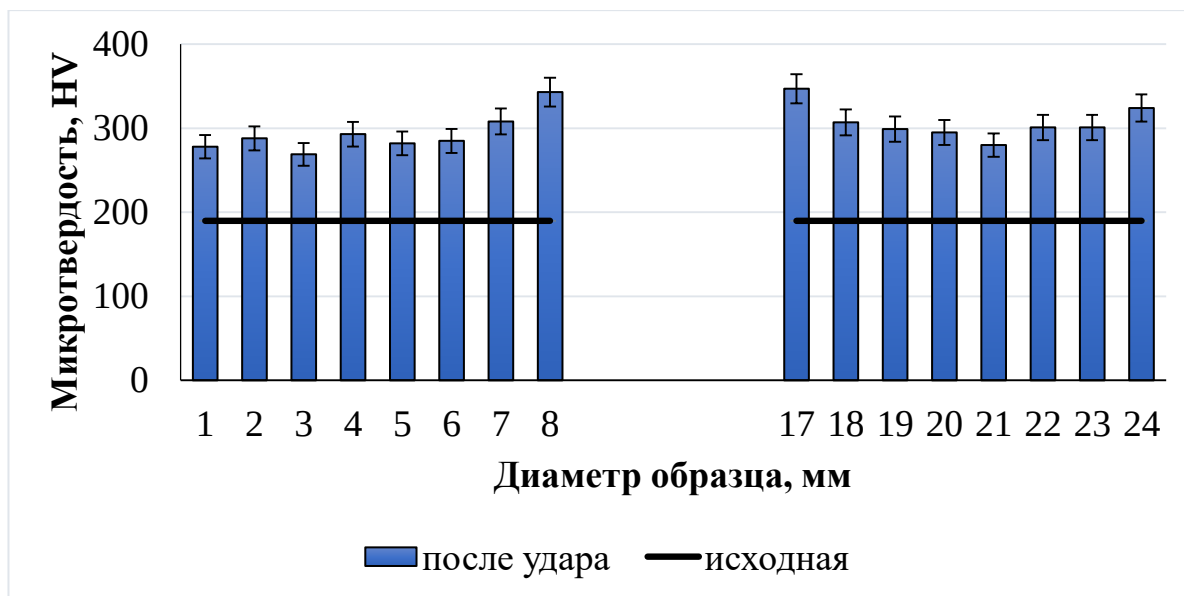
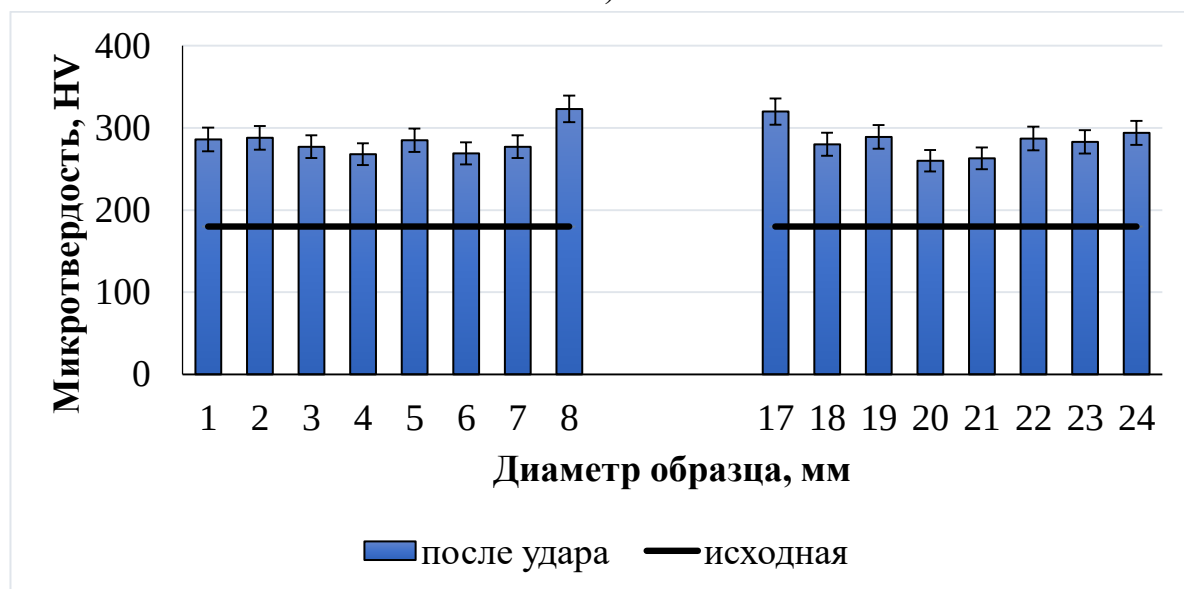


Рисунок 4.11 – Полосы скольжения внутри зерен микроструктуры бронз (а) БрАЖ9-4 и (б) БрАМц9-2

На данных образцах с отверстием было проведено измерение микротвердости вдоль одной линии по диаметру образца (рис. 4.12). Отверстие в образце располагается между точками 8 и 17, разделёнными полостью. Ближе к отверстию в образце наблюдается повышение микротвердости и в районе откольной повреждаемости. Анализ результатов измерения показал, что микротвердость вблизи откольных трещин в 1,2-1,5 раза выше, чем в остальной менее деформированной области материала. Повышенная твердость в откольной области обусловлена деформированной структурой: наличием микродвойников, дислокаций и следов их скольжений. Однако данные области могут служить будущими очагами разрушения из-за образования в них структуры с более высокой твердостью, чем твердость окружающего материала.



а)



б)

Рисунок 4.12 – Графики микротвердости образцов бронзы после обжатия скользящей детонационной волной: а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

Для БрАЖ9-4 микротвердость по сравнению с исходной микротвердостью выросла на 53 %, для БрАМц9-2 на 33 %. Рост микротвердости показывает практически такие же значения как при обжатии сплошных образцов.

#### 4.4. Нагружение полых образцов после соударения пластины-ударника методом обжатия скользящей детонационной волной

Полые образцы после соударения с пластиной-ударником были повторно нагружены методом обжатия скользящей детонационной волной. Повторное нагружение обжатием позволяет рассмотреть изменение количества образовавшихся дефектов и откольных трещин в ранее нагруженном образце. Все параметры и схема нагружения оставались идентичными нагружению сплошных образцов.

После повторного нагружения на изготовленных поперечных шлифах, на аналогичном расстоянии (как после соударения) от поверхности соударения фиксируется меньшее количество образовавшихся трещин (рис. 4.13). Это качественно подтверждает теоретическую возможность «залечивания» повреждений под действием сжимающих напряжений.

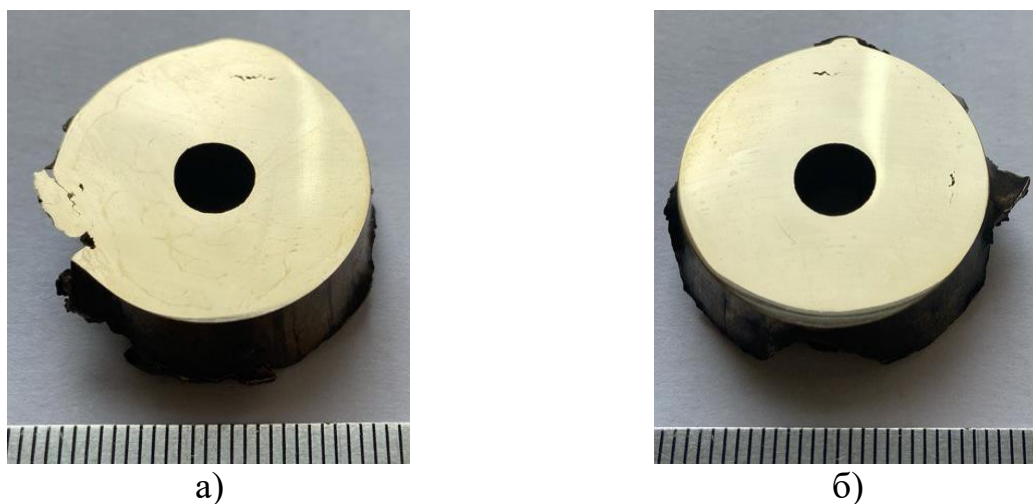


Рисунок 4.13 – Фотографии поверхности шлифов (а) БрАЖ9-4 и (б) БрАМц9-2 после повторного ударно-волнового нагружения

У присутствующих откольных трещин были обнаружены переходы в полосы локализованной деформации (рис. 4.14). На нетравленных шлифах

область полос выглядит более светлой и имеет раздробленную деформированную структуру.

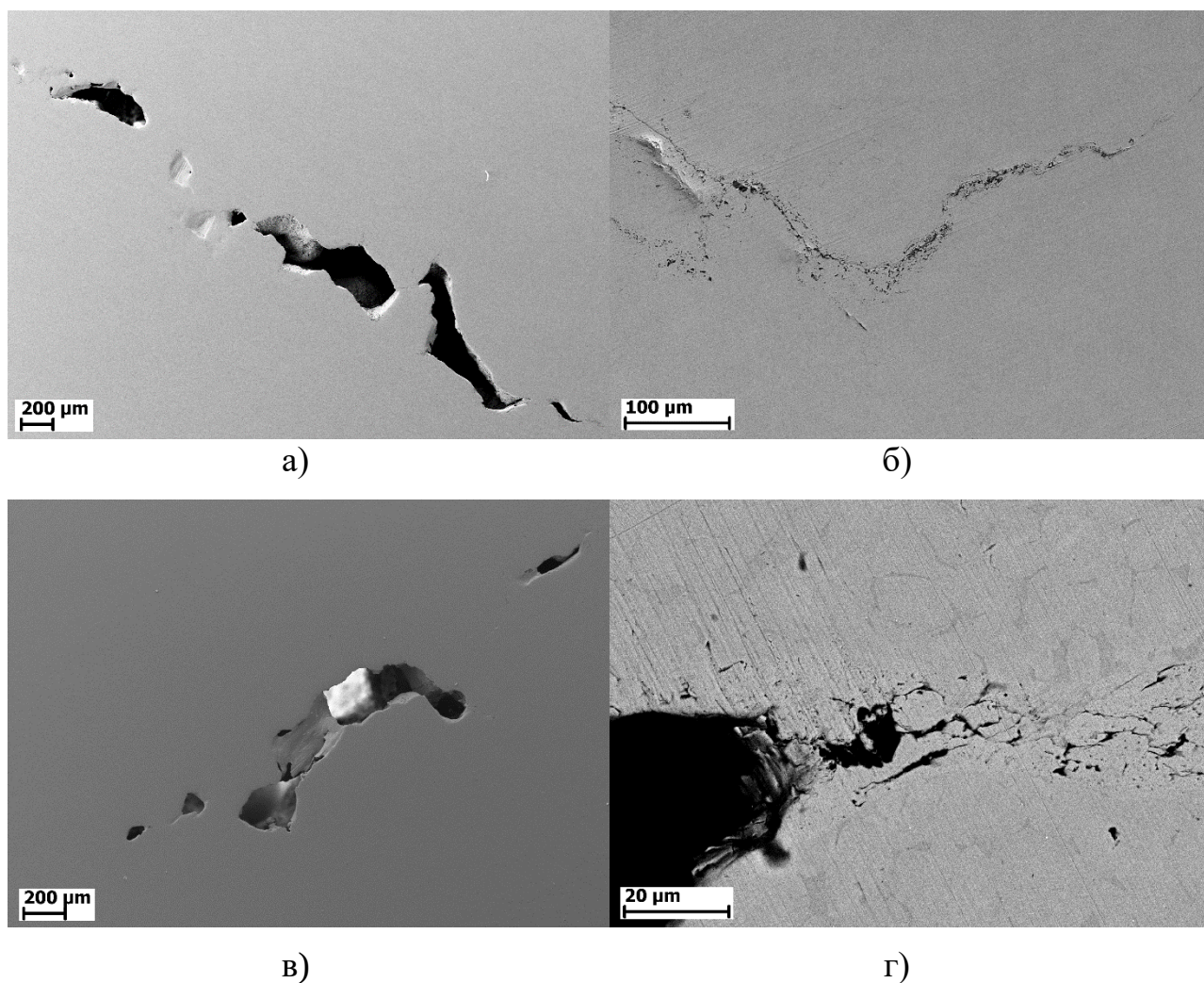


Рисунок 4.14 – Микрофотографии откольных трещин и полос локализованной деформации в микроструктуре образцов бронзы:

а, б) БрАЖ9-4; в, г) БрАМц9-2

Микроструктурный анализ образцов после повторного нагружения в режиме сжатия (обжатие скользящей детонационной волной) выявил явление частичного залечивания ранее образовавшихся откольных дефектов (рис. 4.15).

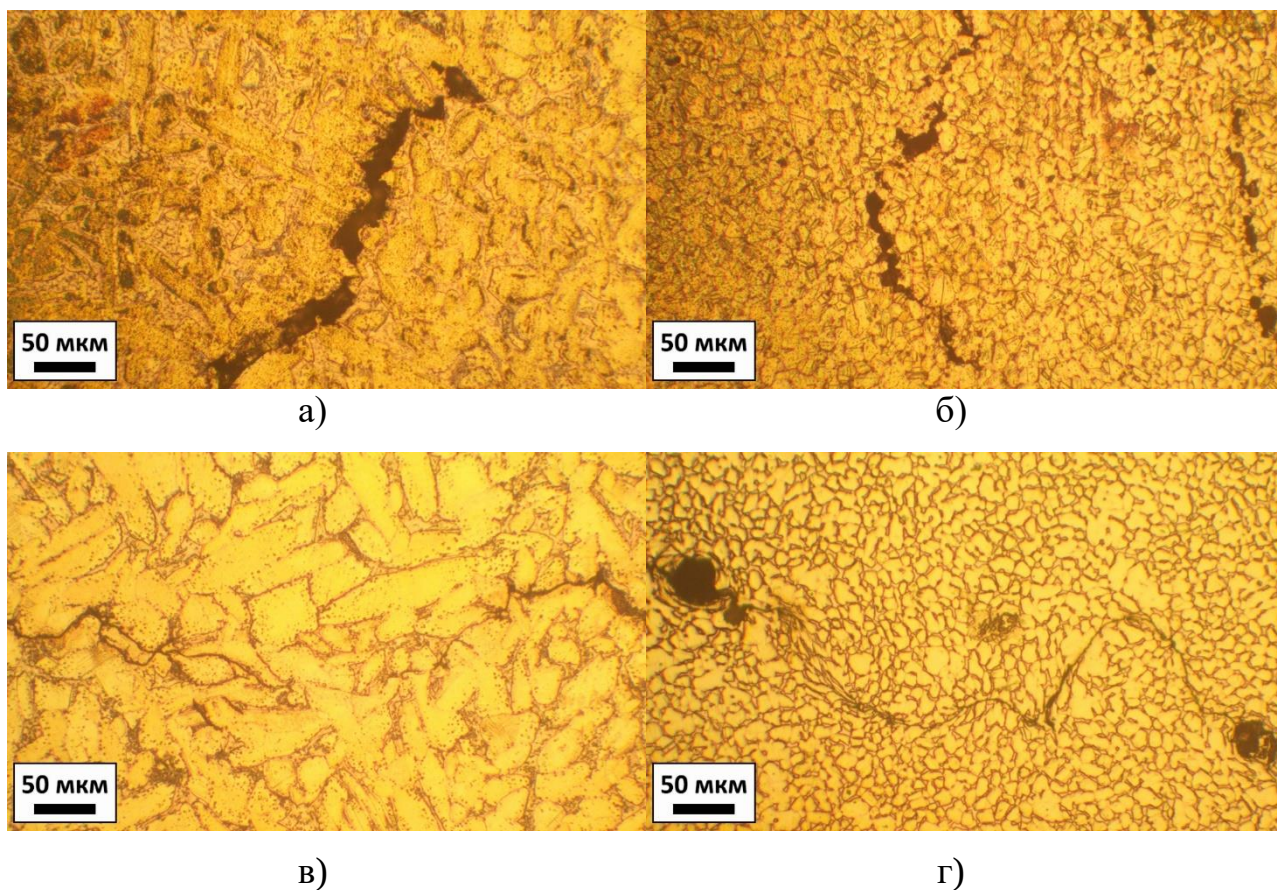


Рисунок 4.15 – Морфология трещин после первичного и повторного ударно-волнового нагружения: (а) БрАЖ9-4 (первичное); (б) БрАМц9-2 (первичное); (в) БрАЖ9-4 (повторное); (г) БрАМц9-2 (повторное).

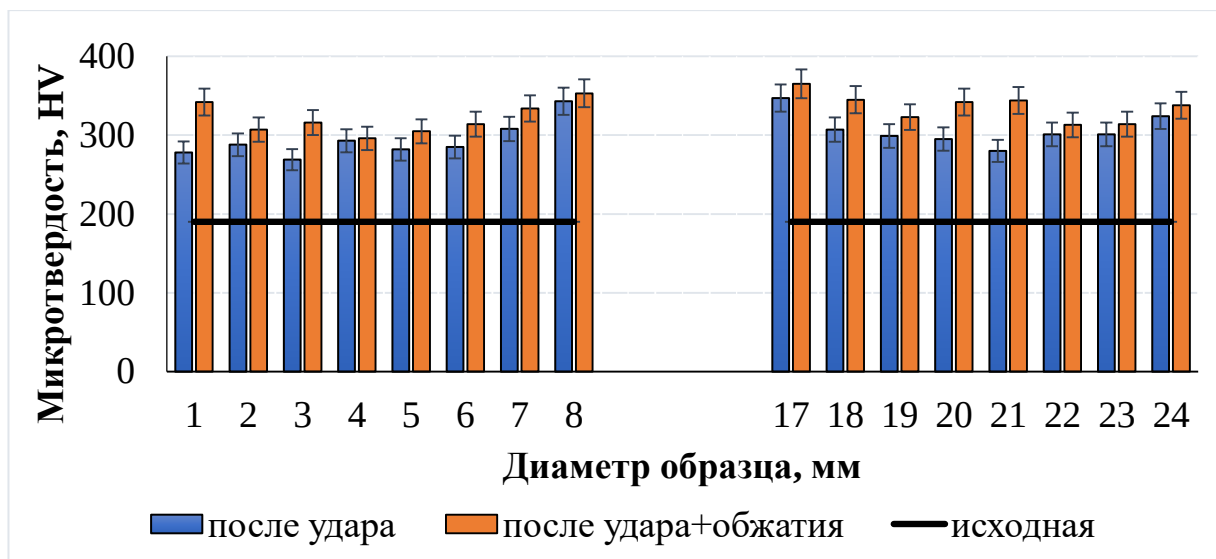
Наблюдаются следующие характерные изменения: раскрытые трещины, имевшие ширину до 10 мкм, смыкаются, трансформируясь в тонкие нитевидные микроразрывы; в местах разрывов зёрен восстанавливается целостность кристаллической структуры; связанная сеть дефектов типа «пора + трещина» распадается на изолированные поры и микротрещины. При этом поры сохраняются, однако соединяющие их трещины закрываются, что эффективно препятствует дальнейшему развитию магистрального разрушения. Полученные результаты служат прямым экспериментальным подтверждением теоретических представлений о возможности залечивания (компактирования) повреждений при повторном импульсном нагружении в сжимающем режиме. Согласно работам [160-162],

закрытие трещин и восстановление сплошности обусловлены действием сжимающих напряжений, которые инициируют пластическое течение материала в зоне дефекта, а также локальную диффузию и образование новых межчастичных связей. В случае металлов с высокой теплопроводностью (например, алюминиевые бронзы) адиабатический нагрев не достигает критических значений, поэтому основную роль играют именно волновые и пластические механизмы релаксации напряжений, а не термическое разупрочнение [57]. Распад сплошной сети дефектов на изолированные поры и микротрещины свидетельствует о переходе материала в состояние с более низкой свободной энергией, что соответствует критерию залечивания, предложенному в [163].

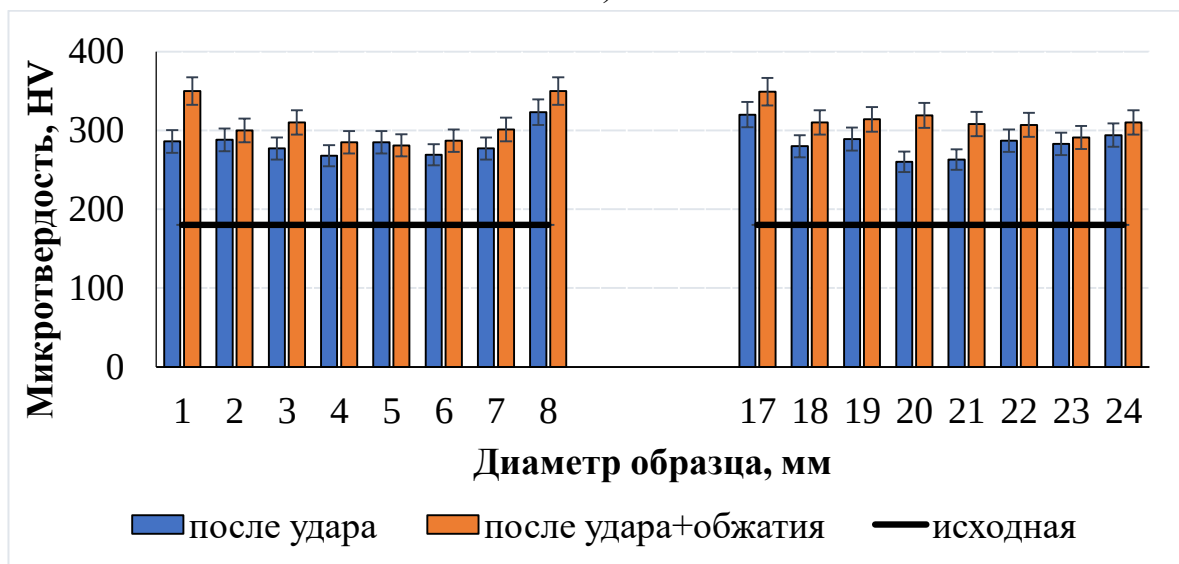
Количественное подтверждение эффекта залечивания было получено при измерении микротвердости на поперечных шлифах. Графики микротвердости (по диаметру образцов) показаны на рисунке 4.16. Отверстие в образце располагается между точками 8 и 17, разделёнными полостью.

В обоих исследованных бронзовых сплавах общий рост средней микротвердости по сравнению с образцами, подвергнутыми только первичному нагружению, составил 10 %. В зоне бывшей кольцевой трещины микротвердость возросла в среднем на 20 % (что соответствует абсолютному приросту 45-55 HV).

Эти данные однозначно свидетельствуют о том, что сжимающие напряжения, возникающие при повторном нагружении, вызывают интенсивную пластическую деформацию и дополнительное деформационное упрочнение в области, где ранее находилась зона разрушения. Это прямое доказательство того, что сжимающие напряжения при повторном нагружении вызвали интенсивную пластическую деформацию и дополнительное упрочнение в бывшей зоне разрушения.



а)



б)

Рисунок 4.16 – Графики микротвердости образцов бронзы после обжатия скользящей детонационной волной: а) БрАЖ9-4; б) БрАМц9-2

Повторное сжимающее нагружение приводит к частичному закрытию, фрагментации и перераспределению откольных дефектов, а также к локальному деформационному упрочнению материала в зоне ранее сформированных повреждений. Что подтверждает возможность заживления в режиме сжатия, открывает возможность для создания новых методов импульсного восстановления поврежденных изделий.

#### 4.5. Выводы по главе 4

Исследование откольной повреждаемости в бронзовых образцах марок БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 с помощью двух экспериментальных схем: метания пластины ударника и обжатия скользящей детонационной волной показало:

- Локализация пластической деформации при метании пластины-ударника проявляется в виде большого количества микротрещин, пор от 10 до 100 мкм и полос скольжения дислокаций внутри зерен;
- Места локализации деформации определяет геометрия образца: расположение боковых поверхностей – источников волн разгрузки;
- Растягивающие напряжения в местах интерференция волн разгрузки, не превышающие откольной прочности, создают полосы локализованной деформации. Растягивающие напряжения выше откольной прочности создают откольные трещины;
- Откольные трещины возникают в зонах, где в результате интерференции падающей и отражённой волн разгрузки реализуются экстремальные растягивающие напряжения, превышающие откольную прочность материала. Характер распространения трещин – транскристаллитный, однако размер зерен при этом не изменяется;
- Откольная повреждаемость при обжатии скользящей детонационной волной бронзовых образцов не возникала при высоте заряда 30 мм; увеличение высоты заряда до 40 мм не изменило ситуации. Это обусловлено особенностями волновой картины в сплошном цилиндре. В отличие от полых образцов, здесь отсутствует внутренняя свободная поверхность — источник мощной волны разгрузки. Однако в центральной зоне цилиндра при схождении ударной волны формируется область высокого давления, разгрузка которой порождает расходящуюся волну сжатия. Эта волна взаимодействует с волной разгрузки от наружной поверхности, что приводит к их ослаблению и возникновению затухающих колебательных процессов. В

результате многократных переотражений амплитуда растягивающих напряжений оказывается недостаточной для образования магистральных откольных трещин, что и объясняет отсутствие откольной повреждаемости;

- Измерения микротвердости сплошных образцов после соударения с пластиной-ударником выявили четкую зависимость от глубины: максимальные значения зафиксированы на глубине 2-6 мм (355 HV для БрАЖ9-4, 349 HV для БрАМц9-2), по мере удаления от поверхности соударения микротвердость снижается. В образцах, нагруженных без обоймы, радиальное растекание материала приводит к дополнительному упрочнению: средняя микротвердость возрастает до 296 HV для БрАЖ9-4 (прирост 56 %) и до 296 HV для БрАМц9-2 (прирост 64 %). В обойме, ограничивающей радиальное течение, упрочнение локализовано в приповерхностной зоне, а средний прирост составляет 40 % для БрАЖ9-4 и 57 % для БрАМц9-2.

- Обжатие скользящей детонационной волной вызывает деформационное упрочнение по всему объему бронзовых образцов: средняя микротвердость БрАЖ9-4 возрастает до 253 HV (прирост 33 %), БрАМц9-2 – до 264 HV (прирост 47 %). Более высокий относительный прирост у БрАМц9-2 объясняется ее исходным структурным состоянием (пластичной однородной  $\alpha$ -матрицей), тогда как БрАЖ9-4 содержит хрупкие эвтектоидные участки;

- Геометрия образца (наличие центрального сквозного отверстия) определяет места зарождения откольных трещин при нагружении пластиной-ударником: трещины на продольных шлифах ориентированы параллельно свободным поверхностям и локализованы преимущественно посередине толщины стенки (кольца), как следствие интерференции волн разгрузки, источниками которых являются внешняя и внутренняя границы образца;

- Измерения микротвердости полых бронзовых образцов после соударения с пластиной-ударником показали значительный рост твердости в

зонах, прилегающих к отверстию и наружной поверхности: для БрАЖ9-4 максимальные значения достигают 347 HV, для БрАМц9-2 – 323 HV. Микротвердость в зонах, непосредственно прилегающих к откольным трещинам, в 1,2-1,5 раза превышает значения в менее деформированных областях, что обусловлено формированием деформированной структуры;

- Обнаружен эффект частичного залечивания откольной повреждаемости в бронзовых сплавах БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 при повторном ударно-волновом нагружении методом обжатия. Повторное нагружение сокращает количество видимых трещин, наблюдается смыкание берегов трещин и частичное восстановление целостности зерен, что подтверждается ростом микротвердости в зоне первичных трещин на 17-23 %.

## **ГЛАВА 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В СТАЛИ 08X18H10T**

При исследовании откольной повреждаемости в стали использовались образцы из коррозионно-стойкого сплава 08X18H10T. Образцы представляли собой тонкостенные цилиндры с установленной внутри преградой в виде компакта порошка Ni-Al. Часто, для исследований влияния ударно-волнового нагружения на материал используют тонкостенные цилиндры из различных металлов [50-53, 164]. В случае если мощности заряда ВВ недостаточно, то цилиндрические образцы схлопываются не полностью. При достаточной мощности заряда напряжения могут превышать динамический предел прочности материала. Однако разрушение происходит не автоматически: образец может сохранять целостность даже при многократном превышении давления, если волновая картина не создаёт условий для формирования откольных трещин (отсутствие свободных поверхностей, длительный импульс, перераспределение напряжений). В противном случае возможна потеря целостности и фрагментация.

Также, представляет интерес случай, когда энергии взрыва достаточно для полного схлопывания цилиндра. Для этого мощность заряда ВВ подбирается таким образом, чтобы к моменту окончания процесса схлопывания вся энергия ВВ оказалась израсходованной. В этом случае в результате схлопывания удаётся получить сплошной цилиндр без следов разрушения [51-53, 164].

Степень пластической деформации цилиндрической оболочки увеличивается с ростом мощности ВВ (при одинаковых начальных размерах и схеме нагружения) за счёт повышения давления и длительности импульса. Также степень пластической деформации зависит от давления продуктов детонации и начальной толщины стенки цилиндра [76]. Высокая степень деформации приводит к сильной неоднородности структуры материала

оболочки, характерным признаком которой является образование узких участков с максимальной деформацией, называемых ПЛД [165, 166].

### 5.1. Исследование структуры образцов после обжатия скользящей детонационной волной

Эксперименты показали, что компакт оказывает влияние на деформационное поведение полого стального цилиндра, использованного в установке. Синтезированный NiAl был экструдирован из трубки, и подробное исследование полученных образцов компакта представлены в работе [167]. В данной работе больше внимания уделено исследованию особенностей деформирования цилиндрического образца при УВН. Общий вид обжатых образцов представлен на рисунке 5.1. Стоит отметить наличие откольных трещин у образца 1 с их выходом на наружную поверхность у верхней части цилиндра (рис. 5.1а). На каждом образце было рассмотрено 3 поперечных сечения: I – верхнее в начале обжатия ( $h \sim 45$  мм над компактом), II – среднее в середине образца ( $h \sim 25$  мм над компактом), III – нижнее в конце обжатия ( $h \sim 5$  мм над компактом).

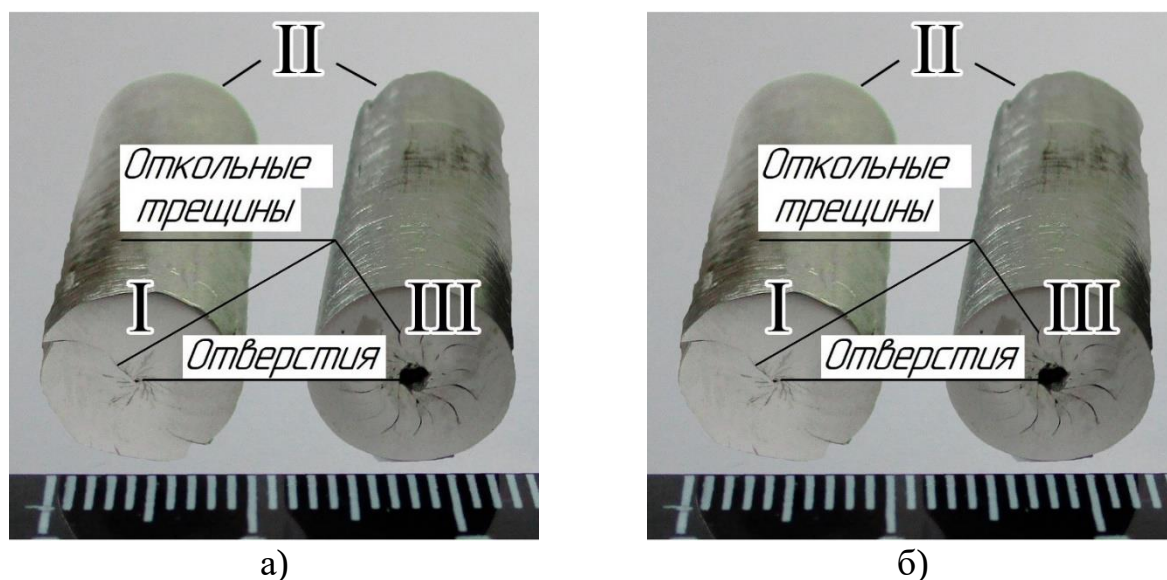


Рисунок 5.1 – Общие виды образцов, обжатых в экспериментах (а) 1 и (б) 2.

I – верхнее сечение в начале обжатия, II – среднее сечение в середине обжатия, III – нижнее сечение в конце обжатия

Толщина стенки образца 1 в среднем увеличилась в 2,5 раза, с 2 до 5 мм после обжата (рис. 5.1а). Рисунок 5.2а относится к случаю практически полного обжата полого цилиндрического образца; диаметр отверстия уменьшился в 55,5 раза, с 10 до 0,18 мм. На этом изображении видны четыре основные трещины, изогнутые в одном направлении. Их кривизна свидетельствует о возникновении сдвиговой деформации, вызванной скользящими детонационными волнами. Рисунок 5.2б соответствует промежуточной стадии обжата полого цилиндрического образца. Диаметр отверстия уменьшился в 10 раз (с 10 до 1 мм). Внутри отверстия наблюдается пористая структура, содержащая продукты синтеза  $\text{NiAl}$ . Рисунок 5.2в соответствует

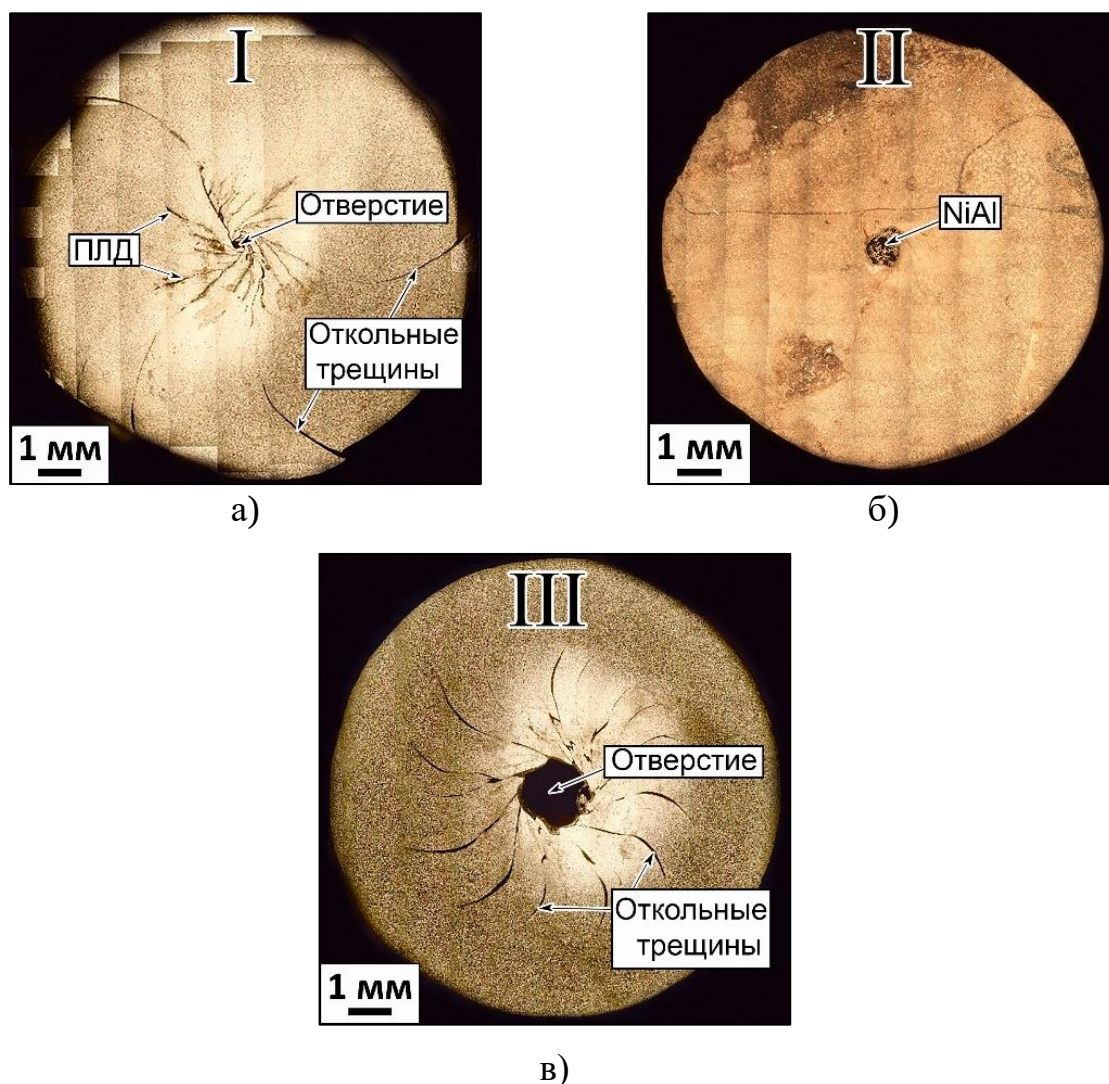


Рисунок 5.2 – Оптические изображения поперечных шлифов 1-ого образца:

а) – относится к I сечению, б) – к II сечению, в) – к III сечению

Развитая сеть откольных повреждений отсутствует, что может быть связано с заполненной полостью, т.е. в данном сечении отсутствуют внутренние свободные поверхности, а значит, нет условий для реализации значительных растягивающих напряжений, в результате отражения ударных волн. Сечение на рисунке 5.2в демонстрирует влияние преграды, помещенной в полость образца, которая препятствует процессу полной сходимости образца при обжатии последнего скользящей детонацией; диаметр отверстия уменьшился в 5,5 раза (до 1,8 мм). Процесс схождения стенок цилиндра в нижней части также характеризовался сдвиговой деформацией, наблюдались многочисленные изогнутые откольные трещины. Образованию откола способствует развитие кратковременных растягивающих напряжений внутри образца, вызванных взаимодействием встречных волн разгрузки [123, 168].

На рисунке 5.3 видно, как от центральной полости отходят трещины, перерождающиеся в ПЛД. Внутри полости – сильно деформированный материал.

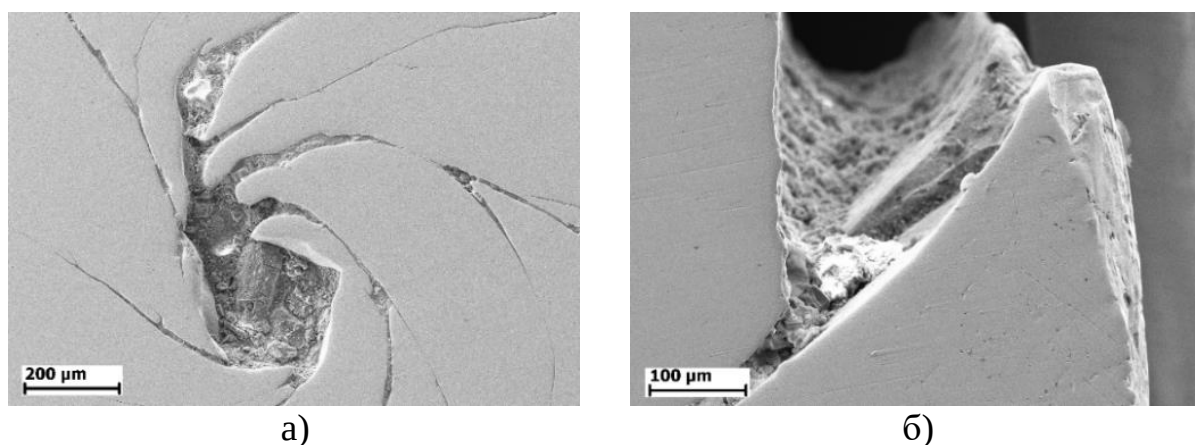


Рисунок 5.3 – Увеличенное изображение повреждаемости на I сечении образца 1: а) осевая область, б) откол на внешней поверхности образца

Откольные трещины выходят на свободную поверхность цилиндра (рис. 5.3б). Картина полностью соответствует теоретической: в результате интерференции волн разгрузки от складок, образовавшихся из-за неустойчивости фронта, образуются радиальные трещины, к середине стенки напряжение падает трещины превращаются в ПЛД, ближе к наружной свободной поверхности напряжение возрастает в результате отражения волны от свободной поверхности, происходит откол [169].

На рисунке 5.4а представлен поперечный шлиф среднего сечения образца 1, где обнаружены следы интерметаллидов NiAl. Несмотря на то, что сечение удалено на расстояние 20 мм от спрессованного компакта смеси Ni-Al и процесс схождения стенок цилиндра происходит до того, как сжатие дойдет до преграды в виде компакта.

На рисунке 5.4б и в таблице 5.1 приведен анализ состава продуктов, обнаруженных в месте центральной полости образца, размер которой не превышает 1 мм. Образование интерметаллидов, также было подтверждено в рамках работы [167].

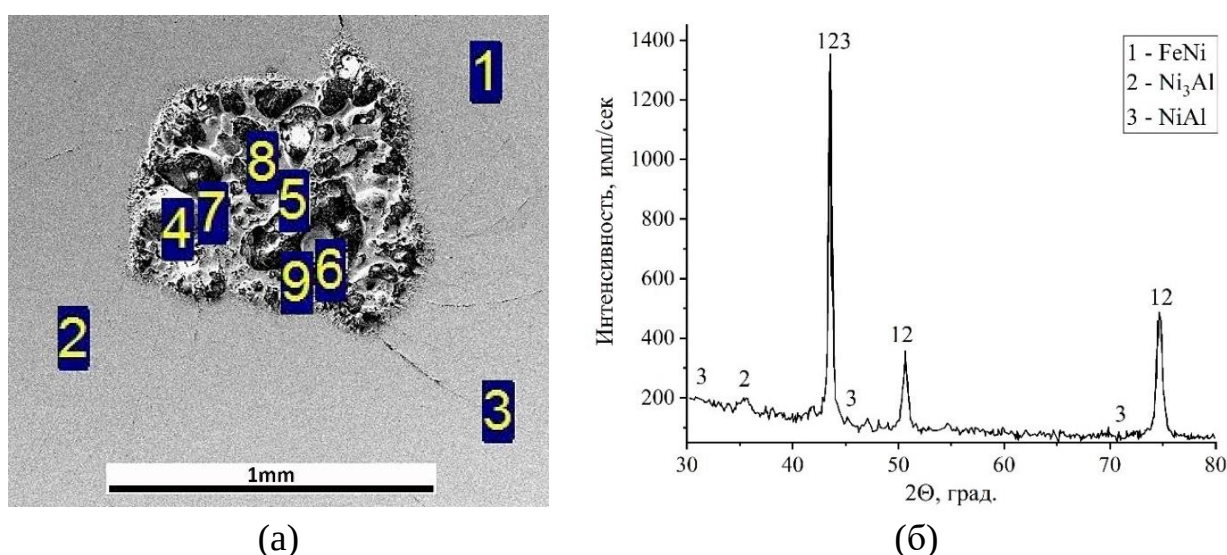


Рисунок 5.4 – Изображение осевой области поперечного шлифа среднего (II) сечения 1-ого образца (а); дифрактограмма материала в центральном отверстии (б)

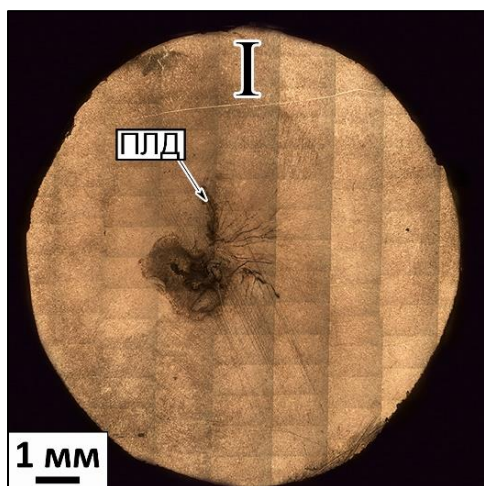
Таблица 5.1 – Данные ЭДС (в ат. %) для центральной полости (рис. 5.4а)

| № | Al   | Ti  | Cr   | Fe   | Ni   |
|---|------|-----|------|------|------|
| 1 | 1,5  | 1,4 | 18,6 | 68,4 | 10,1 |
| 2 | 1,4  | 1,2 | 19,6 | 68,4 | 9,4  |
| 3 | 1,6  | 1,2 | 18,0 | 68,9 | 10,3 |
| 4 | 13,9 | 1,6 | 8,2  | 66,9 | 9,4  |
| 5 | 1,1  | 0,4 | 18,4 | 70,7 | 9,4  |
| 6 | 33,5 | 0,8 | 5,7  | 19,6 | 40,4 |
| 7 | 35,4 | 0,6 | 21,4 | 39,4 | 3,2  |
| 8 | 57,6 | 0,1 | 17,0 | 24,4 | 0,9  |
| 9 | 50,0 | 0,2 | 12,0 | 25,6 | 12,2 |

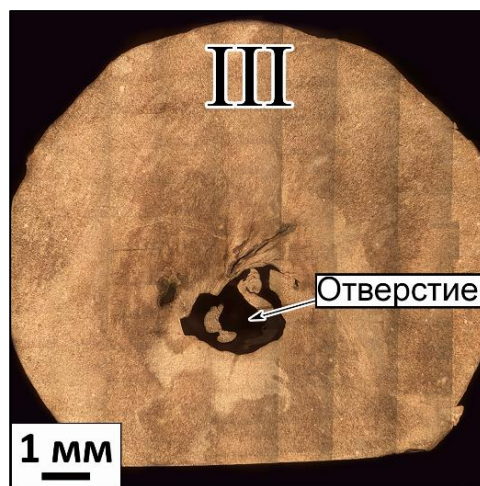
Анализ методом ЭДС и РФА подтверждает наличие следов интерметаллидов NiAl. Это подтверждает то, что сначала происходит деформирование стенок вместе с распространением падающей ударной волны, часть компакта выбрасывается вверх по полости и заполняет оставшуюся полость, а при разгрузке образуется повреждаемость, там, где присутствует полость видны трещины, там, где продукты синтеза заполнили полость – повреждаемости нет.

На рисунке 5.5 показано, что в образце 2 происходит почти полное схлопывание отверстий, на верхней и нижней поверхностях, по сравнению с образцом 1, отсутствуют откольные трещины.

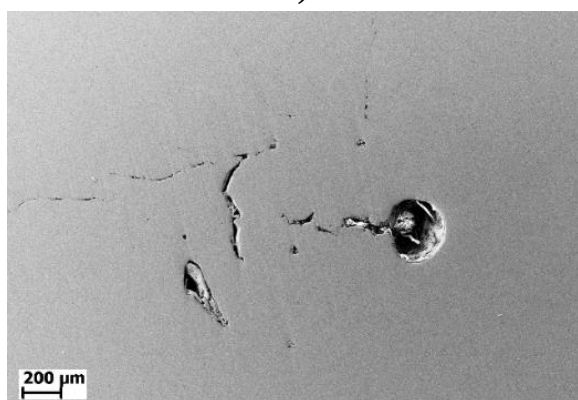
Толщина стенки увеличилась в 2,5 раза, с 2 до 5 мм, аналогично образцу 1. На сечении I видны только микротрещины в середине (рис. 5.5а) и небольшая полость размером 0,2 мм (рис. 5.5в), оставшаяся после полного схождения стенок цилиндра. На сечении III наблюдается отверстие размером около 1 мм: оно уменьшилось в 10 раз, с 10 до 1 мм (рис. 5.5б и 5.5г). Меньшее пиковое давление, но больший импульс обеспечили пластическую деформацию без разрушения.



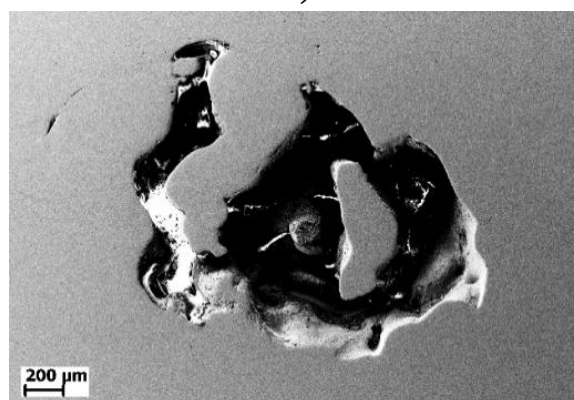
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.5 – Оптические изображения поперечных шлифов 2-ого образца:  
а – относится к I сечению, б – к III сечению и увеличенные изображения их  
осевых областей (в, г) соответственно

На рисунке 5.6 показано сечение II поперечного шлифа, изготовленного в середине образца 2. Присутствует отверстие размером менее 0,3 мм вместе с небольшим количеством микротрещин, также имеющих тенденцию к закручиванию. Также, не было зафиксировано остатков NiAl в образце 2, что свидетельствует о его полном выходе в результате нагружения. Это указывает на менее интенсивную реакцию из-за более низкого пикового давления, что согласуется с теорией.

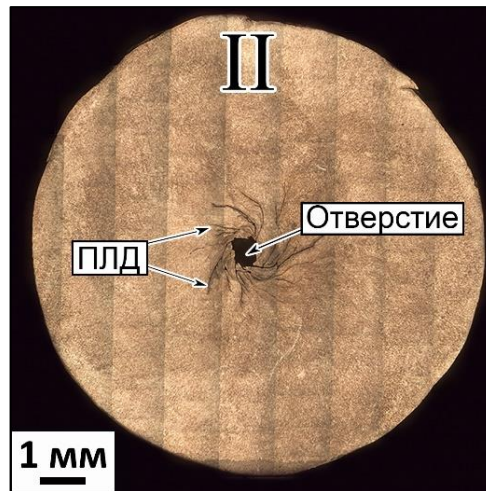


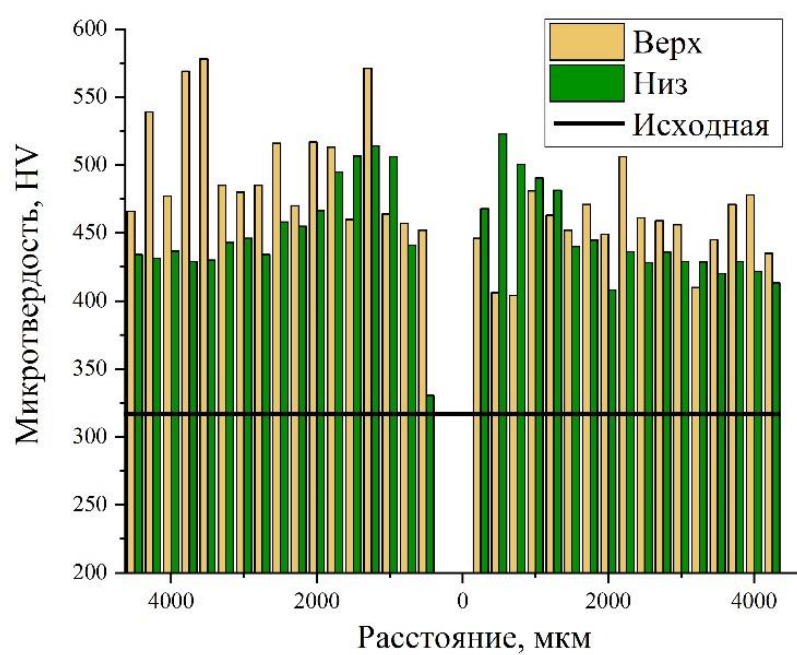
Рисунок 5.6 – Оптическое изображение поперечного шлифа 2-ого образца, которое относится к II сечению (в середине образца)

## 5.2. Распределение микротвердости в образцах после ударно-волнового нагружения

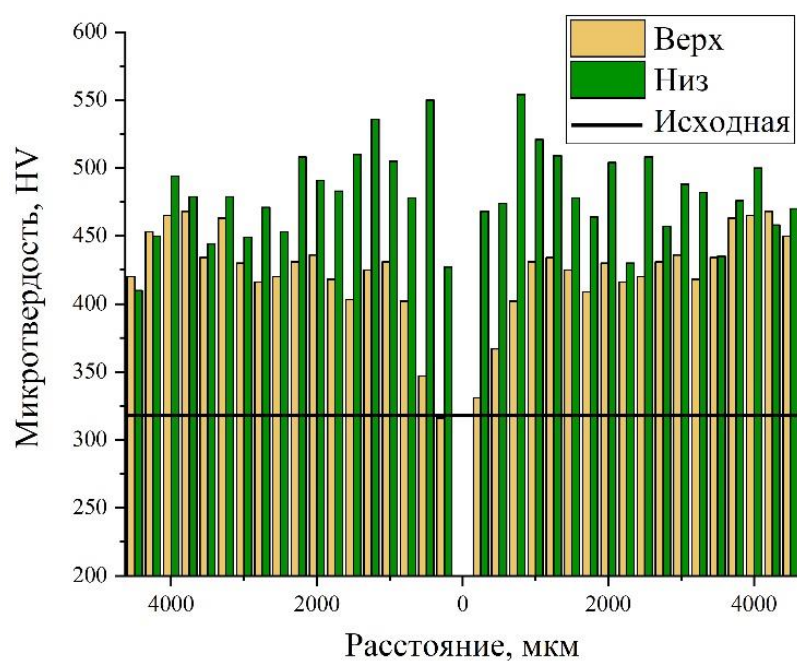
На рисунке 5.7 представлены гистограммы распределения микротвердости в поперечных сечениях I и III.

Измерения микротвердости начинались в точке 0 от внутренней стенки цилиндра к крайней вдоль одной линии по диаметру образца.

У образца 1 микротвердость на верхнем сечении преимущественно имеет большие значения по сравнению с микротвердостью на нижнем сечении, а у образца 2 наоборот. Результаты измерений показывают, что средняя микротвердость в обоих образцах одинакова и увеличивается на 60-65 % после УВН. Микротвердость ближе к центру, где отверстие схлопывается, достигла минимального значения 325 HV. Максимальное значение составляет 550 HV. Выбор режима – короткий или длинный импульс – позволяет управлять распределением упрочнения по объему детали. Более равномерная деформация без образования критической повреждаемости, открывает перспективы для получения цельных изделий в процессе взрывного компактирования.



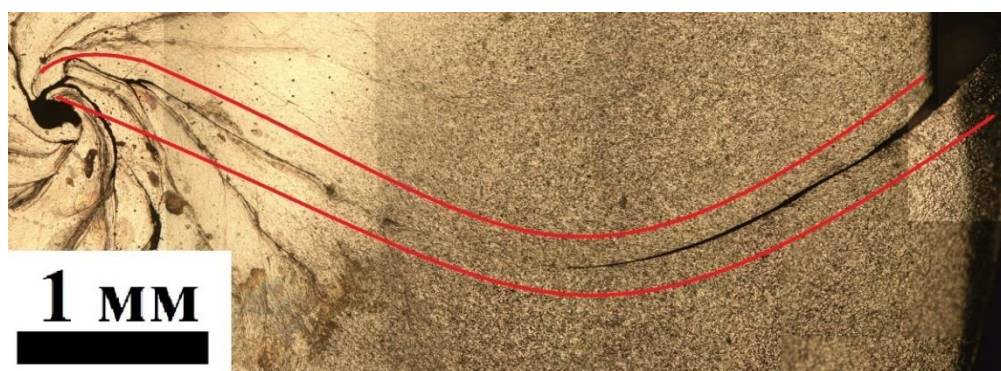
а)



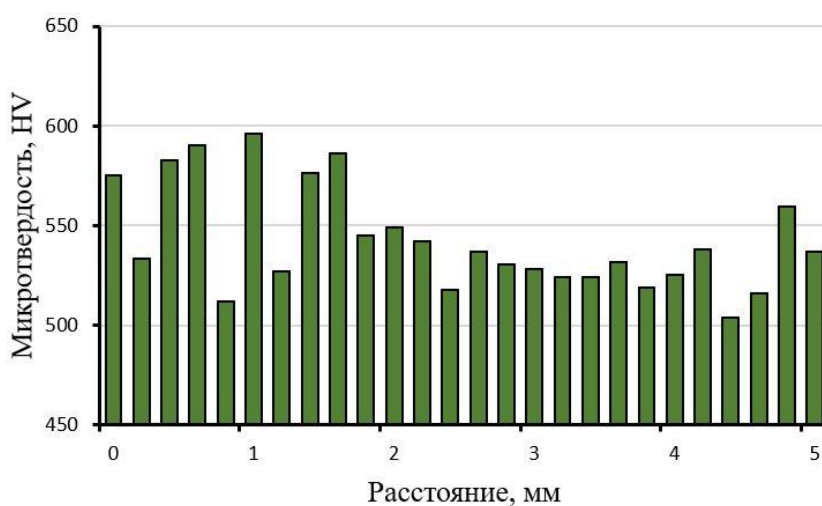
б)

Рисунок 5.7 – Гистограммы распределения микротвердости (а) образца 1 и (б) образца 2

На фотографии, представленной на рисунке 5.8а, видно, что откольная трещина трансформировалась в ПЛД в середине стенки образца 1 (между двух красных линий), вдоль которой измерялась микротвердость. Измерения начинались вблизи отверстия обжато́го образца. Согласно гистограмме, представленной на рисунке 5.8б, самые высокие значения микротвердости (до 600 HV) наблюдаются вдоль трещин. Самые низкие значения (525 HV) были обнаружены в месте расположения ПЛД. Образец содержит значительное количество микропор, которые при увеличении нагрузки сливаются, образуя трещину в центре и на периферии образца. Это объясняет снижение микротвердости, наблюдаемое в месте расположения ПЛД.



а)



б)

Рисунок 5.8 – Изображение поперечного сечения образца 1 (а) и распределение микротвердости вдоль ПЛД (б), выделенной красным цветом в (а)

### **5.3. Волновой механизм и влияние длительности импульса нагружения на структуру**

В результате экспериментов обжатие полых цилиндров из нержавеющей стали привело к образованию почти сплошных цилиндрических образцов. После сжатия внутренняя и внешняя поверхности образца 1 деформировались по-разному. На внешней поверхности наблюдается откол материала вблизи верхнего сечения (I). На внутренней поверхности происходит образование складок, между которых наблюдаются откольные трещины, уходящие вглубь материала, и перерождающиеся в полосы локализованной деформации вблизи нижнего сечения (III). I сечение демонстрирует выход отраженной ударной волны на свободную внешнюю поверхность образца. Повреждаемость в осевой окрестности обусловлена выходом отражённой волны разгрузки на наружную свободную поверхность. При подходе к поверхности фронт волны разглаживается, однако на тыльной стороне возникают растягивающие напряжения, приводящие к откольному разрушению внешней поверхности. III сечение демонстрирует неровный рельеф поверхности внутренней полости, что доказывает потерю устойчивости падающей ударной волны: на фронте возникают выступы, которые растут по мере приближения к внутренней полости. Выход возмущенной ударной волны на свободную поверхность внутренней полости образует складки на рельефе поверхности, которые в свою очередь являются источниками волн разгрузки. Между двух соседних складок возникает интерференция волн разгрузки. Напряжение растяжения в зоне интерференции намного превышает откольную прочность, поэтому на внутренней поверхности цилиндрического образца возникают откольные трещины, которые вслед за волной разгрузки перемещаются внутрь образца. Как только растягивающие напряжения становятся меньше откольной прочности, трещина перерождается в полосу локализованной деформации.

Следует отметить, что в случае не полного схождения образца, отраженная волна разгрузки, источником которой является внутренняя полость, выходит на внешнюю поверхность образца и не образует повреждаемость последней.

В результате металлографических исследований в образце 1 были обнаружены следы синтезированного интерметаллида NiAl, при этом интерметаллиды локализовались между II и III сечениями. В образце 2 интерметаллида не обнаружено. Наличие интерметаллида в образце 1 указывает на то, что выбранные параметры нагружения не позволяют компакту Ni-Al после синтеза полностью выйти из полости. Наличие следов интерметаллидов NiAl указывает на резкое схлопывание полости на разных сечениях вдоль образца.

Результаты эксперимента показали, что степень сжатия вдоль оси цилиндра различалась, что было связано с наличием преграды в виде компакта смеси порошков Ni-Al и тем, что повреждаемость в процессе всестороннего сжатия полого цилиндра возникает на стадии разгрузки, когда деформированное состояние материала в результате коллапса уже закончилось [123, 168]. Таким образом, режим нагружения 2 образца, а именно – помещение экспериментальной сборки в слой песка, что увеличивает длительность импульсного нагружения, приводит к уменьшению повреждаемости. Наружная поверхность осталась неповрежденной, число радиальных трещин в околоосевой области сократилось.

Давление в 1 образце, возникшее от параметров ВВ ( $P = 3,5$  ГПа) привело к практически полному обжатию. Ударная волна, является резкой границей между невозмущенным материалом, и ударно-сжатым. Согласно адиабате материала, скорость ударной волны однозначно зависит от давления, которое и определяет сжатие, т.е. определяет плотность сжатого материала. Во втором образце параметры ниже ( $P = 1,88$  ГПа), и несмотря на

более низкие ударные нагрузки, увеличение длительности нагружения привело к визуально меньшему разрушению материала.

Оценить точное изменение длительности импульса при добавлении песчаной оболочки не представляется возможным без численного моделирования, поскольку длительность зависит от сложной гидродинамической картины расширения продуктов взрыва. Однако по измеренным радиальным скоростям обжатия можно оценить время схлопывания полости. При одинаковой начальной геометрии образцов время схлопывания обратно пропорционально скорости стенки. Сравнение скоростей  $v_1=1290$  м/с (без песка) и  $v_2=1170$  м/с (с песком) показывает, что во втором случае время обжатия примерно на 10 % больше. Это, наряду с увеличением массы ВВ и снижением скорости детонации, свидетельствует о том, что длительность импульса нагружения возросла, что и обуславливает подавление откольной повреждаемости при меньшем пиковом давлении.

Полученные результаты хорошо согласуются с классическим волновым механизмом образования откольной повреждаемости в цилиндрических оболочках при обжатии скользящей детонационной волной. Ключевую роль играет наличие внутренней свободной поверхности (границы раздела «металл – полость»). При достижении ударной волной сжатия внутренней полости она отражается от неё, порождая волну разгрузки (снижение давления до нуля), которая является отражённой ударной волной. При достаточной амплитуде эта волна создаёт волну растяжения (отрицательные напряжения), распространяющуюся от внутренней поверхности вглубь материала. Волна разгрузки интерферирует с падающей волной и волнами от других границ. Хотя теоретически встреча волн разгрузки от внутренней и внешней поверхностей могла бы сформировать кольцевую ПЛД, в экспериментах такие структуры не зафиксированы, что, по-видимому, связано с недостаточным уровнем растягивающих напряжений. В зонах интерференции формируются кратковременные

растягивающие напряжения. Если их амплитуда превышает динамическую прочность материала (откольную прочность), происходит откольное разрушение – зарождаются и развиваются откольные трещины.

Заполнение полости исходной порошковой смесью Ni–Al (менее плотной, чем сталь) приводит на границе раздела к распаду разрыва: в порошок проходит волна сжатия, в сталь – волна разгрузки. Синтез интерметаллида происходит в центре после сжатия, сопровождаясь колебательными процессами, характерными для цилиндрической геометрии. Это изменяет условия отражения ударной волны от внутренней границы, снижая интенсивность волны разгрузки. Ударная волна на границе «сталь – наполнитель» не испытывает полного отражения с образованием мощной волны разгрузки; напротив, часть энергии передаётся в наполнитель, который сам подвергается сжатию. В результате растягивающие напряжения в прилегающих слоях стали либо не достигают критического уровня, либо не возникают вовсе. Поэтому в зонах, где полость была заполнена продуктами синтеза (например, в среднем сечении II образца 1), откольные трещины отсутствуют, несмотря на высокую степень деформации стенок.

Откольная повреждаемость при обжати цилиндрических оболочек возникает только при интерференции двух волн разгрузки. Одна из них формируется при отражении от внутренней свободной поверхности, вторая формируется от внешней свободной поверхности. Их встреча в толще стенки создаёт растягивающие напряжения, приводящие к откольным трещинам. Заполнение полости любым веществом, способным воспринимать сжимающую нагрузку и не создающим резкой акустической границы, подавляет образование откольных трещин. Этот вывод имеет прямое практическое значение для взрывного компактирования: для получения цельных изделий без внутренних дефектов необходимо исключить наличие свободных полостей на этапе разгрузки, например, путём подбора режима

нагружения, обеспечивающего полное схлопывание полости и заполнение её материалом преграды до прихода волн разгрузки.

#### 5.4. Выводы по главе 5

Проведенные эксперименты по обжатию полых стальных цилиндров с установленным в полости компактом Ni-Al показали:

- Почти полное обжатие образцов (1 и 2) в сечениях, удаленных от компакта на расстоянии до 5 мм и в околоосевой зоне сохраняется полость меньшего диаметра;
- Повреждаемость при полном схлопывании образца характеризуется образованием радиальных откольных трещин, возникающих между складками (выступающие участки поверхности образца), переходящими в полосы локализованной деформации;
- В первом образце самые высокие значения микротвердости фиксируются в верхней части цилиндра, где деформация максимальна. Во втором образце микротвердость постепенно увеличивается от верхней части к нижней части образца.
- Микротвердость участков, непосредственно прилегающих к откольным трещинам в центральной части образца 1, достигает максимальной величины до 600 HV;
- Наличие дополнительного слоя песка на внешней поверхности заряда ВВ увеличивает длительность ударно-волнового нагружения образца, что существенно снижает повреждаемость околоосевой зоны и внешней поверхности;
- В сечениях образца 1, близких к компактному Ni-Al, обнаружены следы интерметаллидов NiAl. В образце 2 синтез Ni-Al завершен полностью, следов интерметаллидов не обнаружено;

- Установлено, что наличие свободной внутренней полости в цилиндрическом образце при обжате скользящей детонационной волной является необходимым условием для образования откольных трещин. Заполнение полости продуктами синтеза NiAl (компактом или его фрагментами) препятствует формированию волн разгрузки от внутренней свободной поверхности, что исключает возникновение растягивающих напряжений и, как следствие, откольной повреждаемости в данной зоне. В образце 1 в сечениях, где центральная полость была частично заполнена интерметаллидами (II сечение), откольные трещины отсутствовали, тогда как в сечениях со свободной полостью (I и III) наблюдалась развитая сеть трещин.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ

1. На основе теоретического анализа волновых картин при соударении и обжати установлены закономерности формирования откольных повреждений. Фокусировка боковых волн разгрузки на оси образца приводит к осевым трещинам, а интерференция волн от складок на внутренней поверхности – к радиальным трещинам и полосам локализованной деформации, что развивает теоретические представления о механизмах откольного разрушения при различных схемах нагружения и позволяет прогнозировать тип повреждаемости в зависимости от условий эксперимента.

2. Исследовано влияние геометрии свободных поверхностей, которая показала, что в сплошных цилиндрах при обжати откольная повреждаемость отсутствует, а наличие центрального отверстия в образце приводит к образованию кольцевых трещин посередине толщины стенки, параллельных границам. В полых стальных цилиндрах с внутренней преградой потеря динамической устойчивости вызывает радиальные трещины между складками. Выявленные закономерности позволяют прогнозировать зоны разрушения в конструкциях сложной формы и выбирать геометрию образцов, минимизирующую повреждения при динамическом нагружении.

3. Оценена степень деформационного упрочнения и установлено, что после метания пластины-ударника средняя микротвердость бронз БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 возрастает до 296 HV (прирост 56 и 64 % соответственно), максимальные значения фиксируются в приповерхностной зоне (2-6 мм). При обжати скользящей детонационной волной упрочнение более равномерное: микротвердость БрАЖ9-4 – 253 HV (прирост 33 %), БрАМц9-2 – 264 HV (47 %). Для стали средний прирост после обжати скользящей детонационной волной составляет 25-30 % (до 400-420 HV), а в

зонах, прилегающих к откольным трещинам, достигает 550 HV. Полученные количественные данные позволяют прогнозировать изменение механических свойств изделий при импульсных нагрузках.

4. Выявлены закономерности изменения структуры и механических свойств в зависимости от метода нагружения. Показано, что характер разрушения определяется фазовым строением материалов: для бронз – наличием эвтектоидной составляющей (БрАЖ9-4) или пластичной  $\alpha$ -матрицы (БрАМц9-2); для стали – аустенитной структурой, обеспечивающей высокую пластичность и сопротивление откольному разрушению при динамическом нагружении. Эти закономерности дают возможность целенаправленно выбирать режимы нагружения для достижения требуемого структурного состояния материалов.

5. Определено влияние длительности и повторного нагружения. Увеличение длительности импульса (на 10 %) при обжати стальных цилиндров существенно снижает повреждаемость: наружная поверхность сохраняет целостность, радиальные трещины отсутствуют. Впервые обнаружен эффект частичного залечивания откольных дефектов в бронзах при повторном обжати, выражающийся в сокращении числа трещин, смыкании их берегов и росте микротвердости в зоне первичных трещин на 17-23 %. Эти результаты открывают перспективы для разработки технологий импульсной обработки, направленных на восстановление сплошности и продление ресурса ответственных деталей.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. ГОСТ 493-79 Бронзы безоловянные литейные. Марки. – Взамен ГОСТ 493-54; введ. 1980-01-01. – М.: Издательство стандартов, 1980. – 3 с.
2. ГОСТ 18175-78 Бронзы безоловянные, обрабатываемые давлением. Марки. – Взамен ГОСТ 18175-72; введ. 1979-01-01. – М.: Издательство стандартов, 1979. – 9 с.
3. Урвачев В.П. Ювелирное и художественное литье по выплавляемым моделям сплавов меди / В.П. Урвачев, В.В. Кочетков, Н.Б. Горина. – Челябинск: Металлургия (Челябинское отделение), 1991. – 168 с.
4. Павлов А.В. Диаграммы состояния двойных сплавов: методические указания / А.В. Павлов, А.Г. Уфаев. – Саратов: Саратовский ГАУ, 2016. – 14 с.
5. Банных О.А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова [и др.]. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
6. Справочник по цветным металлам. Алюминиевые бронзы [Электронный ресурс]. – URL: <https://lib-metal.ru/bronze/albronze.htm> (дата обращения: 22.04.2026).
7. Святкин А.В. Моделирование микроструктуры алюминиевой бронзы БрАЖ 9-4, обеспечивающей повышенное сопротивление изнашиванию / А.В. Святкин, Л.И. Попова, П.Э. Шендерей // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22. – № 2. – С. 12-22. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.02.
8. Бакиева О.Р. Состав, структура и коррозионно-электрохимические свойства сплава медь–марганец после имплантации ионов аргона / О.Р. Бакиева, И.К. Аверкиев, Ф.З. Гильмутдинов [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2020. – Т. 121. – № 1. – С. 53-59. DOI: 10.31857/S0015323020010027.

9. Биронт В.С. Материаловедение: электрон. учеб. пособие / В.С. Биронт, Т.А. Орелкина, Т.Н. Дроздова [и др.]. – Красноярск: ИПК СФУ, 2008. – 288 с.
10. Абдуллина Д.Н. Динамические свойства низколегированных сплавов меди с субмикроструктурной структурой, полученной высокоскоростной деформацией / Д.Н. Абдуллина, И.В. Хомская, С.В. Разоренов [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2023. – Т. 124. – № 12. – С. 1279-1287. DOI: 10.31857/S0015323022601969.
11. Бродова И.Г. Фазово-структурные превращения и свойства цветных металлов и сплавов при экстремальных воздействиях / И.Г. Бродова, В.И. Зельдович, И.В. Хомская // Физика металлов и материаловедение. – 2020. – Т. 121. – № 7. – С. 696-730. DOI: 10.31857/S0015323020070025.
12. ГОСТ 5632-2014 Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. – Взамен ГОСТ 5632-72; введ. 2015-01-01. – М.: Издательство стандартов, 2015. – 54 с.
13. Иванов Ю.Ф. Структура и свойства поверхности высокохромистых сталей, модифицированных интенсивным импульсным электронным пучком / Ю.Ф. Иванов, А.А. Клопотов, Е.А. Петрикова [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – № 10. – С. 839-845. DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-839-845.
14. Созыкина А.С. Фазовые равновесия и превращения в высокохромистых сплавах железа: учебное пособие / А.С. Созыкина, К.Ю. Окишев. – Челябинск: Издательский центр ЮУрГУ, 2019. – 40 с.
15. Рогожкин С.В. Влияние легирования титаном на микроструктуру дисперсно-упрочненной оксидами 13.5 % хромистой стали / С.В. Рогожкин, А.А. Богачев, Д.И. Кириллов [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2014. – Т. 115. – № 12. – С. 13-28. DOI: 10.7868/S0015323014120067.

16. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.

17. Виноградова Н.В. Влияние качества металла и применения вакуумной металлургии на структуру и свойства аустенитных твердорастворноупрочняемых сталей / Н.В. Виноградова, А.М. Паршин, А.П. Петкова, М.В. Яковицкая // Вопросы материаловедения. – 2005. – № 2 (42). – С. 110-119.

18. Петкова А.П. Влияние повышения качества металла и применения вакуумной металлургии на локализацию повреждаемости и механические свойства аустенитных сталей и сплавов // Вестник молодых ученых. Технические науки. – 1999. – № 1(2). – С. 26-34.

19. Гуляев Б.Б. Структура и свойства сплавов / Б. Б. Гуляев, Н. В. Камышанченко, И. М. Неклюдов [и др.]. – М.: Металлургия, 1993. – 317 с.

20. Прибытков Г.А. Фазовый состав и структура композиционных порошков карбида титана со связкой из стали Р6М5, полученных методом СВС / Г.А. Прибытков, В.В. Коржова, А.В. Барановский, М.Г. Криницын. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2017. – № 2. – С. 64-71. DOI: 10.17073/1997-308X-2017-2-64-71.

21. Romig A.D. Determination of the Fe-rich portion of the Fe-Ni-C phase diagram / A.D. Romig, J.I. Goldstein // Metallurgical Transactions A. – 1978. – Vol. 9. – P. 1599-1609.

22. Абсаттаров С.Н. Влияние химического состава, включая вредные и нежелательные примеси, на свойства рессорно-пружинных сталей / С.Н. Абсаттаров, Н.К. Турсунов // Universum: технические науки. – 2024. – № 12 (129). – С. 5-9.

23. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.

24. Carrington W.E. Changes in Microstructure Caused by Deformation under Impact at High-Striking Velocities / W.E. Carrington, M.L.V. Gayler // Proceedings of the Royal Society. – 1948. – Vol. 194A. – P. 323-331. – DOI: 10.1098/rspa.1948.0083.
25. Smith C.S. Metallographic Studies of Metals after Explosive Shock // Transaction of the Metallurgical Society of AIME. – 1958. – Vol. 212. – P. 574-589.
26. Канель Г.И. Ударные волны в физике твердого тела. – М.: Физматлит, 2018. – 203 с.
27. Barker L.M. Experimental and Diagnostic Techniques / L.M. Barker, M. Shahinpoor, L.C. Chhabildas // High-Pressure Shock Compression of Condensed Matter / ed. by J.R. Asay, M. Shahinpoor. – New York: Springer Science+Business Media, 1993. – P. 43-73. – DOI: 10.1007/978-1-4612-0911-9\_3.
28. ГОСТ 21984-76 Вещества взрывчатые промышленные. Аммонит № 6ЖВ и аммонал водоустойчивые. Технические условия. – Взамен ГОСТ 9073-64 в части аммонитов № 6К, № 6ЖВ, № 7 и № 7ЖВ, аммонала и динафталита; введ. 1977-07-01. – М.: Издательство стандартов, 1977. – 8 с.
29. Галиакберова Ф.Н. Зависимость скорости детонации аммонита 6ЖВ от плотности заряда / Ф.Н. Галиакберова, Ю.В. Манжос, Ю.В. Подоваленко // Збірка тез доповідей І Всеукраїнської науково-практичної конференції з хімії та хімічної технології студентів та молодих вчених (27-29 квітня 2006 р., м. Київ). – Київ, 2006. – С. 150.
30. Зубарев В.Н. Уравнения состояния продуктов взрыва конденсированных ВВ / В.Н. Зубарев, А.А. Евстигнеев // Физика горения и взрыва. – 1984. – Т. 20, № 6. – С. 114-126.
31. Уткин А.В. Неклассические режимы детонации прессованных и жидких взрывчатых веществ (обзор) / А.В. Уткин, В.М. Мочалова // Физика горения и взрыва. – 2015. – Т. 51, № 1. – С. 78-87.

32. Канель Г.И. Ударно-волновые явления в конденсированных средах / Г.И. Канель, С.В. Разоренов, А.В. Уткин, В.Е. Фортов. – М.: Янус-К, 1996. – 408 с.
33. Fritz J.N. A simple plane-wave explosive lens // Proceedings of the American Physical Society Topical Conference on Shock Waves in Condensed Matter. – New York: Elsevier, 1990. – P. 225-228.
34. Ikkurthi V.R. Simulation of impact/explosive driven spallation in metals: comparative study of damage and dynamic strength models / V.R. Ikkurthi, S. Chaturvedi // Journal of Physics: Conference Series. – 2012. – Vol. 377. – P. 012099. – DOI: 10.1088/1742-6596/377/1/012099.
35. Романченко В.И. Зависимость критических напряжений от временных параметров нагрузки при отколе в меди, алюминии и стали / В.И. Романченко, Г.В. Степанов // Прикладная механика и техническая физика. – 1980. – Т. 21, № 4. – С. 141-147.
36. Zel'dovich V.I. Deformation Phenomena in the Collapse of Metallic Cylindrical Shells. Buckling / V.I. Zel'dovich, N.Yu. Frolova, A.E. Kheifets [et al.] // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2019. – Vol. 55, No. 4. – P. 456-465. – DOI: 10.1134/S0010508219040129.
37. Johnson W. Impact Strength of Materials. – London: Edward Arnold, 1972. – 361 p.
38. Zukas J.A. High Velocity Impact Dynamics. – New York: John Wiley & Sons, 1990. – 935 p.
39. Zukas J.A. Introduction to the Mechanics of Penetration, Perforation and Ballistic Impact / J.A. Zukas, W.P. Walters // International Journal of Impact Engineering. – 1997. – Vol. 20, No. 1-5. – P. 821-833. – DOI: 10.1016/S0734-743X(97)87543-3.
40. Kanel G.I. Shock-Wave Phenomena and the Properties of Condensed Matter / G.I. Kanel, S.V. Razorenov, V.E. Fortov. – New York: Springer, 2004. – 330 p.

41. Авершьев А.С. Обобщенный алгоритм расчета конструкций на высокоскоростной удар / А.С. Авершьев, А.А. Дмитриев // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Машиностроение. – 2015. – Т. 15, № 3. – С. 21-28.
42. McQueen R.G. Equation of State for Nineteen Metallic Elements from Shock-Wave Measurements to Two Megabars / R.G. McQueen, S.P. Marsh // Journal of Applied Physics. – 1960. – Vol. 31. – P. 1253-1269. – DOI: 10.1063/1.1735815.
43. McQueen R.G. The Equation of State of Solids from Shock Wave Studies / R.G. McQueen, S.P. Marsh, J.W. Taylor [et al.] // High Velocity Impact Phenomena / ed. by R. Kinslow. – New York: Academic Press, 1970. – P. 293-299. – DOI: 10.1016/b978-0-12-408950-1.50012-4.
44. Follansbee P.S. The Response of Single Crystal and Polycrystal Nickel to Quasistatic and Shock Deformation / P.S. Follansbee, G.T. Gray // International Journal of Plasticity. – 1991. – Vol. 7. – P. 651-660. – DOI: 10.1016/0749-6419(91)90049-5.
45. Follansbee P.S. Dynamic Deformation of Shock Prestrained Copper / P.S. Follansbee, G.T. Gray // Materials Science and Engineering A. – 1991. – Vol. 138. – P. 23-31. – DOI: 10.1016/0921-5093(91)90673-B.
46. Gray G.T. Influence of Peak Pressure and Temperature on the Structure/Property Response of Shock-Loaded Ta and Ta-10W / G.T. Gray, K.S. Vecchio // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1995. – Vol. 26A. – P. 2555-2563. – DOI: 10.1007/BF02669413.
47. Рогозин В.Д. Взрывная обработка порошковых материалов. – Волгоград: РПК "Политехник". 2002. – 135 с.
48. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980. – 221 с.

49. Селиванов В.В. Взрывные технологии: учебник для вузов // В.В. Селиванов, И.Ф. Кобылкин, С.А. Новиков; под общ. ред. В.В. Селиванова. – М.: Из-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 648 с.

50. Kozlov E.A. Special features in convergence dynamics of steel shells under their explosive loading. Results of laser-interferometric measurements / E.A. Kozlov, S.A. Brichikov, D.S. Boyarnikov [et al.] // Physics of Metals and Metallography. – 2011. – Vol. 112. – P. 389-404. – DOI: 10.1134/S0031918X11040259.

51. Zel'dovich V.I. Deformation Phenomena in the Collapse of Metallic Cylindrical Shells. Buckling / V.I. Zel'dovich, N.Y. Frolova, A.E. Kheifets [et al.] // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2019. – Vol. 55. – P. 456-465. – DOI: 10.1134/S0010508219040129.

52. Нестеренко В.Ф. Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра / В.Ф. Нестеренко, М.П. Бондарь // Физика горения и взрыва. – 1994. – Т. 30, № 4. – С. 102-113.

53. Бондарь М.П. Компактирование взрывом: тип микроструктуры контактных границ, созданный при образовании прочной связи // Физика горения и взрыва. – 2004. – Т. 40, № 4. – С. 131-140.

54. Зельдович Я.Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений // Я.Б. Зельдович, Ю.П. Райзер. – 3-е изд., исправл. – М.: Физматлит, 2008. – 656 с.

55. Мейерс М.А. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов // под общ. ред. М.А. Мейерса и Л.Е. Мура. – М.: Metallurgy, 1984. – 512 с.

56. Эпштейн Г.Н. Строение металлов, деформированных взрывом. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Metallurgy, 1988. – 280 с.

57. Канель Г.И. Ударные волны в физике конденсированного состояния / Г.И. Канель, В.Е. Фортов, С.В. Разоренов // Успехи физических

наук. – 2007. – Т. 177, № 8. – С. 809-830. – DOI: 10.3367/UFNr.0177.200708a.0809.

58. Альтшулер Л.В. Деформация стали под действием ударных волн взрыва / Л.В. Альтшулер, Д.М. Тарасов, М.П. Сперанская // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. 13, № 5. – С. 738-743.

59. Забабахин Е.И. Явления неограниченной кумуляции // Е.И. Забабахин, И.Е. Забабахин. – М.: Наука, 1988. – 172 с.

60. Meyer L.W. Metallurgical Applications of Shock-Wave and High Strain-Rate Phenomena / L.W. Meyer, S. Manwaring // Metallurgical Applications of Shock-Wave and High Strain-Rate Phenomena / ed. by M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staudhammer. – New York: Dekker, 1986. – P. 657-674. – DOI: 10.1016/0026-0800(86)90086-8.

61. Avery J.G. Comparisons of the Ballistic Impact Response of Metals and Composites for Military Aircraft Applications / J.G. Avery, T.R. Porter // Foreign Object Impact Damage to Composites / ed. by L.B. Greszczuk. – North Wales: American Society for Testing and Materials, 1975. – P. 3-29. – DOI: 10.1520/STP33148S.

62. Бахрах С.М. Исследование пластических и прочностных свойств меди в условиях всестороннего растяжения / С.М. Бахрах, Н.П. Ковалев, Б.А. Надыкто [и др.] // Доклады академии наук СССР. – 1974. – Т. 215, № 5. – С. 1090-1093.

63. Hooker S.V. Shock deformation of copper at 1 Megabar / S.V. Hooker, J.V. Foltz, F.I. Grace // Metallurgical Transactions. – 1971. – Vol. 2, No. 8. – P. 2290-2294. – DOI: 10.1007/BF02917567.

64. Бузанов В.И. Деформация металлических шаров при квазисферическом импульсном нагружении / В.И. Бузанов, Н.П. Пурыгин // Химическая физика процессов горения и взрыва. Детонация: матер. X симпозиума по горению и взрыву. – Черноголовка: Изд-во ИПХФ РАН, 1992. – С. 131-132.

65. Kozlov E.A. Obtaining and investigation of submicrocrystal structure materials in experiments on loading of metal spheres by spherical converging shock waves / E.A. Kozlov, B.V. Litvinov, I.G. Kabin // Conference on High Pressure, Science and Technology. – Colorado Springs, 1993. – P. 542-551.

66. Litvinov B.V. Microstructural effects in steel under the action of the quasispherically converging shock wave / B.V. Litvinov, V.I. Zel'dovich, O.S. Rinkevich [et al.] // Journal de Physique IV. – 1994. – Colloque C8, Vol. 4, No. 9. – P. 399-402. – DOI: 10.1051/jp4:1994861.

67. Зельдович В.И. Квазисферическое взрывное нагружение стали с давлением до 200 ГПа / В.И. Зельдович, Б.В. Литвинов, Н.П. Пурьгин [и др.] // Доклады академии наук. – 1995. – Т. 343, № 5. – С. 621-624.

68. Козлов Е.А. Фазовые превращения и изменение структуры циркония при воздействии сферических ударных волн / Е.А. Козлов, Б.В. Литвинов, Е.А. Абакшин [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 7, № 5. – С. 113-126.

69. Козлов Е.А. Структура, фазовый состав и свойства перспективных Al сплавов с Ti и Zr после их высокоскоростного деформирования в твердом и жидком состояниях / Е.А. Козлов, И.Г. Бродова, Д.В. Башлыков [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 87, № 3. – С. 34-45.

70. Зельдович В.И. Микроскопические особенности ударно-волновой деформации в двухфазной пластинчатой структуре стали / В.И. Зельдович, А.Э. Хейфец, Н.Ю. Фролова, Б.В. Литвинов // Доклады академии наук. – 2006. – Т. 410, № 4. – С. 470-473.

71. Козлов Е.А. Особенности формирования и структура полос адиабатического сдвига в цирконии в сферических ударных волнах напряжения / Е.А. Козлов, В.М. Елькин, Б.В. Литвинов [и др.] // Доклады академии наук. – 1998. – Т. 360, № 3. – С. 240-343.

72. Salencon J. About Tresca's Memoirs on the fluidity of solids (1864-1870) // *Comptes Rendus Mécanique*. – 2021. – Vol. 349, No. 1. – P. 1-7. – DOI: 10.5802/crmeca.69.
73. Zener C. Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel / C. Zener, J.H. Hollomon // *Journal of Applied Physics*. – 1944. – Vol. 15. – P. 22-32. – DOI: 10.1063/1.1707363.
74. Manion S.A. Adiabatic Shear Bands in Steel / S.A. Manion, T.A.C. Stock // *International Journal of Fracture Mechanics*. – 1970. – Vol. 6. – P. 106-107. – DOI: 10.1007/BF00183670.
75. Beatty J.H. Formation of Controlled Adiabatic Shear Bands in AISI 4340 High Strength Steel / J.H. Beatty, L.W. Meyer, M.A. Meyers, S. Nemat-Nasser // *Technical Report AD-A230 99*, U.S. Army Materials Technology Laboratory. — 1990.
76. Xue Q. Evaluation of the Collapsing Thick-Walled Cylinder Technique for Shear-Band Spacing / Q. Xue, V.F. Nesterenko, M.A. Meyers // *International Journal of Impact Engineering*. – 2003. – Vol. 28. – P. 257-280. – DOI: 10.1016/S0734-743X(02)00103-3.
77. Cizek P. Fine Structure of Shear Bands Formed during Hot Deformation of Two Austenitic Steels / P. Cizek, F. Bai, W.M. Rainforth, J.H. Beynon // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45. – P. 2157-2164. – DOI: 10.2320/matertrans.45.2157.
78. Lins J.F.C. A Microstructural Investigation of Adiabatic Shear Bands in an Interstitial Free Steel / J.F.C. Lins, H.R.Z. Sandim, H.-J. Kestenbach [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vol. 457. – P. 205-218. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.019.
79. Lee C.S. Macroscopic Shear Bands in Cross-Rolled Alpha Brass / C.S. Lee, W.T. Hui, B.J. Duggan // *Materials Science and Engineering A*. – 2007. – Vol. 457. – P. 205-218. – DOI: 10.1016/0956-716X(90)90237-B.

80. Nourbakhsh S. Shear Band Formation in Heavily Cold-Rolled 70-30 Brass / S. Nourbakhsh, Q. Song // *Metallurgical Transactions A*. – 1989. – Vol. 20. – P. 1267-1275. – DOI: 10.1007/BF02647409.
81. Kozmel T. EBSD characterization of Shear Band Formation in Aluminum Armor Alloys / T. Kozmel, M. Vural, S. Tin // *Journal of Materials Science*. – 2016. – Vol. 51. – P. 7554-7570. – DOI: 10.1007/s10853-016-0035-0.
82. Rostova T.D. Shear Bands in Aluminum-Lithium Alloys / T.D. Rostova, V.V. Zakharov // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1997. – Vol. 39. – P. 236-239. – DOI: 10.1007/BF02467226.
83. Nesterenko V.F. Self-Organisation in the Initiation of Adiabatic Shear Bands / V.F. Nesterenko, M.A. Meyers, T.W. Wright // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol. 46. – P. 327-340. – DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00151-1.
84. Xue Q. Self-Organisation of Shear Bands in Titanium and Ti-6Al-4V Alloy / Q. Xue, M.A. Meyers, V.F. Nesterenko // *Acta Materialia*. – 2002. – Vol. 50. – P. 575-596. – DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00356-1.
85. Yang Y. Adiabatic Shear Bands on the Titanium Side in the Titanium/Mild Steel Explosive Cladding Interface: Experiments, Numerical Simulation, and Microstructure Evolution / Y. Yang, B.F. Wang, J. Xiong [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2006. – Vol. 37A. – P. 3131-3137. – DOI: 10.1007/s11661-006-0193-9.
86. Timothy S. P. Structure of Adiabatic Shear Bands in a Titanium Alloy / S.P. Timothy, I.M. Hutchings // *Acta Metallurgica*. – 1985. – Vol. 33. – P. 667-676. – DOI: 10.1016/0001-6160(85)90030-6.
87. Liao S.-C. Adiabatic Shear Bands in a Ti-6Al-4V Titanium Alloy / S.-C. Liao, J. Duffy // *Journal of Mechanics and Physics of Solids*. – 1998. – Vol. 46. – P. 2201-2231. – DOI: 10.1016/S0022-5096(98)00044-1.
88. Peirs J. Microstructure of Adiabatic Shear Bands in Ti6Al4V / J. Peirs, W. Tirry, B. Amin-Ahmandi [et al.] // *Materials Characterization*. – 2013. – Vol. 75. – P. 79-92. – DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2012.10.009.

89. Zou D.L. Characterization of Adiabatic Shear Bands in AM60B Magnesium Alloy under Ballistic Impact / D.L. Zou, L. Zhen, C.Y. Xu, W.Z. Shao // *Materials Characterization*. – 2011. – Vol. 62. – P. 496-502. – DOI: 10.1016/j.matchar.2011.03.003.
90. Fatemi-Varzaneh S.M. Shear Banding During Severe Plastic Deformation of an AZ91 Magnesium Alloy / S.M. Fatemi-Varzaneh, A. Zarei-Hanzaki, J.M. Cabrera // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 507. – P. 3806-3810. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.01.019.
91. Batra R.C. Development of Shear Bands in Dynamic Plane Strain Compression of Depleted Uranium and Tungsten Blocks / R.C. Batra, Z. Peng // *International Journal of Impact Engineering*. – 1995. – Vol. 16. – P. 375-395.
92. Magness Jr. L.S. High Strain Rate Deformation Behaviours of Kinetic Energy Penetrator Materials During Ballistic Impact // *Mechanics of Materials*. – 1994. – Vol. 17. – P. 147-154. – DOI:10.1016/0167-6636(94)90055-8.
93. Besuelle P. Compacting and Dilating Shear Bands in Porous Rock: Theoretical and Experimental Conditions // *Journal of Geophysical Research: Solid Earth*. – 2001. – Vol. 106. – P. 13435-13442. – DOI: 10.1029/2001JB900011.
94. Evans A.G. Influence of Shear Bands on Creep Rupture in Ceramics / A.G. Evans, B.J. Dalgleish // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2006. – Vol. 68. – P. 44-48. – DOI: 10.1111/j.1151-2916.1985.tb15249.x.
95. Frey R.B. The initiation of explosive charges by rapid shear // In *Proceedings of the 7th Symposium on Detonation*. – 1981.
96. Giovanola J.H. Adiabatic Shear Banding under Pure Shear Loading-Part I: Direct Observation of Strain Localization and Energy Dissipation Measurements // *Mechanics of Materials*. – 1988. – Vol. 7. – P. 59-71. – DOI: 10.1016/0167-6636(88)90006-3.

97. Giovanola J.H. Adiabatic Shear Banding under Pure Shear Loading-Part II: Fractographic and Metallographic Observations // *Mechanics of Materials*. – 1988. – V. 7. – P. 73-87. – DOI: 10.1016/0167-6636(88)90007-5.
98. Komanduri R. New Observations on the Mechanism of Chip Formation when Machining Titanium Alloys / R. Komanduri, B.F. Turkovich von // *Wear*. – 1981. – Vol. 69. – P. 179-188. – DOI: 10.1016/0043-1648(81)90242-8.
99. Karpat Y. Temperature Dependent Flow Strengthening of Titanium Alloy Ti6Al4V: An Investigation Using Finite Element Simulation of Machining // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2011. – Vol. 211. – P. 737-749. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.12.008.
100. Burns T.J. On Repeated Adiabatic Shear Band Formation During High-Speed Machining / T.J. Burns, M.A. Davies // *International Journal of Plasticity*. – 2002. – Vol. 18. – P. 487-506. – DOI: 10.1016/S0749-6419(01)00006-7.
101. Mathur P.S. Mechanical Contributions to the Plane-Strain Deformation and Recrystallization Textures of Aluminum-Killed Steel / P.S. Mathur, W.A. Backofen // *Metallurgical Transactions*. – 1973. – Vol. 4. – P. 643-651. – DOI: 10.1007/BF02643069.
102. Wang B. Adiabatic Shear Bands in Ti-6Al-4V Alloy with Lamellar Microstructure / B. Wang, J. Li, J. Sun [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2014. – Vol. 23. – P. 1896-1903. – DOI: 10.1007/s11665-014-0944-5.
103. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы. – М: Металлургия, 1972. – 192 с.
104. Varghese P. Weld overlay coating of Inconel 617 M on type 316 L stainless steel by cold metal transfer process / P. Varghese, E. Vetrivendan, M.K. Dash [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2019. – Vol. 357. – P. 1004-1013.

105. Kumar R.K. Effect of Spray Particle Velocity on Cavitation Erosion Resistance Characteristics of HVOF and HVOF Processed 86WC-10Co4Cr Hydro Turbine Coatings / R.K. Kumar, M. Kamaraj, S. Seetharamu [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 2016. – Vol. 25. – P. 1217-1230.
106. Santa J.F. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings / J.F. Santa, J.A. Blanco, J.E. Giraldo [et al.] // Wear. – 2011. – Vol. 271. – P. 1445-1453.
107. Neville A. Erosion- and cavitation-corrosion of titanium and its alloys / A. Neville, B.A.B. McDougall // Wear. – 2001. – Vol. 250, No. 1-12. – P. 726-735. – DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00709-8.
108. Kovalev A.A. Cavitation Fracture of the Typical Materials Used in Hydraulic Machines and Units / A.A. Kovalev, N.N. Kuznetsov // Russian Metallurgy (Metally). – 2017. – Vol. 2017, No. 13. – P. 1202-1206. – DOI: 10.1134/S0036029517130109.
109. Song Q.N. Effect of compressive stress on cavitation erosion-corrosion behavior of nickel-aluminum bronze alloy / Q.N. Song, Y. Tong, H.L. Li [et al.] // Ultrasonics Sonochemistry. – 2022. – Vol. 89. – Art. 106143.
110. Hucińska J. Cavitation erosion of copper and copper-based alloys / J. Hucińska, M. Głowack // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2001. – Vol. 32. – P. 1325-1333. – DOI: 10.1007/s11661-001-0223-6.
111. Heathcock C.J. Deformation and erosion of F.C.C. metals and alloys under cavitation attack / C.J. Heathcock, B.E. Protheroe, A. Ball // Wear. – 1984. – Vol. 98. – P. 277-288. – DOI: 10.1016/0025-5416(84)90031-4.
112. Chattopadhyay S. Cavitation Erosion and Solid Particle Erosion Behaviour of a Nitrogen Alloyed Austenitic Stainless Steel // ISIJ International. – 2015. – Vol. 55, No. 5. – P. 1123-1130. – DOI: 10.2355/isijinternational.55.1123.

113. Corrosion and Corrosion Properties of Stainless Steels: Part One [Электронный ресурс] // Total Materia. – URL: <https://www.totalmateria.com/it/articles/corrosion-of-stainless-steels-1> (дата обращения: 22.04.2026).

114. Sato K. Effects of deformation induced phase transformation and twinning on the mechanical properties of austenitic Fe–Mn–Al alloys / K. Sato, M. Ichinose, Y. Hirotsu [et al.] // ISIJ International. – 1989. – Vol. 29. – No. 10. – P. 868-877.

115. Хмелев В.Н. Метод и средства испытаний кавитационной эрозии в аномальных условиях / В.Н. Хмелев, Р.В. Барсуков, Р.Н. Голых [и др.] // Известия Томского политехнического университета. – 2021. – Т. 332, № 3. – С. 187-196.

116. Тхабисимов А.Б. Исследование влияния струйного кавитационного воздействия на изменение характеристик поверхности конструкционных сталей 30Л и 20ГЛ / А.Б. Тхабисимов, О.С. Зилова, К.Д. Скобелев, О.В. Калакуцкая // Теплоэнергетика. – 2022. – № 7. – С. 85-94. – DOI: 10.1134/S0040363622060078.

117. ASTM G134-17 Standard Test Method for Erosion of Solid Materials by a Cavitating Liquid Jet [Электронный ресурс]. – ASTM International, 2017. – URL: <https://www.astm.org/g0134-17r23.html> (дата обращения: 22.04.2026).

118. Петров А.И. Исследование сравнительной стойкости к кавитационной эрозии образцов материалов и покрытий проточной части гидромашин / А.И. Петров, М.М. Скобелев, А.Г. Ханычев // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. – 2015. – № 2. – С. 50-55.

119. Капуткина Л.М. Коррозионная и кавитационная стойкость в морской воде высокопрочных азотистых хромоникельмарганцевых аустенитных сталей / Л.М. Капуткина, А.Г. Свяжин, И.В. Смарыгина,

В.Э. Киндоп // Известия вузов. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62, № 1. – С. 49-56. – DOI: 10.17073/0368-0797-2019-1-49-56.

120. Fernández-Osete I. Review of the Uses of Acoustic Emissions in Monitoring Cavitation Erosion and Crack Propagation / I. Fernández-Osete, D. Bermejo, X. Ayneto-Gubert, X. Escaler // Foundations. – 2024. – Vol. 4, No. 1. – P. 114-133. – DOI: 10.3390/foundations4010009.

121. Peters A. 3D flow simulation of a circular leading edge hydrofoil and assessment of cavitation erosion by the statistical evaluation of void collapses and cavitation structures / A. Peters, O. Sari, E.J. Foeth // Wear. – 2019. – Vol. 428-429. – P. 457-469.

122. Беликова А.Ф. Локализация деформации при динамических нагрузках / А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Е.В. Петров // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83, № 8. – С. 68-75.

123. Беликова А.Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова, Ю.А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83, № 2. – С. 153-155.

124. Буравова С.Н. Этюды на тему локализации динамической деформации. – Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing, 2014. – 138 с.

125. Буравова С.Н. Особенности перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации / С.Н. Буравова, Е.В. Петров, А.С. Щукин // Физика горения и взрыва. – 2016. – Т. 52, № 5. – С. 1-10. – DOI: 10.15372/FGV20160512.

126. Sabbaghzadeh B. Corrosion evaluation of multi-pass welded nickel–aluminum bronze alloy in 3.5% sodium chloride solution: A restorative application of gas tungsten arc welding process / B. Sabbaghzadeh, R. Parvizi, A. Davoodi, M. Moyaed // Materials and Design. – 2014. – No. 58. – P. 346-356. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.02.019.

127. Lotfollahi M. Effect of friction stir processing on erosion–corrosion behavior of nickel–aluminum bronze / M. Lotfollahi, M. Shamanian, A. Saatchi // *Materials and Design*. – 2014. – No. 62. – P. 282-287. – DOI: 10.1016/j.matdes.2014.05.037.

128. Qin Z. Improving corrosion resistance of nickel-aluminum bronzes by surface modification with chromium ion implantation / Z. Qin, Q. Luo, Q. Zhang [et al.] // *Surface & Coatings Technology*. – 2018. – No. 334. – P. 402-409. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.11.066.

129. Li Y. Cavitation erosion behavior of friction stir processed nickel aluminum bronze / Y. Li, Y. Liang, Y. Sun // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – No. 795. – P. 233-240. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.04.302.

130. Sun Y. Improvement of surface resistance to cavitation corrosion of nickel aluminum bronze by electropulsing-assisted ultrasonic surface rolling process / Y. Sun, H. Wang, W. Liu [et al.] // *Surface & Coatings Technology*. – 2019. – No. 368. – P. 215-223. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.03.045.

131. Цветков Ю.Н. Особенности изменения профиля поверхности алюминиевых бронз при кавитационном изнашивании в морской воде / Ю.Н. Цветков, Е.О. Горбаченко // *Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С.О. Макарова*. – 2018. – Т. 10, № 5. – С. 1004-1014. – DOI: 10.21821/2309-5180-2018-10-5-1004-1014.

132. Кузьмин Д.А. Влияние эрозии-коррозии на развитие трещин в сварных соединениях оборудования или трубопроводов АЭС // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2021. – Т. 87, № 3. – С. 58-63. – DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-3-58-63.

133. Chen S.H. Study on the effect of microparticles size on cavitation erosion in solid–liquid systems / S.H. Chen, S. Liu, J. Wang, D. Chen // *Journal of Applied Physics*. – 2007. – No. 101. – DOI: 103510-1-103510-5.

134. Chen H. Inelastic damages by stress wave on steel surface at the incubation stage of vibration cavitation erosion / H. Chen, S. Liu // Wear. – 2009. – No. 266. – P. 69-75. – DOI: 10.1016/j.wear.2008.05.011.

135. Buravova S.N. Surface erosion under impact action of particles // High Pressure Research. – 1993. – No. 11. – P. 219-222. – DOI: 10.1080/08957959308201648.

136. Kanel G.I. Spall fracture: methodological aspects, mechanisms and governing factors. // International Journal of Fracture. – 2010. – Vol. 163 – P. 173-191. – DOI: 10.1007/s10704-009-9438-0.

137. Фридляндер И.Н. Машиностроение. Энциклопедия / Ред. Совет: К.В. Фролов и др. М.: Машиностроение. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т II-3 / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев [и др.]; под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – 2001. – 880 с.

138. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – 4-е изд. – М.: Металлургия, 1975. – 584с.

139. Беккерт М. Способы металлографического травления: справочник / М. Беккерт, Х. Клемм; пер. с нем. Н.И. Туркиной, Е.Я. Капуткина. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.

140. Баранова Л.В. Металлографическое травление металлов и сплавов. / Л.В. Баранова, Э.Л. Демина. – М.: Металлургия, 1986. – 256 с.

141. Голдстейн Дж. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: в 2 кн. / Дж. Голдстейн, Д. Ньюберн, П. Эулин [и др.]. – М.: Мир, 1984. – Кн. 1. – 301 с.

142. Ленинградское оптико-механическое объединение имени В.И. Ленина. Микротвердомер ПМТ-3 Техническое описание и инструкция по эксплуатации. – Ю-33.27.915 ТО, 1987. – 32 с.

143. Колмаков А.Г. Методы измерения твердости / А.Г. Колмаков, В.Ф. Тереньтьев, М.Б. Бакиров. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 150 с.
144. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Линецкий. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
145. Buravova S.N. Material Damage to a Target Caused by an Impact with an Elongated Body / S.N. Buravova, E.V. Petrov, M.I. Alymov, V.O. Kopytskiy // Doklady Physics. – 2022. – Vol. 67, No. 11, – P. 447-450. – DOI: 10.1134/S1028335822110027.
146. Buravova S. N. Specific features of target pulse destruction under impact by an elongated solid / S.N. Buravova, E.V. Petrov, V.O. Kopytskiy // Letters on Materials. – 2023. – Vol. 13, No. 3. – P. 232-236. – DOI: 10.22226/2410-3535-2023-3-232-236.
147. Буравова, С.Н. Повреждаемость цилиндрической оболочки в процессе ее инерционного схождения / С.Н. Буравова, А.Ф. Беликова, Н.И. Мухина, В.О. Копытский, Е.В. Петров // Известия ВолгГТУ. Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2023. – Т. 11, № 282. – С. 47-51. – DOI: 10.35211/1990-5297-20232-11-282-47-51.
148. Буравова, С.Н. Анализ процессов, сопровождающих цилиндрическую кумуляцию / С.Н. Буравова, А.Ф. Беликова, Н.И. Мухина, В.О. Копытский, Е.В. Петров, М.И. Алымов // Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки. – 2024. – Т. 515, № 2. – С. 5-8. – DOI: 10.31857/S2686740024020017.
149. Горелик Г.С. Колебания и волны. Введение в акустику, радиофизику и оптику. – М.: Физматлит, 1959. – 572 с.
150. Канель Г.И. О метании пластин взрывом / Г.И. Канель, А.М. Молодец, А.А. Воробьев // Физика горения и взрыва. – 1974. – Т. 10, № 6. – С. 884-891.

151. Новиков С.А. Об определении величины откольной прочности по измеренным значениям скорости свободной поверхности образца / С.А. Новиков, А.В. Чернов // Прикладная механика и техническая физика. – 1982. – Т. 23, № 5. – С. 126-129.
152. Дерибас А.А. Метание металлических пластин тангенциальной детонационной волной // Прикладная механика и техническая физика. – 2000. – Т. 41, № 5. – С. 68-74.
153. Marsh S.P. LASL Shock Hugoniot Data / ed. by S. P. Marsh. – Berkeley: University of California Press, 1980.
154. Fowles G.R. Shock Wave Compression of Hardened and Annealed 2024 Aluminum // Journal of Applied Physics. – 1961. – Vol. 32. – P. 1475.
155. Баум Ф.А. Физика взрыва / Ф.А. Баум, К.П. Станюкович, Б.И. Шехтер. – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. – 800 с.
156. Игнатова О.Н. Влияние ударно-волнового нагружения на внутреннюю микроструктуру и механические свойства мелкозернистой меди / О.Н. Игнатова, И.И. Каганова, А.Н. Малышев [и др.] // Физика горения и взрыва. – 2010. – Т. 46, № 6. – С. 119-124.
157. Копытский В.О. Исследование откольной повреждаемости в бронзовых сплавах после ударно-волнового нагружения / В.О. Копытский, Е.В. Петров, С.Н. Буравова // Известия ВолгГТУ – серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – 2022. – Т. 11 (270). – С. 57-61. – DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-57-61.
158. Добромислов А.В. Электронно-микроскопическое исследование деформационной структуры стали 12Х18Н10Т после взрывного нагружения в сферических системах / А.В. Добромислов, Н.И. Талуц // Диагностика, ресурс и механика материалов и конструкций. – 2015. – № 5. – С. 109-117. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.5.109-117.

159. Копытский В.О. Исследование влияния ударно-волнового нагружения на структуру и свойства бронзовых сплавов БрАЖ9-4 и БрАМц9-2 / В.О. Копытский, Е.В. Петров // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2023. – Т. 89, № 6. – С. 35-41. – DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-6-35-41.

160. Брагунец В.А. Экспериментальное исследование и математическое моделирование откольного разрушения и компактирования алюминия / В.А. Брагунец, И.Н. Кондрохина, А.М. Подурец [и др.] // Физика горения и взрыва. – 2014. – Т. 50, № 6. – С. 109-113.

161. Barr C.M. Autonomous healing of fatigue cracks via cold welding / C.M. Barr, T. Duong, D.C. Bufford [et al.] // Nature. – 2023. – Vol. 620. – P. 552-556. – DOI: 10.1038/s41586-023-06223-0.

162. Fensin S.J. Spall and recompression processes with double shock loading of polycrystalline copper / S.J. Fensin, G.T. Gray III // Mechanics of Materials. – 2022. – Vol. 165. – Art. 104194. – DOI: 10.1016/j.mechmat.2021.104194.

163. Алымов М.И. Нижний предельный размер пор в металлах при спекании / М.И. Алымов, С.И. Аверин // Неорганические материалы. – 2020. – Т. 56, № 5. – С. 519-521. – DOI: 10.1134/S207511332003003X.

164. Koval' A.V. Structural Transformations in Aluminum Cylindrical Shells under Dynamic Loading / A.V. Koval', I.G. Shirinkina, A.N. Petrova [et al.] // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2019. – Vol. 55. – P. 447-455. – DOI: 10.1134/S0010508219040117.

165. Xu Y. Shear Localization in Dynamic Deformation: Microstructural Evolution / Y. Xu, J. Zhang, Y. Bai [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2008. – Vol. 39. – P. 811-843. – DOI: 10.1007/s11661-007-9431-z.

166. Navarro P.F. Shear localization in 4340 steel with different microstructure using thick wall cylinder method / P.F. Navarro, P.-H. Chiu, A. Higgins [et al.] // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 1979, No. 1. – P. 070022. – DOI: 10.1063/1.5044831.

167. Malakhov A. Synthesis of NiAl Intermetallic Compound under Shock-Wave Extrusion / A. Malakhov, D. Shakhrai, I. Denisov [et al.] // Materials. – 2022. – Vol. 15, No. 17. – P. 6062. – DOI: 10.3390/ma15176062.

168. Buravova S.N. Strain localization under impulse load / S.N. Buravova, E.V. Petrov // Forces in Mechanics. – 2021. – Vol. 3. – P. 100015. – DOI: 10.1016/j.finmec.2021.100015.

169. Копытский В.О. Влияние параметров ударно-волнового нагружения на деформацию и повреждение полого стального цилиндра / В.О. Копытский, А.Ю. Малахов, И.В. Денисов, Е.В. Петров, Ф.Ф. Галиев, С.А. Серопян // Письма в Журнал технической физики. – 2026. – № 9. – С. 25-29. DOI: 10.61011/PJTF.2026.09.62704.20528.