

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи

АЛЕКСЕНЦЕВА Светлана Евгеньевна

**УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С
КОНДЕНСИРОВАННЫМИ СРЕДАМИ**

**Специальность: 01.04.17 – «Химическая физика, горение и взрыв,
физика экстремальных состояний вещества»**

Диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук

**Научный консультант –
доктор технических наук,
профессор Кривченко А.Л.**

Самара 2015

СОДЕРЖАНИЕ

СОДЕРЖАНИЕ.....	2
ВВЕДЕНИЕ.....	5
Глава 1 ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ УДАРНИКОВ С РАЗЛИЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ И РАЗНЕСЁННЫМИ ПРЕГРАДАМИ.....	9
1.1 Исследование классов энергетических процессов при взаимодействии ударни- ков с преградами.....	9
1.2 Глубина и особенности проникания ударников в преграды.....	12
1.3 Методы и средства экспериментальных исследований.....	16
1.4 Целесообразность применения разнесённой брони для пулестойких инженер- ных средств защиты.....	16
1.5 Исследование характера пробития преграды разной толщины и разрушения конструктивных элементов пули.....	17
1.6 Расчёт энерговзаимодействия пули с преградами различной толщины.....	19
1.7 Эксперименты по конструированию разнесённых преград.....	22
1.8 Принципы конструирования и повышения эффективности разнесённой брони	24
1.9 Выводы по главе.....	26
Глава 2 РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИНЖЕНЕРНЫХ ПУЛЕСТОЙКИХ СРЕДСТВ ЗАЩИТЫ	27
2.1 Характер деформирования и разрушения материалов преграды при взаимо- действии с пулями.....	27
2.2 Исследование пулестойкости керамических и стальных материалов для созда- ния многослойной композиции.....	30
2.3 Разработка многослойных бронеконструкций инженерных средств защиты.....	32
2.4 Выводы по главе.....	34
Глава 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАПРЕГРАДНОГО ЭФФЕКТА.....	35
3.1 Ударное взаимодействие пули с преградой.....	35
3.2 Методика проведения эксперимента.....	39
3.3 Исследование процесса формирования прогиба бронеконструкции, определя- ющего запреградный эффект.....	40
3.4 Оценка вклада энергии проникания пули в преграду.....	44
3.5 Влияние демпфирующих свойств сплавов на пулестойкость и запреградный эффект.....	44
3.6 Анализ факторов, влияющих на запреградный эффект.....	48
3.7 Разработка эффективной схемы бронеконструкции, минимизирующей запреградный эффект.....	49
3.8 Выводы по главе.....	50
Глава 4 ДИНАМИЧЕСКАЯ ЗАЩИТА.....	52
4.1 Принципы создания динамической защиты.....	52
4.2 Разработка принципиально новой динамической бронезащиты, основанной на активном кумулятивном эффекте.....	54
4.3 Выводы по главе.....	56
Глава 5 ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ МЕТАНИЕ ЧАСТИЦ, РАЗОГНАННЫХ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА.....	58
5.1 Параметры состояния ударно-сжатых твёрдых тел.....	58
5.2 Динамическая прочность твёрдых тел.....	60
5.3 Механизмы деформирования металлов при нагружении ударной волной.....	63
5.4 Принципы метания компактных тел.....	64
5.5 Метод расчёта параметров ударно-волнового нагружения твёрдых тел.....	65
5.6 Установки метания дискретных частиц в режиме сверхглубокого проника-	

	ния.....	68
5.6.1	Взрывные ускорители кумулятивного типа.....	68
5.6.2	Установка торцевого метания дискретных частиц.....	71
5.6.3	Метание потока дискретных частиц канальными зарядами взрывчатого вещества в режиме сверхглубокого проникания.....	73
5.6.4	Установка объёмного легирования методом сверхглубокого проникания частиц с максимальным охватом площади обработки.....	76
5.6.5	Установка получения дисперсноупрочнённых материалов при комплексном интенсивном пластическом деформировании и динамическом нагружении.....	78
5.7	Выводы по главе.....	79
	Глава 6 ЭФФЕКТ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ЧАСТИЦ – ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ФАКТЫ И ГИПОТЕЗЫ.....	81
6.1	Современные представления об эффекте сверхглубокого проникания частиц...	81
6.1.1	Сверхпроникание частиц с точки зрения гидродинамики и пластического деформирования	82
6.1.2	Механизмы сверхглубокого проникания частиц на основе хрупкого разрушения, трещинообразования и нестационарного расклинивания среды.....	84
6.1.3	О роли ударной волны в процессе сверхглубокого проникания частиц.....	86
6.1.4	Кавитационная модель.....	88
6.1.5	Роль кратерообразования при сверхглубоком проникании.....	89
6.1.6	Сверхпроникание за счёт кумулятивного эффекта.....	90
6.1.7	Прочностная компонента как основа при сверхглубоком проникании частиц....	90
6.1.8	Модель энергобаланса сверхглубокого проникания.....	91
6.2	Структура и свойства материалов после обработки потоком высокоскоростных частиц.....	91
6.3	Теплофизические процессы высокоскоростного взаимодействия потока частиц с мишенью.....	94
6.4	Выводы по главе.....	95
	Глава 7 МОДЕЛЬ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ЧАСТИЦ.....	96
7.1	Термодинамическое состояние системы «частицы-преграда».....	96
7.2	Роль градиентов давлений и описание термодинамического состояния системы «частицы-преграда» при ударно-волновом воздействии высокоскоростного потока частиц в режиме сверхглубокого проникания.....	97
7.3	Модель сверхглубокого проникания частиц.....	100
7.4	Выводы по главе.....	110
	Глава 8 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПРЕГРАДЫ.....	111
8.1	Характеристики исследуемых материалов преграды и частиц.....	111
8.1.1	Характеристика материалов преграды.....	111
8.1.1.1	Железо и его сплавы.....	111
8.1.1.2	Технический титан.....	112
8.1.1.3	Техническая медь.....	113
8.1.1.4	Алюминиевый сплав.....	113
8.1.2	Свойства порошковых частиц.....	114
8.2	Методы исследования структуры и свойств материалов, подвергнутых обработке потоком высокоскоростных частиц.....	115
8.2.1	Рентгеноструктурный анализ.....	115
8.2.1.1	Интенсивность дифракционных максимумов.....	115

8.2.1.2	Разделение вклада дисперсности и микродеформаций в физическом уширении дифракционных линий.....	116
8.2.1.3	Определение плотности дислокаций.....	118
8.2.2	Электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ.....	118
8.2.3	Металлографический анализ и измерение твердости и микротвердости.....	119
8.2.3.1	Металлографический анализ.....	119
8.2.3.2	Определение твёрдости и микротвёрдости.....	120
8.2.4	Измерение плотности материалов.....	120
8.3	Исследование структуры и свойств материалов, обработанных в режиме сверхглубокого проникания частиц.....	121
8.3.1	Кратерообразование.....	121
8.3.2	Характер проникания частиц.....	124
8.3.3	Влияние обработки потоком высокоскоростных частиц на изменение состояния материала мишени.....	127
8.3.4	Исследование прочностных свойств материалов мишени.....	129
8.3.5	Влияние термообработки на свойства материалов обработанных в режиме сверхглубокого проникания частиц.....	131
8.3.6	Структура материала преграды при обработке потоком высокоскоростных частиц	133
8.3.7	Анализ корреляции пластической деформации на микро- и макроуровне при сверхглубоком проникании частиц.....	142
8.3.8	Система структурообразования при сверхглубоком проникании частиц.....	145
8.4	Область применения материалов, обработанных потоком порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания.....	147
8.5	Выводы по главе.....	149
	ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	151
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	153
	ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	166
	ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	168
	ПРИЛОЖЕНИЕ В.....	170
	ПРИЛОЖЕНИЕ Г.....	171
	ПРИЛОЖЕНИЕ Д.....	172
	ПРИЛОЖЕНИЕ Е.....	173

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. Методы обработки материалов потоками высоких энергий (плазменные, электронно-лучевые и ионные, лазерное излучение, взрывные и электро-взрывные и т.п.) являются передовыми рубежами мировой науки, в числе которых ударно-импульсные воздействия микро- и макроударников в широком интервале скоростей и энергий, и находят широкое применение в народном хозяйстве, военной технике. Взаимодействие ударников со сверхзвуковыми скоростями с конденсированными средами характеризуется разносторонними аспектами, такими как метательное действие, проникающая способность, так и эффективность бронезащиты, запреградное действие.

В настоящее время и другие исторические отрезки особое внимание в политике направлено на решение концептуальных проблем защиты и безопасности, повышению обороноспособности и защищённости как вооружённых сил РФ, так других силовых структур, безопасности функционирования особо важных объектов, непосредственного снижения потерь и повышения боеспособности личного состава отдельных родов войск и подразделений.

Актуальной задачей является разработка надёжных пулестойких защитных конструкций из недорогих и доступных отечественных материалов, композиций многослойных, разнесённых и динамических типов защиты. Разработка системы новых принципов защитных конструкций и подбор материалов композитов позволяет расширить спектр возможностей реализации инновационных конструктивных решений.

Ударное воздействие современных систем поражения живой силы и бронетехники актуализирует проблемы военной техники и направлено на разработку средств бронезащиты с минимизацией затрат на материалы и изготовление, с упором на сохранение боеспособности живой силы и снижение уровня травматизма.

Импульсное воздействие на преграду высокоскоростных макро- и микроударников характеризуется различными деформационными процессами, динамическими аспектами прочности преград, условиями соударения на пределах характеристик материалов.

Одним из наиболее эффективных методов высокоскоростного метания ударников является применение энергии взрывного горения и взрыва взрывчатых веществ (ВВ), способных обеспечить метание в большом диапазоне скоростей и энергий, формировать ударные волны в широком диапазоне давлений, дополнительно меняющие характеристики материала преграды.

Создание концептуальной теории описания процессов проникания микроударников в преграды представляет фундаментальное значение для физики экстремальных состояний вещества. Раскрытие механизма сверхглубокого проникания (СГП) микроударников в преграды на уровне межмолекулярных, межатомных и межъядерных связей в кристаллической решётке имеет теоретическую значимость, при верном подходе способное дать технические рекомендации.

Освоение проблем управления сложными реакциями ударно-волновых и энергетических процессов в динамике с коротким импульсом взаимодействия высокоэнергетических потоков с преградами - важнейшая технологическая задача в сфере реализации высоких технологий.

Принципы управления направленными потоками высокоскоростных частиц при взаимодействии с конденсированными средами открывают важную для промышленности область «технология-материал» с решением задач по обеспечению режимов обработки, переструктурированию материалов на микро- и субмикроуровнях, упрочнению материалов, синтезу новых фаз, получению наноструктурированных материалов, дисперсноупрочнённых композитов и др.

Целью работы является исследование ударно-волновых процессов взаимодействия макроударников (пуль стрелкового оружия) и микроударников (частиц с характерными размерами от микрометров до сотен микрометров) в широком интервале скоростей соударения от умеренно высоких (начальная скорость пули пистолета Макарова) до высоких (около 1 – 3.5 км/с) с различными преградами, выявление принципов и закономерностей соударения и проникания ударников, в том числе сверхглубокого проникания высокоскоростных частиц, с позиции проявления кинетической энергии ударников.

Поставлены следующие задачи исследования:

- описание целостной картины процесса взаимодействия высокоскоростных ударников с конденсированными средами;
- определение роли ударной волны, кинетической энергии ударников и их параметров (калибр, поперечное сечение частицы) при высокоскоростном соударении и проникании в преграду;
- определение принципов повышения эффективности бронезащиты и разработки пулестойких конструкций разнесённых преград 3-5 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97 с учётом деформирования сложных конструкций ударников;
- расчётно-экспериментальное моделирование и разработка многослойной пулестойкой защиты 5 класса по ГОСТ Р 51112-97;
- определение факторов снижения заброневоего эффекта пулестойких композиций индивидуальной бронезащиты;
- создание принципиально нового механизма динамической пулестойкой брони;
- разработка ударно-волновых систем обработки материалов потоком высокоскоростных частиц, метаемых энергией взрыва, в режиме сверхглубокого проникания;
- разработка модели сверхглубокого проникания частиц;
- экспериментальное исследование высокоскоростной деформации, динамики изменения состояния материала и формирования пространственно-упорядоченных структур на макро-, микро- и субмикроуровнях при обработке потоком высокоскоростных частиц в режиме сверхглубокого проникания.

Научная новизна работы состоит в том, что впервые, для концепции описания взаимодействия ударника с преградой, предложен весь диапазон, с общими закономерностями, физического удара от низкоскоростной механики до скоростей космических частиц, основанный на перераспределении кинетической энергии ударника в переходе площадного поверхностного взаимодействия в углублённое туннельное пробитие преграды, раскрывая переходную закономерность в эффектах сверхглубокого проникания частиц и пулевого пробития.

Сформированы новые принципы для повышения эффективности бронезащиты разнесённой и многослойной брони, выполненные из конструкционных материалов от пуль огнестрельного оружия. Предложено использовать демпфирующий принцип бронепреград с целью снижения запреградного эффекта. Исследованы эффекты рассеяния энергии колебаний в материале с целью снижения динамического заброневоего действия пули.

Разработан новый принцип пулестойкой и противоосколочной динамической защиты на основе формирования активной кумуляции.

Предложены новые эффективные ударно-волновые схемы метания потока частиц в режиме сверхглубокого проникания, наноструктурирования и комплексный подход микролегирования и упрочнения материалов за счёт эффекта сверхглубокого проникания и интенсивной пластической деформации.

Предложена новая модель описания эффекта сверхглубокого проникания микроударников с высокими скоростями и высоким энергетическим потенциалом, производящих работу внедрения ударников и молекулярно-атомные преобразования.

Методологическая основа и методы исследования. Основой теоретических исследований является системный подход, анализ и синтез, индукция и дедукция. Применены приёмы моделирования процессов и объектов.

Методы экспериментальных исследований конструкций на пулестойкость проведены на основе ГОСТ Р 51112-97 с соответствующей измерительной аппаратурой. При исследовании свойств и структуры обрабатываемых материалов применены метрологически поверенные приборы. Электронно-микроскопические и рентгеноструктурные методы исследования проведены по современным методикам на оборудовании последнего поколения (Superprob JCXA -733, Jeol JED-2200, FEI Quanta-200 с EDAX).

Обработка экспериментальных данных проведена на основе теории случайных ошибок с применением методов оценки погрешности экспериментов.

Положения, представляемые к защите:

- принципы повышения эффективности конструирования и разработка новых пулестойких инженерных средств защиты 3 и 5 класса по ГОСТ Р 51112-97;
- новые принципы снижения запреградного эффекта пулестойкой брони;
- принципиально новая концепция пулестойкой динамической защиты;
- возможности управления процессами ударно-волнового получения дисперсноупрочнённых материалов;
- новые динамические схемы обработки материалов в режиме сверхглубокого проникания;
- новая модель сверхглубокого проникания частиц;
- экспериментальные результаты по изменению структуры и свойств материалов, обработанных в режиме сверхглубокого проникания частиц.

Практическая значимость работы заключается в том, что на основе теоретико-аналитических методик и экспериментов дан новый подход к описанию процесса пробивания преграды, позволивший раскрыть природу эффектов сверхглубокого проникания, управляемость процессов, рекомендации по выбору материалов, уточнению их свойств, уточнение условий пробития, уточнение по конструкции установки метания.

Создана модель описания процессов взаимодействия высокоскоростных микроударников с преградами, дано обоснование критических условий сверхглубокого проникания частиц.

Разработаны технологические схемы динамического микролегирования за счёт эффекта сверхглубокого проникания частиц, в том числе обеспечивая минимизацию метаемой расходной массы порошка. При этом достигается упрочнение материалов в объёме и поверхности до 4-х раз.

Предложен комплексный принцип получения дисперсноупрочнённых материалов в режиме сверхглубокого проникания частиц и интенсивной пластической деформации.

Сформированы принципы повышения эффективности разнесённых преград от пулестрелкового оружия со свинцовым и стальным нетермоупрочнённым сердечником и разработаны средства инженерной защиты 3 и 5 класса защиты по ГОСТ 51112-97.

Разработана элементная керамическая броня 5 класса защиты по ГОСТ 51112-97.

Определены факторы минимизации заброневого травм и подобраны композиции с броневставками для бронезилов из баллистических тканей 1 класса защиты по ГОСТ 51112-97.

Созданы конструкции с броневставками из сплавов и их композиций для «мягких» бронезилов 1 класса защиты по ГОСТ 51112-97 с понижением запреградного эффекта.

Разработана новая принципиальная схема конструкции пулестойкой динамической защиты, основанная на активном кумулятивном эффекте.

Исследования проводились в рамках федеральных целевых и инновационных научно-технических программ «Конверсия и высокие технологии» МОПО РФ, «Промышленная утилизация военной техники, вторичных ресурсов и создание специальных средств на их основе» МОПО РФ, «Качество и безопасность технологий, продукции, образовательных услуг и объектов» МИНТП, «Развитие научного потенциала высшей школы» Рособразование, «Научное и научно-методическое обеспечение индустрии образования» МО РФ.

Достоверность полученных результатов определяется применением передовых методик исследования быстропротекающих процессов, физики взрыва и удара, физики твёрдого тела, разработанных специалистами ИХФ РАН, ИСМ РАН, ИФВТ РАН. Точность и корректность результатов обоснована применением высокоточной аппаратуры и средств измерения скоростей, давлений, физико-механических характеристик и электронной микроскопии, а также адекватной постановкой задач и способов их решения с применением программного обеспечения математической обработки экспериментальных результатов.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на Международных и Всероссийских конференциях, симпозиумах и междисциплинарных семинарах: «Физика прочности и пластичности металлов и сплавов», 1992 – г. Самара; «Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии», 1996 - г. Москва; «Материалы и упрочняющие технологии», 1997 – г. Курск; «Фракталы и прикладная синергетика»,

1999 – г. Москва; «Воспламенение и горение конденсированных систем, изучение и технологии», 1999 – г. Казань; «Наука. Промышленность. Оборона.», 2001-2013 – г. Новосибирск; «Современные проблемы специальной технической химии», 2007 – г. Казань; «Высокие технологии, фундаментальные исследования», 2012 – г. С.-Петербург; «Харитоновские тематические научные чтения», 2012 – 2015 – г. Саров; «Shock Waves in Condensed Matter», 1994 – 2010 – г. Санкт-Петербург, 2012 – г. Киев.

Личный вклад автора: разработка элементной бронеконструкции 5 класса защиты по ГОСТ 51112-97 на основе расчётно-экспериментального моделирования; исследование, анализ энергобаланса и формирование принципов конструирования эффективной разнесённой брони; исследование демпфирующих свойств и подбор пакетов бронепреграды с целью снижения запреградного эффекта; разработка нового активного кумулятивного принципа динамической защиты; разработка новой теории СГП частиц; термодинамический анализ эффекта сверхглубокого проникания частиц; отработка технологии микролегирования и упрочнения металлов и сплавов в режиме СГП; проведение экспериментов по СГП и получение результатов по структуре и свойствам материалов преград; разработка новых схем обработки материалов в режиме СГП – с максимальным охватом рабочей площади мишени в комплексе с интенсивной пластической деформацией, локальными зонами волновых фазовых напряжений и пластического течения в структуре мишени.

Публикации. Основные защищаемые положения диссертации опубликованы в 75 печатных научных работах, в том числе 8 в специальных сборниках. Всего опубликовано 61 статей (включая тезисы докладов), 6 отчётов, 5 патентов, проект для Министерства Самарской обл., 2 брошюры. Из них 18 публикаций в изданиях из Перечня ВАК.

Объём и структура работы. Диссертация включает введение, 8 разделов, 6 приложений. Содержит 173 страницы основного текста, 141 рисунок, 48 таблиц по тексту и приложениям. Список литературы состоит из 258 источников.

Глава 1 ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ УДАРНИКОВ С РАЗЛИЧНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ И РАЗНЕСЁННЫМИ ПРЕГРАДАМИ

Исследование динамических процессов проникания высокоскоростных ударников в преграды разных конструкций и материалов необходимо для формирования новых концепций описания многих технологических процессов и актов бронепробития (бронезащиты), их управления и дальнейшей разработки конструкций брони и перспективных технологических процессов упрочнения материалов и получения композитов. Исследования опираются на фундаментальные направления по инновационным методам обработки концентрированными потоками энергии, сверхглубоком проникании твёрдых микротел, приобретающих энергетический импульс за счёт воздействия плазмы, ударной волны, электрических и магнитных полей и др. [1-5] и охватывают сопутствующие прикладные сферы применения [6-8].

Диапазон величин скоростей соударения позволяет отнести процесс к тому или иному типу и выбрать нужное применение [12, 17]. Взаимодействие ударников с преградой в интервале скоростей соударения от скорости звука до нескольких км/с представляет собой наиболее широко используемую область в промышленности и обороне. Это динамическое легирование металлов и сплавов с применением ударной волны, ударно-плазменное напыление, бронезащита от снарядов и осколков и др.

1.1 Исследование классов энергетических процессов при взаимодействии ударников с преградами

Отрасли народного хозяйства и обороны используют ударно-волновые взаимодействия объектов различного типа, включающие методы ударной заводской механической обработки материалов, поражающее действие боеприпасов военного и гражданского назначения, обработку высокоэнергетическими потоками частиц, электронов, ионов и полевых воздействий в сфере высоких технологий, а так же аналогичные явления в космических исследованиях (рисунок 1.1).

Ключевыми характеристиками, объединяющими или показывающими различие данных взаимодействий, являются скорость, время взаимодействия ударников с материалами, характерный импульс ударных систем, особенности в области контакта (одиночные соударения макротел, множественные воздействия частиц, полевые взаимодействия).

Основными задачами исследования взаимодействия ударников с преградами является установление связи динамического, а в целом по-сути энергетического воздействия ударника и прочностных характеристик материала преграды для оценки степени трансформации изменений последней. В спектр трансформаций входят как видимые геометрические изменения (деформация и разрушение), так и изменения микроструктуры на уровне атомной кристаллической решётки материала, реакционных молекулярных изменений и новообразований.

Очевидно, что изменение энергетических характеристик ударника влечёт за собой нестационарность, разнотипность отклика материала преграды, изменение его динамической стабильности. Поэтому необходимо определить соответствие интервалов скоростей воздействий ударника с трансформациями материала преграды.

Динамические процессы структурированы на основе предшествующих исследований ряда авторов [9], в диапазоне скоростных интервалов воздействия ударников, и степени вклада статической и динамической прочностной составляющей характеристик преграды, построенные на гидродинамических представлениях о поведении преграды.

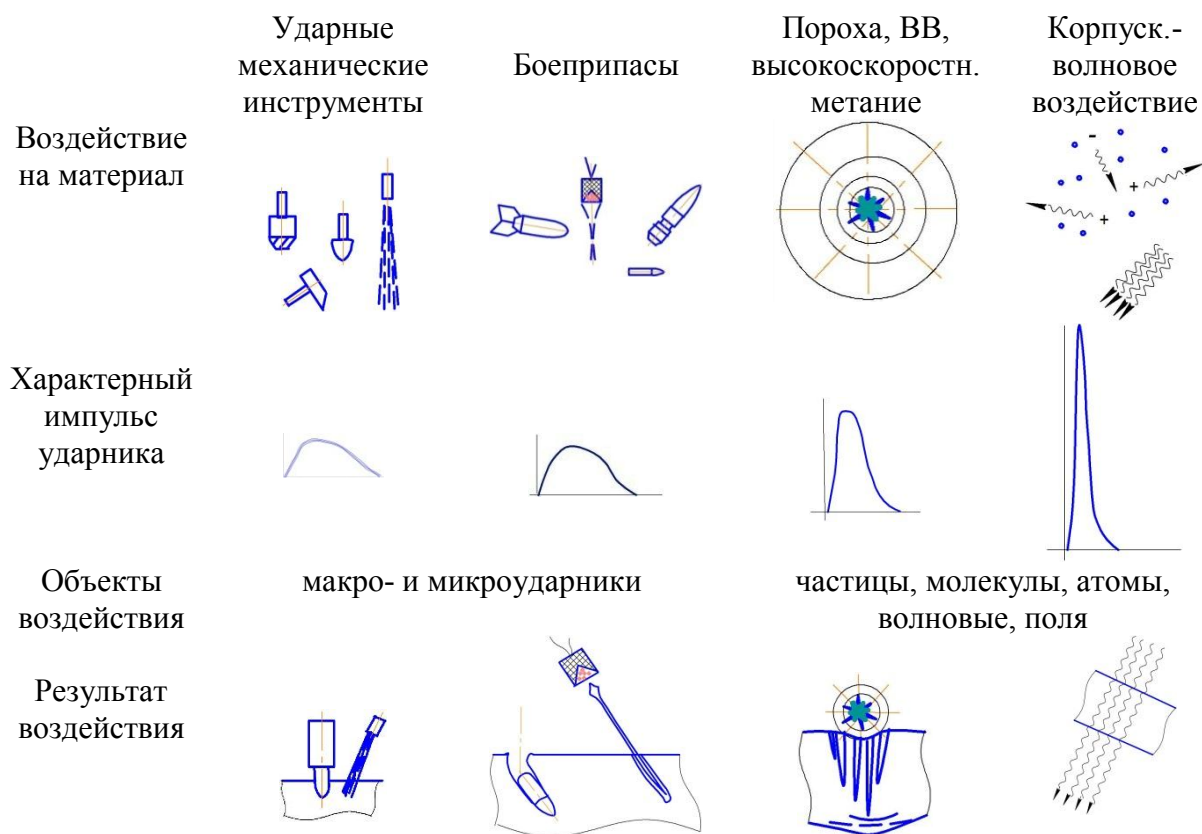


Рисунок 1.1 - Ударно-волновое взаимодействие объектов в промышленности, обороне, искусственных условиях и космосе

Нижней скоростной границей является квазистатическое воздействие индентора. Оценивается по системам Бринелля, Роквелла, Виккерса, где критерием сопротивления материала служит глубина или площадь внедрения недеформируемого алмазного или стального индентора. Интервал скоростей воздействия индентора порядка $10^{-4} - 10^{-3}$ м/с, характеризуется статической твёрдостью материала.

Скоростной интервал воздействия индентора $10^{-2} - 10$ м/с - оценивается динамической твёрдостью, определяемой путём динамических испытаний [29].

Значение скорости около 10^2 м/с является границей, за которой резко изменяется характер сопротивления преграды. Сопротивление преграды резко повышается за счёт вклада от инерционной составляющей массы ударника. Инерционную составляющую рассчитывают как произведение коэффициента формы ударника (зависит от формы головной части) на плотность материала преграды и текущее значение скорости ударника. В совокупности сопротивление материала представляет собой сумму динамической твёрдости и инерционной силы сопротивления внедрения ударника.

За скоростной границей 10^2 м/с снижается роль собственного сопротивления материала преграды и основными являются силы инерционного сопротивления преграды внедрению ударника со скоростью его внедрения. Устанавливается равенство давления в преграде и данных инерционных сил.

Сверхзвуковая область взаимодействия ударников с преградами в интервале порядка $10^3 - 10^4$ м/с сопровождается возникновением интенсивной ударной волны в материале преграды. Давление в преграде аддитивно включает инерционные силы сопротивления внедрению ударника и амплитуду давления ударной волны в преграде. Преграда в отличие от предыдущих областей, где она рассматривалась как несжимаемая жидкость, уже ведёт себя как сжимаемая жидкость.

Вышеприведенные исследования зависимости сопротивления преграды от скорости нагружения не затрагивают представления о поведении твёрдого тела на атомно-молекулярном уровне. Необходимо рассмотреть процесс зависимости сопротивления материала преграды от скорости ударника с позиции физики атомного и атомно-структурного состояния материала преграды.

Не претендуя на абсолютную точность и охват всех динамических аспектов развития энергетических процессов проникания ударников в структуру преграды, расчёты промежуточных состояний, возможно дать теоретическое объяснение физики процессов в области высокоскоростных соударений (от 10^2 - 10^3 до 10^4 м/с).

При сверхзвуковых скоростях ударников, с их высокими энергиями и малыми временами взаимодействия с преградой (10^{-4} - 10^{-8} с), для ударников малого размера (1 – 100 мкм) возникают естественные условия соответствия расстояний между химическими элементами с химическими элементами мишени, достаточными для появления общих зон диффузии и начала взаимной реакции на основе энергетических связей структурных, молекулярных, атомных, межъядерных. При высоких скоростях метания микроударников (1-3.5 км/с) имеет место изменение ударно напряжённой полевой статики атомов решётки, электромагнитные излучения, волновые и корпускулярные излучения, перевод элементов в иные состояния, новообразования в результате молекулярных и атомных реакций, множественные изменения в кристаллической структуре, со всеми следствиями работы, проведенной общей импульсной кинетической энергии внедрения. Имеются взрывообразные и волновые характеры реакций, излучения и поглощения энергий. Исходное условие – кинетическая энергия метаемой частицы, проявляющаяся на основе закона сохранения энергии, импульсов с очень коротким временем, крутой характеристикой фронтов и высоким энергетическим потенциалом, способная производить реальную работу внедрения ударников в толщину мишени, производя молекулярно-атомные переводы в иные состояния. Все процессы зависят от кинетической энергии задаваемой скоростью, массой и временем работы, связаны с последующим изменением атомно-структурного состояния. Реализуются такие процессы при явлении сверхглубокого проникания частиц.

Для взаимодействия ударников больших размеров от долей миллиметров, сантиметров и дециметров (пули и снаряды) требуются аналитические зависимости по определению глубины пробития преграды при различных режимах соударения (энергетических параметрах, плотности преграды и ударников, их прочности и др.), которые достаточно точно описываются методами гидродинамики, эмпирическими и полумэмпирическими зависимостями с учётом характера разрушения преграды и ударника.

Поэтому имеются два направления: уменьшение величин поперечных сечений ударников от макро- до супермалых и рост скоростей соударения от малых до высоких и сверхвысоких. В верхней области пересечения этих направлений (малых размеров ударников с высокими скоростями) проявляется атомно-молекулярная и химическая природа процесса проникания.

Кинетическая энергия ударника $E_{уд}$ в общем случае считается основной ведущей характеристикой поражающего действия. При проникании в преграду кинетическая энергия ударника $E_{уд}$ переходит в кинетическую энергию инерционной массы вещества ударника $E_{и}$ и реакции $E_{р}$ материала преграды. Энергетический баланс высокоскоростного соударения ударников с преградой можно представить в виде:

$$E_{уд} \rightarrow E_{и} + E_{р},$$

здесь реакция материала среды может быть различной. Возможно сопротивление среды, так называемое гидродинамическое обтекание ударника материалом преграды, при котором имеется целостная пластическая сдвиговая деформация структуры без фрагментированного разрушения самой кристаллической структуры, например, при взаимодействии пули огнестрельного оружия с умеренно высокими скоростями с достаточно пластичной преградой.

Реакция другого типа протекает, если имеется дополнительный выброс энергии из-за реакций на микроуровне – реакций с выделением энергии и дальнейшего возможно цепного молекулярно-химического преобразования, соударениях атомов ударника с атомами преграды, разрушении и образовании новых химических соединений (для сравнения, не учитывая процес-

сы соударения с конденсированными энергонасыщенными материалами, горючими и взрывчатыми). Данные явления могут происходить при соударении высокоскоростных ударников (2 – 10 км/с) с высокопрочными преградами (пули, кинетические ударники с броневыми материалами, частицы при сверхглубоком проникании [10]). Часть величины энергии удара может расходоваться в виде электромагнитных излучений.

При умеренно высоких скоростях соударения (около 300 – 900 м/с) макрообъектов с преградами так же может проявляться природа атомно-молекулярных взаимодействий в виде интенсивных тепловых излучений и при взаимодействии с преградами, в составе которых имеются, например Mg, Mn, Si, которые способны вызывать экзотермические реакции при соударении.

Более расширенное и глубокое описание взаимодействия ударников с преградами с позиции атомно-молекулярного уровня рассматривается в следующих разделах.

1.2 Глубина и особенности проникания ударников в преграды

Одной из основных задач исследования ударных взаимодействий высокоскоростных металлических тел с преградами является выведение аналитических зависимостей определения величины бронепробития, глубины внедрения ударников. Все существующие модели проникания высокоскоростных ударников в преграды ставят задачу по баллистическим характеристикам соударения определить характер проникания в преграду, т.е. аналитически определить глубину проникания, характер разрушения, время взаимодействия с преградой и пр.

Аналитические выражения для расчёта глубины пробития преград для снарядов были сформулированы классиками Эйлером, Жакоб де Марром, известны формулы Марра-Чупрова, Нобля, Дж. Райнхарта и Дж. Пирсона, Берзина К.А. и многих других. Всего аналитических зависимостей и моделей насчитывается несколько десятков. В основном в состав выражений в той или иной комбинации входят: скорость удара, масса и геометрические параметры снарядов (калибр, высота головной части, образующая оживальной части, объём головной части, коэффициент формы снаряда или головной части, длина снаряда); прочностные параметры снаряда и преграды (прочность, твёрдость статическая или динамическая, относительное сужение) и различные эмпирические коэффициенты.

В основном все модели соударения высокоскоростных тел с преградами основаны на предположении, что объём выбиваемого кратера V_K прямо пропорционален кинетической энергии удара снаряда $E_{уд}$. Абстрагируясь от конкретной формы кратера, можно считать сопоставимыми по величине условно среднее поперечное сечение кратера по глубине и площадь в поперечнике ударника S . Тогда имеется зависимость между глубиной пробития преграды L_K и удельной энергией удара:

$$V_K / S \sim E_{уд} / S \quad (1.1)$$

Следовательно:

$$L_K \sim E_{уд} / S \quad (1.2)$$

Действительно, в широком интервале скоростей наблюдается данная зависимость, если производить сравнение в каждом спектре соударений ударников (постоянной прочности σ_1 и плотности ρ_1) с разными величинами площадей в поперечнике S_{1-n} с преградами, имеющими постоянные параметры σ_2 и ρ_2 (например, по известной формуле предела сквозного пробития Жакоб де Марра). Отсюда, имеется рост глубины проникания ударников с одинаковой энергией при уменьшении площади поперечного сечения ударника (если сохраняются прочностные характеристики преграды и ударника).

Так, широким диапазоном типов воздействий можно сравнить работу разных видов ударников в интервале скоростей 300 – 10000 м/с и глубины их проникания в стальные преграды (таблица 1.1).

Таблица 1.1 - Сравнительные характеристики ударных систем по бронепробитию

Ударная система	Глубина пробития (сталь, $\sigma_B = 450$ МПа)	Скорость удара, м/с	Характерный размер, мм
Пуля ПМ со стальным сердечником	~ 0.5 калибра пули	305 - 325	калибр 9
Пуля АКМ со стальным сердечником	~ 2 калибра пули	710 - 740	калибр 7.62
Пуля СВД со стальным сердечником	~ 2.5 калибра пули	820 - 840	калибр 7.62
Пуля АК-74 со стальным сердечником	~ 3 калибра пули	890 - 910	калибр 5.45
Кумулятивные заряды [21]	~ 8 - 10 диаметров кумулятивной облицовки	9000 - 10000	Диаметр облицовки 20 – 100
Сверхглубокое проникание частиц	~ 100 – 1000 размеров частиц	1500 - 3000	Размер частицы ~ 0.1

Данные таблицы показывают, что в целом, высокоэнергетичные системы с меньшим поперечным сечением ударника дают большую глубину проникания.

Хорошо иллюстрирует пробивную способность пуль стальная бронепластина толщиной 5.8 мм (размер 330x270 мм, масса 3.84 кг), в которую произведены выстрелы разными калибрами - площадями сечения удара из разных видов оружия (рисунок 1.2). На фото показаны результаты выстрелов пулями со стальным сердечником СВД (небольшие вмятины до 4-6 мм), пулями со стальным сердечником АК-74 (небольшие сквозные отверстия), пулями «бегущий олень» винтовки м/к МБО (сквозные отверстия).



Рисунок 1.2 - Бронепластина с результатами выстрелов из стрелкового оружия АК-74, СВД, м/к МБО

По данным фото (рисунок 1.2) и таблицы 1.2 видно, что выстрелы с высокой дульной энергией пули и большего калибра не пробивают бронелист, а с меньшим калибром, но большей скорости обеспечивают сквозное пробитие. Надёжно держит винтовочную пулю СВД, но легко пробивается пулей АКМ или МБО. В целом, высокоэнергетичные выстрелы при условии минимизации площади поперечного сечения приводят к увеличению глубины пробития преграды.

Таблица 1.2 - Энергетические параметры выстрелов

Оружие	Калибр, мм	Скорость начальная, м/с	Масса пули, г	Энергия пули (max), Дж	Удельная энергия, МДж/м ²
СВД	7.62	820-840	9.6	3307	57
АК-74	5.45	890-910	3.4	1377	46
м/к МБО	5.6	1030-1060	2.7	1517	62

Различают кинетические ударники с условно постоянным поперечным сечением (цилиндрические, шарообразные формы – сердечники пуль огнестрельного оружия [13, 19, 22]) и конусообразные ударники с изменяемым поперечным сечением от нуля до максимума при внедрении острого конуса вершиной (капсулы посевные с удлинённым конусом внедрения [7-8]).

Реализация сверхглубокого проникновения с высокими скоростями (1-3 км/с) осуществляется частицами малых размеров с шарообразной конфигурацией, которая имеет максимальную структурную прочность (в отличие от форм вытянутых – структурно ломких), не даёт выкрашивания острых выступающих частей.

Характер проникновения разных типов ударников в конденсированные среды зависит как от величины, характеристики и работы кинетической удельной энергии, так и от физико-механических свойств самого ударника и преграды. Результат взаимодействия в некотором спектре типов ударников и преград показан на рисунке 1.3.

Наиболее сильно свойства и особенности проникновения проявляются в противоположных зонах физико-механических свойств преград и конструкций ударников, их размеров и свойств. Взаимодействие пуль пистолета ПМ со скоростью ~315 м/с с легко деформируемыми сплавами небольшой толщины (рисунок 1.3, а) характеризуется пластичным изгибом преграды в радиусе нескольких диаметров пули, пробитием преграды в виде локального пластического продавливания. Взаимодействие пули ПМ с прочными бронепреградами (предел прочности ~2400 МПа), обеспечивающих непробитие с минимальной глубиной, приводит к появлению остаточной пластической вмятины от пули (рисунок 1.3, б).

Баллистическая ткань типа кевлар, СВМ, тварон и других марок используется в основном в виде многослойных пакетов для пулестойких бронежилетов 1-2 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97. Результат выстрелов пулями пистолетов ПМ, ТТ характеризуется локальным разрывом нитей на входе пули в кевларовый пакет и локальным вытягиванием нитей на выходе при условии непробития (рисунок 1.3, в-е).

Пули АКМ или СВД со скоростью соответственно ~720 и 830 м/с взаимодействуя со среднепрочными пластичными сталями, пробивают преграды с образованием лепестков на входе в преграду (рисунок 1.3, ж) и тормозятся с локальным формированием чёткой вмятины от действия пули (рисунок 1.3, з). В данных примерах наблюдается механизм проявления структурной инерционности реакции преград. При достаточной начальной скорости пули АКМ (рисунок 1.3, ж) преграда практически не успевает реагировать на высокоскоростной проход пули, нет окружной конусной вытяжки, сама стальная пластина не деформируется и не изгибается. На излёте пули СВД с остаточной скоростью порядка 300 м/с (рисунок 1.3, з) торможение пули в толщине преграды представляет механизм инерционной структурной вытяжки, что приводит к интенсивному пластическому изгибу преграды в радиусе нескольких диаметров ударника в соответствии с проведенной работой кинетической энергии.

При взаимодействии высокоскоростных пуль, например АК-74 со скоростью 900 м/с, с высокопрочной броневой сталью проникновение характеризуется локальным хрупким проламыванием с выкрашиванием материала брони по краям отверстия без образования радиальной пластичной деформации прилегающих зон (рисунок 1.3, и). Торможение пули СВД броневой сталью даёт небольшую вмятину в преграде (рисунок 1.3, к). Проникновение пуль стрелкового оружия можно описать с точки зрения механики сплошных сред.

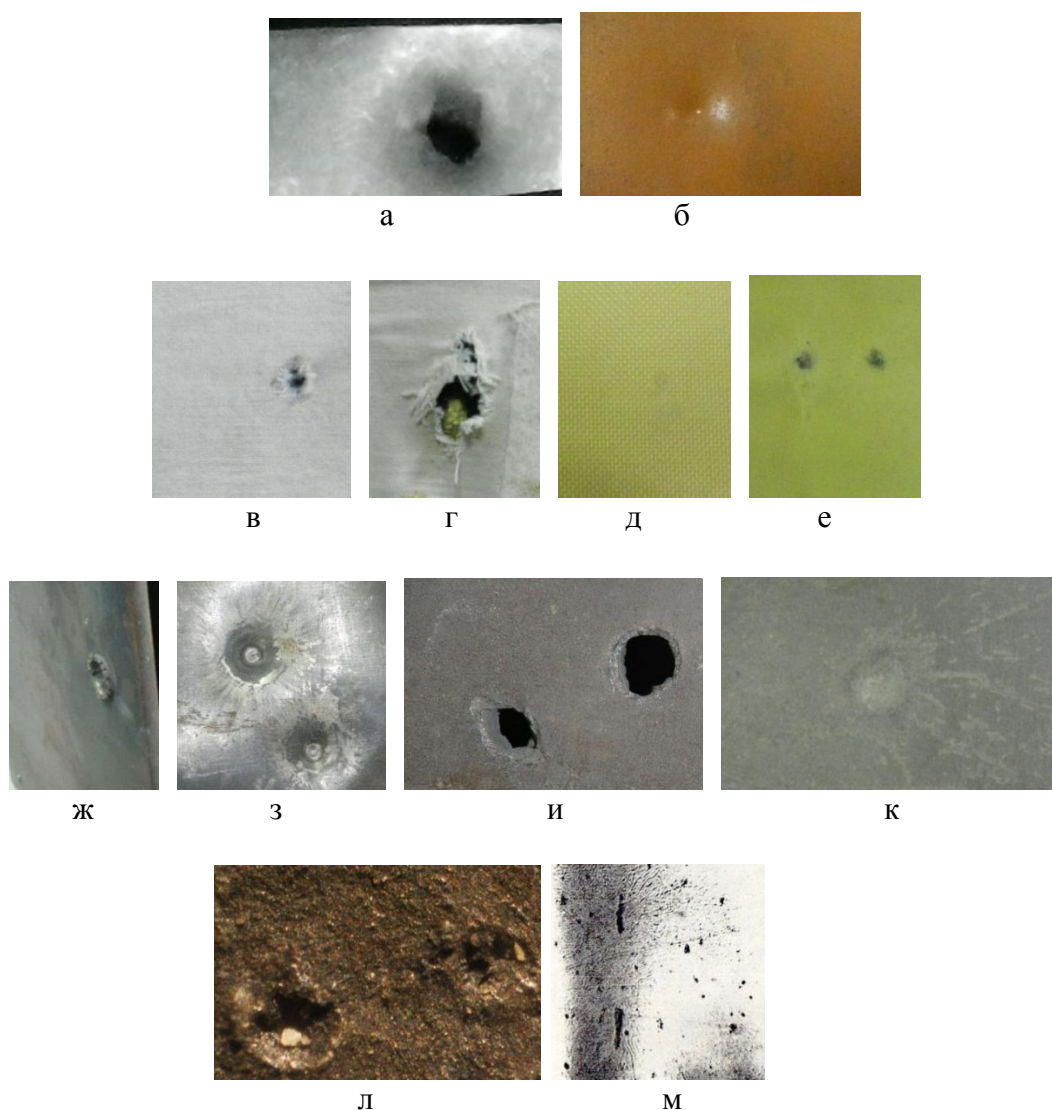


Рисунок 1.3 – Характер взаимодействия ударников с преградами, пробитие пуль ПМ алюминиевого сплава ОТ-4 ($\delta=1.2$ мм) – а; торможение пули ПМ в бронестали ($\delta=2.5$ мм) – б; входное отверстие от пули ПМ и разрушения с обратной стороны «мягкого» бронежилета 1 класса защиты - в, г; входные и выходные отверстия от пули ПМ в пакете кевлара 1 класса защиты – д,е; входное отверстие от пули АКМ при пробитии стали Ст.3($\delta=4$ мм) – ж; торможение пули СВД со свинцовым сердечником в тыльном листе стали Ст.3($\delta=6$ мм) – з; пробитые отверстия пуль АК-74 в бронестали ($\delta=5.8$ мм) – и; торможение пули СВД в бронестали ($\delta=5.8$ мм) – к; кратеры и входные отверстия на поверхности арможелеза после обработки потоком частиц TiC плакированного Ni размером 160 мкм в режиме сверхглубокого проникания – л; треки частиц вольфрама в стали У8 после обработки в режиме сверхглубокого проникания

Иной характер проникания имеется при высокоскоростном воздействии частиц с металлическими преградами, обработанными в режиме сверхглубокого проникания (скорость метания частиц 1-3.5 км/с, давление соударения $\sim 10-15$ ГПа). При соударении с преградой на поверхности образуется углублённый кратер и отверстия проникающих частиц в глубину объёма материала (рисунок 1.3, л). В объёме материала преграды формируются каналы (рисунок 1.3, м), механизм проникания которых невозможно описать с точки зрения классической механики. Область деформирования вокруг каналов и характер проникания имеет специфику и значительно отличается от пулевого пробития и других макроударников и сопровождается атомно-структурными преобразованиями.

На основе исследования взаимодействия макро- и микроударников с преградами возмож-

на разработку средств пулестойкой защиты, упрочнение изделий, получение специальных композиционных материалов.

1.3 Методы и средства экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования пулестойкости листовых конструкционных материалов и бронеконструкций осуществлялись в испытательной лаборатории СамГТУ. Выстрелы по броне с расстояния 5м в направлении от дульного среза ствола по линии прицеливания из стрелкового оружия ПМ, АКМ, СВД проведены в соответствии с ГОСТ Р 51112-97 «Средства защитные банковские. Требования по пулестойкости и методы испытаний». На расстоянии 5-10м от преграды скорость пули является стабильной и соответствует начальному значению.

Исследовательская лаборатория оснащена установкой крепления оружия с механическим приводом в вертикальном и горизонтальном направлении (рисунок 1.4). Испытания проведены с определением скорости пули при каждом выстреле по хронографу «COMPETITIVE EDGE DYNAMICS (CED) Millennium». Принцип измерения хронографа основан на прерывании пулей светового потока УФ-диапазона, созданного светодиодами, и регистрации времени между двумя прерываниями (блокировками) на известном расстоянии.



Рисунок 1.4 - Исследовательская лаборатория испытаний бронеконструкций с использованием установки крепления оружия - а и измерением скорости пули по хронографу «COMPETITIVE EDGE DYNAMICS (CED) Millennium» - б

Образцы бронеконструкций закреплялись в устройстве под углами к выстрелу по линии прицеливания. Для определения вторичных поражающих элементов за образцом устанавливался «свидетель» из картона по ГОСТ 7950.

1.4 Целесообразность применения разнесённой брони для пулестойких инженерных средств защиты

Разнесённая броня представляет собой набор (пакет) преград, суммарный эффект от которых достигается за счёт последовательного увеличения площади ударника после пробития каждой отдельной преграды. Для разнесённой брони, выполненной из одной марки материала, вводят показатель разнесённости преград [21] :

$$C_z = \frac{\sum_{i=1}^n h_i}{h_{пр}}, \quad (1.3)$$

где h_i - толщина одиночной преграды из пакета разнесённой брони, $h_{пр}$ – предельная толщина монолитной преграды. Для разнесённой брони, выполненной из набора преград разных марок материалов с различными плотностями γ_i показатель разнесённости имеет вид:

$$C_z = \frac{\sum_{i=1}^n h_i \gamma_i}{h_{пр} \gamma_0} \quad (1.4)$$

Максимально возможно снизить значение показателя C_z до 0.4 при скоростях ударников более 2000 м/с.

Разнесённую броню наиболее эффективно применять в основном как средство коллективной защиты и в гражданском секторе в качестве инженерных стационарных защитных соору-

жений. Так как основное число преступлений с применением огнестрельного оружия совершается при использовании пистолетов ПМ и ТТ, а также автомата Калашникова и винтовки СВД, то целесообразно проводить эксперименты при определении пулестойкости и разрабатывать защитные пулестойкие конструкции от пуль данных типов оружия. Востребованными являются инженерные защитные сооружения из недорогих конструкционных и строительных материалов и их комбинаций.

Необходимо также учитывать и применяемые типы патронов и пуль. Целесообразно использовать при испытаниях для ПМ и ТТ патроны с пулей со стальным сердечником и для автомата Калашникова и винтовки СВД патроны с пулей со стальным нетермоупрочненным сердечником. Данный тип пуль наиболее распространен и по пробивному действию эффективнее пуль со свинцовым сердечником. Воздействие пуль с термоупрочненным стальным сердечником имеет другие характеристики. Пули с термоупрочненными сердечниками применяются чаще в боевых действиях войсковых частей.

С целью получения принципов построения разнесённой брони против обычных пуль со стальным нетермоупрочненным сердечником патрона АКМ проведен цикл исследования модельного материала - строительной стали марки Ст.3. Сталь данной марки выбрана из ряда хорошо и удовлетворительно свариваемых сталей (ВСт.3, ВСт.5, ВСт.5Г, сталь 25, сталь 40), как одна из наиболее дешёвых и употребляемых в монтажно-строительных работах, широко используемой в металлопрокате разного профиля в качестве элементов монтажных конструкций [41, 163]. Низкоуглеродистые качественные стали (08, 10, 15, 20, 25) используют для ответственных сварных соединений. Выбор стали Ст.3 обусловлен экономически, т.к. цены для сталей обыкновенного качества (18 – 22 руб. за кг сталей Ст.1...Ст.6) в ~2 раза ниже качественных хорошо свариваемых сталей (35-52 руб. за кг сталей 08, 10, 15, 20, 25 по ценам на ноябрь 2014 г.).

1.5 Исследование характера пробития преграды разной толщины и разрушения конструктивных элементов пули

Разработка эффективной пулестойкой защиты производится как экспериментально [22,23], так и путём аналитического моделирования, где основной моделью процесса пробития является модель взаимодействия недеформируемого осесимметричного тела в пластичной среде по известному закону сопротивления преграды. При этом делается допущение, что ударник (пуля) однородный, а процессом разрушения оболочки и рубашки пули пренебрегают. Однако, эксперименты показывают, что процесс разрушения всех элементов пули взаимосвязан и влияет на выбор конструкции защитной преграды. Конструкция обычной пули имеет сложную структуру (рисунок 1.5, а): 1 - оболочка, 2 – рубашка, 3 – сердечник. В отечественном производстве в качестве материала оболочки применяется биметалл-3 - сталь 11кп, плакированная томпаком Л90 (89-90%Cu и 9-11%Zn). Рубашка изготавливается из свинца марки С1-С4 (с добавкой 1-2% сурьмы). Сердечник может быть изготовлен из стали Ст.10 (заменители Ст.15, Ст.20, Ст.25) штамповкой без дальнейшей обработки. Термоупрочненные сердечники бронебойной пули из высокоуглеродистой стали У12А закаляют [22,23].

Проведены испытания листов стали Ст.3 ГОСТ 535-88 [41, 163] толщиной 2, 4, 6, 9 и 12 мм пулями ПС-43 кал.7.62 мм со стальным нетермоупрочненным сердечником выстрелами из автомата Калашникова со скоростью 715-730 м/с. В случае прострела деформированные пули улавливались путем их торможения в нитевидной резине или парафиновой крошке [19, 56].

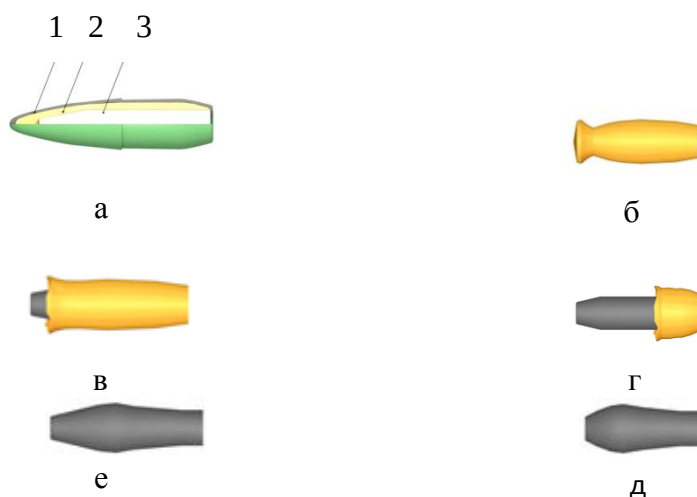


Рисунок 1.5 - Стадии деформирования оболочки и сердечника пули патрона АКМ при взаимодействии со стальными преградами стали Ст.3 различной толщины

На рисунках (рисунок 1.5) воссозданы результаты экспериментов:

- а) пуля до контакта с преградой;
- б) пуля после пробития листа стали толщиной 2 мм (небольшое притупление и деформирование головной части, сердечник не деформирован);
- в) пуля после пробития листа стали толщиной 4 мм (незначительное оголение сердечника, часть оболочки разрушена, притупление головной части);
- г) пуля после пробития листа стали толщиной 6 мм (значительное оголение сердечника, большая часть оболочки разрушена);
- д) пуля после пробития листа стали толщиной 9 мм (лист стали пробит сердечником, оболочка полностью разрушена);
- е) сердечник пули из каверны листа стали толщиной 12 мм (лист стали не пробит).

Выбор пробиваемых толщин стали обусловлен в основном ассортиментом поставки для дальнейшей простоты закупок материалов. Дополнительные эксперименты с листами образцов Ст.3 толщиной 10 и 11 мм показали, что только листы Ст.3 толщиной 12 мм гарантируют 100% непробитие их пулями ПС-43.

Выполнены сравнительные испытания бронепробиваемости монолитной брони и пакета набора листов стали Ст.3 суммарно той же толщины. Показано, что пакет при выстреле пулями патронов АКМ даёт меньшую глубину пробития (10 – 11 мм), чем монолитная броня, которая гарантированно непробиваема при толщине 12 мм. Это связано в основном с более высокой поверхностной прочностью каждой преграды в наборе преград и разной упругой силой реакции.

Эксперименты показывают, что взаимодействие пули ПС-43 с любой стальной преградой приводит к ее деформированию. При взаимодействии пуль со стальными преградами по мере увеличения их толщины граница пластической области перемещается к концевой части пули, а динамическое напряжение приводит к более интенсивному процессу разрушения сердечника. Концевая часть остается в упругом состоянии, а головная часть испытывает интенсивную пластическую деформацию. Это приводит к локальному разрушению оболочки пули и отрыву отдельных фрагментов (рисунок 1.6).



Рисунок 1.6 - Фото результатов экспериментов исследования степени деформирования элементов пули ПС-43 при обстреле из автомата Калашникова преград из стали Ст.3 толщиной 2, 4, 6, 9 и 12 мм (слева направо от исходного состояния)

В таблице 1.3 приведены численные значения степени деформации сердечника и разрушения оболочки пуль ПС-43 после взаимодействия с листами Ст.3.

Таблица 1.3 - Степень деформации пуль ПС-43

Толщина листа стали Ст.3, мм	Длина сердечника, мм	Длина выступающей из оболочки части сердечника, мм	Длина оболочки, мм
2	20.0	0	21.5
4	19.5	6.3	14.0
6	18.0	10.8	8.0
9	17.3	-	-
12	13.5	-	-

Примечание - начальная длина сердечника 20 мм, пули 26.6 мм.

В целях конструирования разнесённой преграды определено, что после пробития первого листа стали толщиной 4 мм имеется притупление головной части. При контакте со вторым листом кинетическая энергия будет распределена на суммарной площади поперечного сечения сердечника и деформированной оболочки, которая существенно превышает первоначальную площадь поперечного сечения пули в головной части. Из рисунка 1.7 видно, что реализуется принцип разнесённой брони с увеличением площади поперечного сечения ударника за фронтальной преградой.



Рисунок 1.7 - Увеличение площади поперечного сечения пули после пробития передней преграды толщиной 4 мм двухэлементной разнесённой брони

В случае применения фронтального листа толщиной 6 мм после пробития имеем оголенный сердечник с меньшей площадью поперечного сечения и облегченные условия проникания во вторую преграду.

1.6 Расчёт энерговзаимодействия пули с преградами различной толщины

Создание новых композиций разнесённой брони основано на перераспределении кинетической энергии удара при взаимодействии с преградами и учёта потерь на различных факторах сопротивления при бронепробитии.

Сопротивление материала преграды внедрению пуль описывается в основном прочностной и инерционной составляющими, причём увеличение скорости соударения учитывается резким возрастанием вклада в инерционную составляющую. При этом все известные модели ударник (пулю) рассматривают как гомогенное деформируемое или недеформируемое твердое тело [12, 17, 23, 26]. Аналитические зависимости по оценке проникающего действия пули учитывают такие характеристики как скорость, калибр, массу, форму пули, для бронебойных пуль – массу и форму головной части сердечника пули.

Проблемой бронепробиваемости преград снарядами и пулями занимались издавна. Существуют десятки методов расчета параметров бронепробития. Данные методики касаются какой-

либо относительно узкой области условий удара. Так, рассматриваются 3 схемы ударного взаимодействия с недеформируемым сердечником [24,26]. При этом расчет предела сквозного пробития зависит от схемы разрушения преграды: в случае «срезания пробки» авторов Нобля, Березина К.А., по схеме «прокола» - Эйлера, Жакоб де Марра и др. Описаны процессы бронепробития и по комбинированной схеме.

В работах [23,26] исследованы методы оценки пробивного действия пуль стрелкового оружия и рекомендуется учитывать конструкцию пули, полагая, что оболочка при ударе разрушается, а в пробитии участвует сердечник высокой твердости. Практически отсутствуют модели оценки бронепробивного действия традиционных трехэлементных пуль.

Пробивное действие трехэлементной пули зависит от конструкции пули. Например, даже для пистолета Макарова пули Пст, состоящие из стального сердечника, свинцовой рубашки и латунной оболочки отличаются по пробивному действию от пуль П для пистолета Макарова, состоящие только из свинцового сердечника и латунной оболочки. Хотя начальные скорости являются одинаковыми ~ 315 м/с и массы пули мало отличаются - 6.0 и 6.1 г соответственно. Но пули П предназначены только для поражения живой силы, а пули Пст могут активно поражать небронированную технику.

Аналогичные конструктивные особенности пули имеют место для патронов практически всех систем оружия: пистолета ТТ, автомата Калашникова АКМ и карабинов. Сложная конструкция и различная прочность сердечника пули влияют на механизм бронепробития и характер разрушения пули. Свинцовый сердечник проникает в преграду как деформируемый ударник и даже при проникании через тонкую металлическую преграду сильно деформируется, увеличивается поперечное сечение, таким образом, более интенсивным является процесс торможения. Стальной сердечник является малодеформируемым, особенно это касается термоупрочненных и бронебойных сердечников.

Сделаны попытки учесть конструктивные особенности пуль для известных формул, например, Жакоб де Марра [23]. Для режимов обстрела бронебойными пулями в формулах рекомендуется использовать значения диаметра и массы сердечника. При обстреле обыкновенными пулями - учитывать характеристики (диаметр и масса) пули. Это приводит к искажению результатов расчетов, т.к. относительный вес сердечника и пули находятся в соотношении $m_c/m_{\Gamma}=0.5-0.6$ для оболочечных пуль и основная баллистическая характеристика - начальная кинетическая энергия будет изменяться на 40 – 50%. Следовательно, это не оправдано при пробитии тонких преград, т.к. оболочка и рубашка участвуют в процессе бронепробития.

Взаимодействие пули ПС-43 АКМ с любой стальной преградой приводит к ее деформированию, как показано на рисунке 1.5. Так, при малой толщине стали ($h = 2 - 2.5$ мм) незначительно деформируется только головная часть пули, конструкция остается целостной. Сохраняется исходная длина сердечника пули 20 мм. Длина пули по оболочке в экспериментах уменьшается на $\sim 20\%$ от исходной (26.6 мм), что происходит за счет интенсивного пластического течения свинцового сплава пульной рубашки.

Взаимодействие пуль ПС-43 с преградами толщиной 4 мм приводит к нарушению целостности конструкции пули – разрушается свинцовая рубашка и стягивается оболочка пули. Но на данном этапе сердечник почти не деформирован и выступает из оболочки на 5.5 – 7 мм. Относительная деформация по длине сердечника составляет 2.5%. Общая длина оболочки уменьшается в 2 раза и представляет собой полый элемент с радиальными наплывами.

При увеличении толщины преграды до 5-6 мм и выше начинается заметное деформирование головной части сердечника с относительной деформацией около 10%, которая возрастает с увеличением толщины стали. Могут сохраняться только фрагменты оболочки. Взаимодействие с преградами толщиной 10-12 мм, которые обеспечивают непробитие, сопровождается значительным расплющиванием головной части сердечника. Относительная деформация сердечника составляет 30% и более.

Данный процесс (взаимодействие пули ПС-43 АКМ с листовой сталью Ст.3) исследован путем дифференцированного физического анализа, описан механизм пробития преграды обо-

лочечной пулей со свинцовой рубашкой и стальным сердечником с учетом нарушения целостности конструкции пули и ее разрушения [13]. Далее приведен краткий анализ.

При встрече с преградой пуля обладает кинетической энергией:

$$E_{SUM} = \frac{mu^2}{2}, \quad (1.5)$$

где m – масса пули, кг; u – скорость встречи пули с преградой, м/с.

Кинетическая энергия пули в общем случае расходуется на преодоление сил сопротивления преграды, деформацию и разрушение пули, нагревание преграды и пули, а также на сообщение запреградной кинетической энергии пули при пробивании тонких преград. Наибольшая часть энергии расходуется на преодоление сил сопротивления преграды и её пластической деформации. Около 10% энергии может затрачиваться на упругий удар. Затраты на пластические деформации преграды возрастают с ростом толщины преграды и увеличением ее вязкости.

Так, для пули ПС-43 массой 7.9 г и начальной скоростью 715 м/с кинетическая энергия пули по формуле (1.5) составит $E_{SUM} = 2019$ Дж.

При пробивании тонкой стальной преграды ($h = 2 - 2.5$ мм) общая кинетическая энергия E_{SUM} в основном идет на пластическую деформацию среды E_{MED} и обеспечение запреградной скорости пули E_{OVER} .

Полная энергия, поглощенная средой в процессе пластических деформаций при расширении отверстия рассчитана по формуле Томсона [25]:

$$E_{MED} = \pi R^2 h \left[\frac{1}{2} \sigma + \rho \left(\frac{uR}{L} \right) \right], \quad (1.6)$$

где R – калибр пули, м; h – толщина пробиваемого слоя преграды, м; σ – предельное напряжение для среды, МПа; ρ – плотность среды, кг/м³; u – скорость пули, м/с; L – длина головной части пули, м. Используемая стальная преграда имеет параметры: $\sigma = 450$ МПа; $\rho = 7800$ кг/м³; $h = 0.002$ м. Характеристики пули: $u = 715$ м/с; $R = 0.00762$ м; $L = 0.012$ м

Энергия, затраченная на пластическую деформацию среды, тонкой преграды, по формуле (1.6) составляет 32-35 % от E_{SUM} .

Для определения энергетического вклада в запреградный эффект необходимо определить предел сквозного пробития.

u_{MIN} – минимально необходимая скорость сквозного пробивания преграды, м/с, определяется по универсальной формуле Жакоб де Марра [23]:

$$u_{MIN} = \frac{K(R^{0.75}h^{0.7})}{m^{0.5} \cos \theta}, \quad (1.7)$$

K – коэффициент, характеризующий сопротивляемость брони (для малоуглеродистых сталей типа Ст.3 при обстреле пулями из автомата Калашникова $K = 2000$ [23]).

По формуле (1.5) и (1.8 - 1.11) энергия E_{OVER} , затраченная на запреградный эффект составляет 60 – 65% от E_{SUM} .

Таким образом, с некоторой погрешностью установлено, что кинетическая энергия практически вся идет на деформацию брони и запреградный эффект, а небольшая оставшаяся часть затрачена на упругое взаимодействие.

Картина разрушения и деформирования пули и преграды значительно усложняются при увеличении толщины пробития.

Так, пробивание преграды толщиной 4 мм сопровождается разрушением оболочки и рубашки пули.

Запреградная скорость пули рассчитана по экспериментально уточненной формуле [26]:

$$u_{OVER} = \alpha(u^P - u_{MIN}^P)^{1/P}, \quad (1.8)$$

здесь p – функция, зависит от угла обстрела Θ и чувствительна к эффективной безразмерной толщине мишени.

$$p = 1.5 + z/3 \quad (1.9)$$

$$z = \frac{h}{R} (\sec \theta)^{0.75} \quad (1.10)$$

α - зависит от механизма разрушения брони, при пробитии по типу прокалывания $\alpha = 1$.
При пробитии по типу выбивания пробки коэффициент α определяется из выражения:

$$\alpha = \frac{m}{m + m_{MED}}, \quad (1.11)$$

где m – масса пули, m_{med} – значение вырезаемой пробки, приближенно $m_{med} = \rho R^3 z / 4$. Тип разрушения преграды определяется экспериментально или теоретически.

Запреградная скорость пули (сердечника) составляет $\sim 18\%$ от E_{SUM} .

Энергия, поглощенная преградой при разрушении и деформировании оценивается в $\sim 63\%$.

Таким образом, с учетом энергии на упругий удар, оставшаяся энергия $\sim 9\%$ идет на деформацию свинцовой рубашки.

Рассчитана температура нагрева свинцовой рубашки $\Delta T \approx 300^\circ\text{C}$. Данное значение температуры, близкое по значению к температуре плавления свинца ($T_{пл} = 324,7^\circ\text{C}$), и соответствует экспериментальным данным, т.к. на данной стадии обнаруживаются отдельные фрагменты свинцовой рубашки.

Для монолитных листов толщиной 8 - 12 мм запреградная скорость стремится или равна нулю и вся энергия идет на пластическое деформирование преграды и пули.

Таким образом, исследован процесс пробития стальных преград из стали Ст.3 в зависимости от толщины преграды в диапазоне от 2 до 12 мм пулями ПС-43, конструктивно состоящими из стального сердечника, свинцовой рубашки и латунной оболочки, калибра 7.62мм автомата Калашникова с учетом нарушения целостности конструкции пули и ее разрушения. На основе прочностных, теплофизических и баллистических характеристик определено, что характер пробития значительно зависит от конструкции пули. В процессе пробития тонких преград (толщиной 1-2 мм) в запреградную энергию пули вносят вклад рубашка и оболочка пули, т.к. целостность конструкции пули не нарушается. При пробитии стали толщиной 4 мм более 60% энергии поглощается и в то же время обеспечивается увеличение поперечного сечения головной части пули. Обстрел преграды в интервале толщин более 4 мм сопровождается значительной деформацией и стягиванием пульной рубашки и оболочки, что приводит к уменьшению поперечного сечения пули. При этом сохраняется высокая запреградная скорость сердечника, что обеспечивает его эффективную пробивную способность за преградой.

1.7 Эксперименты по конструированию разнесённых преград

Эксперименты по обстрелу многослойной и разнесенной конструкции брони выявляют эффекты, когда при одинаковой суммарной толщине конструкции в целом, разные последовательные сочетания листов дают в одних случаях пробитие, в других – не пробитие [28]. Результаты испытаний подтвердили теоретические исследования характера энерговзаимодействия пуль ПС-43 автомата АКМ с двухэлементными преградами из стали Ст.3 и использовались при создании разнесённой бронеконструкции.

В серии испытаний двухэлементной разнесенной преграды в качестве первого слоя использовался лист Ст.3 толщиной 2.5 мм, а второго слоя – стальной пакет (2.5 + 6) мм. Фронтальный лист и пакет были расположены на расстоянии незначительно превышающим длину пули - 40 мм. После пробития первого листа стали толщиной 2.5 мм пуля деформировалась, но сохраняла свою целостность. При контакте со вторым пакетом сердечник вдавливался в лист без сквозного пробития, идет взаимодействие суммарной площади поперечного сечения сердечника и деформированной оболочки, которая существенно превышает первоначальную площадь поперечного сечения пули. В случае применения в качестве фронтального пакета толщиной (2.5 + 6) мм после пробития имеем оголенный сердечник, жесткое взаимодействие с преградой и облегченные условия проникания во вторую преграду.

Таким образом, конструкция из двух листов Ст.3 в направлении от фронтального 2.5 мм и пакета (2.5 + 6) мм обеспечивает гарантированную защиту при обстреле из автомата Калашникова калибра 7.62 мм так же, как и монопластина Ст.3 толщиной 12 мм. Изменение порядка листов, фронтального пакета (2.5 + 6) мм, а тыльного толщиной 2.5 мм, не обеспечивает защиту от пуль ПС-43 автомата Калашникова.

Защиту при обстреле из автомата Калашникова калибра 7.62 мм обеспечивает так же облегченная конструкция [28] из двух листов Ст.3 с передним листом 4 мм и вторым листом 6 мм с суммарной толщиной 10 мм так же, как и монопластина Ст.3 толщиной 12 мм. При изменении порядка листов, фронтального толщиной 6 мм, а тыльного толщиной 4 мм, не обеспечивается защита от пуль ПС-43 автомата АКМ.

Полученные теоретические и экспериментальные данные позволили сформировать эффективный подход и ограничения к разработке многослойных разнесенных преград и повышения их пустотности.

1. Для реально допустимых в практике изготовления инженерных средств защиты от пуль ПС-43 автомата Калашникова из строительной стали (Ст.3) при переходе от монолитной к разнесенной преграде можно снизить суммарную толщину на 20% и более. Так, гарантированная защита обеспечивается при обстреле из АКМ разнесенных листов толщиной 5 + 5 мм или 4 + 6 мм (рисунок 1.8).

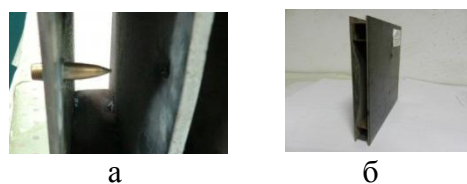


Рисунок 1.8 - Разнесённая броня из стали Ст.3 толщиной 4 и 6 мм, а – процесс пробития фронтальной пластины, б – образец разнесённой брони после испытаний выстрелом из АКМ пуль ПС-43

2. В облегченной многослойной разнесенной стальной преграде, обеспечивающей защиту, использование передней пластины более толстой, а второй тонкой практически в любых сочетаниях приводит к пробитию.

3. При использовании патронов ПС-43 с термоупрочненным сердечником класс защиты инженерных сооружений повышается.

Подобраны конструкции из 3-х элементной разнесенной преграды из листовой стали Ст.3, имеющей суммарную массу меньше монолитной, и исключаяющей сквозное пробитие пули ОБ/ПС винтовки СВД. Это компоновка листов из стали Ст.3 толщиной (в направлении от фронтального) 4, 6 и 6 мм, расположенных на расстоянии 40 мм (рисунок 1.9).

На фото рисунка 1.9 видно частичное снятие оболочки при пробитии фронтальной пластины - а и потеря энергии пуль при проникании средней пластины - б.



Рисунок 1.9 - Испытания разнесённой трёхслойной бронеконструкции из листов стали Ст.3 по 5 классу пулестойкости, а – пробитие пуль фронтальной пластины, б – пробитие пуль средней пластины

На основе подобранных композиций разнесённой брони из стали Ст.3 изготовлены стационарные пулестойкие защитные сооружения и изделия двойного назначения – кабины пуле-

стойкие, шлюзы для передачи ценностей, двери хранилищ [30-31, 32-34] (Приложение В). Чертёж наружной панели в приложении А. Стоимость материалов для разнесённой брони 3 класса защиты составляет ~3000 руб. за 1м² на январь 2015 г.

1.8 Принципы конструирования и повышения эффективности разнесённой брони

Для инженерно-технических средств защиты (постов охраны внутреннего и наружного наблюдения, пунктов обмена валюты, операционных касс кассовых узлов банков и пр.) в основном не предъявляются высокие требования по массе, они служат длительное время и отличаются значительными габаритами. Использование специальных бронематериалов является экономически не выгодным, т.к. ведет к повышенной стоимости конструкции, трудности при монтаже и изготовлении отдельных элементов (пулестойких оконных проёмов, дверных рам и т.д.). Поэтому в разработке находятся различные конструкционные строительные материалы и металлы, их композиции, пригодные для защитных пулестойких сооружений [30, 31].

Дальнейшее повышение эффективности разнесённой брони основано на экспериментальных исследованиях процессов деформирования традиционной трехэлементной пули и разрушения оболочки пули при выстрелах из автомата Калашникова пулями ПС-43 по схеме (рисунок 1.10) в листовую сталь Ст.3 ГОСТ 535-88 толщиной 2, 2.5, 4, 5, 6, 9 и 12 мм.

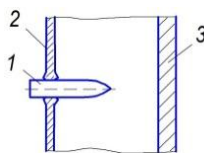


Рисунок 1.10 - Схема взаимодействия пули -1 с разнесённой преградой,
2 – фронтальный и 3 - тыльный листы

Повышение эффективности разнесённых преград основано на увеличении площади взаимодействия поражающего элемента, в частности пули, за передней (передними) преградой брони. Для увеличения площади может быть реализовано несколько возможностей. Первая - при тупление головной части пули за счёт оголения сердечника, что происходит при сплющивании и раскрытии оболочки и рубашки пули. Для реализации этого подбирается соответствующая фронтальная пластина разнесённой преграды по прочности и твёрдости. Вторая - обеспечить поворот пули и обеспечить в конструкции разнесённой брони расстояние между первой преградой и последующей равной или большей, чем длина пули. Исследована возможность реализации данных положений.

Пуля до прохождения по каналу ствола имеет цилиндрическую часть с высокой чистотой шероховатости поверхности порядка $R_a 0.32$ (сердечник не более $R_a 1.6$). После движения по каналу ствола оружия поверхность пули приобретает следы от винтовых нарезов (рисунок 1.11). Шероховатость становится сопоставимой с обработкой грубым напильником.



Рисунок 1.11 - Поверхность цилиндрической части пули до и после движения
по каналу ствола оружия

При пробитии тонкой преграды пуля мало деформируется, на лепестках преграды остаётся тонкий содранный поверхностный слой латунной оболочки пули. Так возникают предпосылки для учёта окружных сил трения (рисунок 1.12).



Рисунок 1.12 -Тылъная сторона пули при пробитии тонкой преграды

Исследованы факторы, способствующие повороту пули, с применением теоретических основ напряжённого состояния твёрдых тел [11]. При проникании пули через тонкую преграду на образующих цилиндрической поверхности последовательно формируется система окружных тормозящих сил сильно неоднородных по величине, образующихся от суммы упругих сил преграды и сил трения между пулей и преградой (рисунок 1.13).

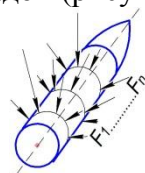
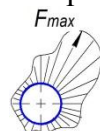


Рисунок 1.13 - Возникновение тормозящих сил на цилиндрической части пули

Если система окружных тормозящих сил, сформированная в концевой части пули, образующих угол разворота пули и средне суммарный максимум - точку приложения максимальной по величине силы $F_{\max}$, то возникает момент M поворота пули за преградой (рисунки 1.14, 1.15).



В-третьих, видоизменение геометрии фронтальной поверхности. Простейший способ сформировать волнообразную поверхность (рисунок 1.16). Следует учитывать, что длина и высота волны в общем случае не должны превышать половину калибра пули, т.е. h и $\lambda \leq d/2$.

Так же на поверхности можно формировать другие периодические структуры.

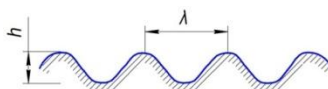


Рисунок 1.16 - Волновое видоизменение поверхности

1.9 Выводы по главе

1.Предложен подход к описанию высокоскоростных процессов взаимодействия ударников с материалами преград с применением атомно-молекулярного уровня рассмотрения, при этом показано, что цепочки атомно-молекулярных и химических преобразований могут проявляться в верхней области пересечения размерного и скоростного векторов (для малых размеров ударников с высокими скоростями).

2.Показана общая тенденция увеличения глубины проникания ударника при уменьшении его поперечного сечения при прочих равных условиях проникания (constans плотности и прочности ударника и преграды, скорости и массы соударения, геометрии головной части ударника и т.п.).

3.Определено влияние характера деформации и разрушения элементов конструкции пуль со стальным нетермоупрочнённым сердечником автомата Калашникова на пулестойкость преграды из стали Ст.3.

4.Разработаны и внедрены разнесённые бронеконструкции из стали марки Ст.3 против выстрелов из АКМ и СВД пулями с нетермоупрочнённым сердечником.

5.Представлен комплексный расчёт энергобаланса при взаимодействии пули стрелкового оружия с преградами разнесённой брони, в частности объясняющая эффективность разнесённой двухэлементной брони против пуль АКМ из стали Ст.3 толщиной 4 и 6 мм, расположенных на расстоянии 40 мм. Определено, что от общей кинетической энергии пули запреградная скорость пули (сердечника) составляет ~18%. Энергия, поглощенная преградой при разрушении и деформировании оценивается в ~63%, ~10% энергии затрачивается на упругий удар, оставшаяся энергия ~9% идет на деформацию свинцовой рубашки, таким образом практически исчерпывается вся кинетическая энергия пули перед тыльной преградой.

6.Сформированы принципы повышения эффективности пулестойкости разнесённой преграды от пуль со свинцовым или стальным нетермоупрочнённым сердечником с целью разворота пули за фронтальной преградой и увеличения площади поперечного сечения: необходим учёт силы трения и оболочки материала пули, возможно применение неоднородности материала фронтальной пластины, использование периодических структур на поверхности фронтальной преграды за счёт нанесения на поверхность периодически расположенных керамических валиков (полос) или применение гофрирования.

Глава 2 РАЗРАБОТКА МНОГОСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИНЖЕНЕРНЫХ ПУЛЕСТОЙКИХ СРЕДСТВ ЗАЩИТЫ

В настоящее время актуальной задачей является повышенная инженерная защита от пулевых и осколочных воздействий в связи с общей напряжённой военно-политической обстановкой в мире и особенно сопредельных с РФ государствах (например, Украиной, Грузией) и др. Высоко востребованной может оказаться внеплановая защита гражданского сектора, в том числе учебных заведений, охранных узлов предприятий, пассажирско-перевозочных пунктов и т.п. Поэтому эффективные бронеконструкции быстрого развертывания с минимальными затратами на материалы и их доступность должны быть в арсенале защитных средств как комплектующие.

До настоящего времени остаются востребованными на рынке пулестойкой брони конструкции инженерных защитных сооружений, обеспечивающие пулестойкость 1 - 6 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97, выполненные из недорогих доступных материалов с минимизацией затрат на технологию изготовления и возможностью простоты монтажа и демонтажа.

2.1 Характер деформирования и разрушения материалов преграды при взаимодействии с пулями

Инженерные комплексы защиты могут включать линейные защитные барьеры для защиты служащих охранных подразделений от пуль стрелкового оружия в результате действий отдельных нарушителей; кабины охраны с броневым остеклением для обеспечения требуемого обзора в любом направлении; проходные шлюзы для блокировки нарушителей и пр. Сертификация и испытания данных защитных конструкций осуществляется в соответствии с ГОСТ Р 51112-97 «Средства защитные банковские. Требования по пулестойкости и методы испытаний». Требования сформулированы для наиболее употребимых видов оружия и патронов в преступных нападениях - от пистолетов Макарова (ПМ) и ТТ до автомата Калашникова (АКМ) и винтовки СВД под патроны с нетермоупрочненным и термоупрочненным сердечником пули. Баллистическая классификация средств бронезащиты отечественного и зарубежного огнестрельного оружия приведена в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Классификация стойкости средств защиты к пулям стрелкового оружия

Тип оружия	Калибр и тип пули	Дульная скорость, м/с	Масса пули, г	Класс защиты
Малокалиберная винтовка	5.6 БО	310	2.6	1
Револьвер Наган	7.62, свинец БО	275-295	7.2	
Пистолет Макарова	9.0 ОБ/ПС	305-325	6.2	
Пистолет Вальтер-Олимпия	22 LRHV Lead / 5.6 БО	320	2.6	
Револьвер Смит-Вессон	38 SpRN Lead / 9.6 БО	259	10.2	
Пистолет ТТ	7.62, сталь ОБ/ПС	415-445	5.6	2
Пистолет Парабеллум	9.0 Para FMJ / 9.0 ОБ	410	8.0	
Пистолет-пулемет UZI	9.0 Para FMJ / 9.0 ОБ	410	8.0	
Автомат АКМ	7.62, сталь ОБ/ПС	710-740	7.9	3
Автомат АК-74	5.45, сталь ОБ/ПС	890-910	3.4	
Винтовка М16	5.56 ОБ/ПС	830	3.4	
АК-74	5.45, сталь ОБ/ТУС	890-910	3.4	4
Винтовка СВД	7.62, сталь ОБ/ПС	820-840	9.6	5
Автомат АКМ	7.62, сталь ОБ/ТУС	710-740	7.9	
Винтовка СВД	7.62, сталь ОБ/ТУС	820-840	9.6	6

Примечание - ОБ – оболочечная свинцовая пуля, БО – свинцовая пуля без оболочки, ОБ/ПС – оболочечная пуля с простым стальным сердечником, ОБ/ТУС – пуля с термоупрочненным стальным сердечником.

В широком смысле высокоскоростное метание любого ударника в мишень относят к процессу соударения снаряда (удлиненного тела) с бронёй. Описаны разные виды результатов выстрелов снарядов или пуль стрелкового оружия (интервал скоростей соударения 315 – 900 м/с) в броню [12]. Основные варианты макроразрушения и деформирования брони представлены на рисунке 2.1.

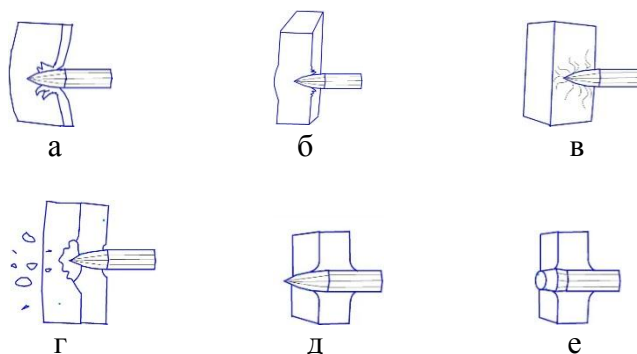


Рисунок 2.1 - Характер разрушения преграды, образование лепестков на тыльной - а и фронтальной стороне - б стороне, трещинообразование - в, дробление - г, пластическое расширение - д, выбивание пробки - е

При выстреле пулями с оживальной или конической головной частью в прочные преграды типа стальной, титановой брони наблюдается разрушение в виде «прокола» с образованием «лепестков», вследствие больших радиальных и окружных растягивающих сил. При ударе по тонким преградам (рисунок 2.1, а) пластина изгибается. Интенсивная пластическая деформация формирует «лепестки» (рисунок 2.1, а, б).

Радиальные трещины вокруг проникающего ударника (рисунок 2.1, в) формируются при взаимодействии с материалами, имеющими высокую прочность на сжатие (керамическая броня). Дробление фрагментов преграды (рисунок 2.1, г) при взаимодействии ударников с хрупкими бронематериалами, например, стеклопакетами. Пластическое расширение в преграде (рисунок 2.1, д) формируется при взаимодействии с материалами бронепреград, обладающими очень высокой пластичностью.

Специфический вид разрушения брони в виде выбивания пробки (рисунок 2.1, е) может иметь место при воздействии пули со сферической головной частью или затуплённой. Выбивание пробки происходит за счёт адиабатического сдвига в узкой зоне преграды или в результате возникновения трещины и её распространения.

Возможно, чтобы процесс разрушения брони начался в виде выбивания пробки необходимо условие, при котором усилие вдавливания было бы больше усилия срезания пробки и отношение толщины преграды к калибру снаряда менее 1.25 [12]. При равенстве отношения вышеуказанных толщины и калибра 1.25 возможны оба вида разрушения преграды.

Характер разрушения, проявляющийся на макроуровне, протекает в виде последовательных этапов деформаций и разрушений в динамике, специфически проявляющихся для различных классов материалов [16, 19]. Для основных классов материалов брони и тормозной среды [56], на основе экспериментов, показаны особенности их трансформации в динамике при высокоскоростном ударе (таблица 2.2).

Таблица 2.2 - Характер разрушения различных классов материалов при воздействии ударников со сверхзвуковой скоростью

Классы материалов	Этапы динамического разрушения материала
МЕТАЛЛЫ (чистые металлы, сплавы)	внедрение, выпячивание, утонение, прорыв (вынос материала)
КЕРАМИКА	растрескивание, фрагментация, дробление, вынос крошки
БАЛЛИСТИЧЕСКАЯ ТКАНЬ (кевлар, СВМ, тварон)	раздвигание волокон, натяжение волокон (как каната), перерубание волокон (максимально на твёрдой основе)
АМОРФНЫЕ (высокомолекулярные соединения, твёрдые углеводороды)	продавливание канала с максимальным лобовым сопротивлением, раздвигание материала без разрушения пули
ЖИДКОСТИ (вода, масла и др.)	продавливание с максимальным лобовым сопротивлением, обтекание ударника с его деформацией при скоростях более ~700 м/с

Данные о динамическом разрушении различных классов материалов, представленные в таблице 2.2, необходимы для создания комбинированной многослойной брони.

Существуют различные представления о конструировании многослойной брони. Так, идеальная броня в природе – это структура глубоководного моллюска, раковина которого выдерживает огромную толщу воды. Структура брони моллюска состоит из наружного слоя оксида железа. Промежуточный слой – органическое заполнение. Внутренний слой высококальцинированный.

При разработке гетерогенных бронеконструкций с использованием дополнительных слоев из неметаллических сред работают с некоторой корректировкой принципов, рекомендуемые при разработке слоистой брони:

- лицевой слой должен быть с максимально возможной твердостью, позволяющей повысить сопротивление внедрению ударника;
- промежуточный слой – вязкий, гасящий напряжение и тормозящий развитие трещин от взаимодействия ударника с лицевым слоем;
- тыльный слой – высокопрочный, с большой вязкостью разрушения, служащий подпором для первых слоев, играющий важную роль в снижении откольных явлений.

Приняты следующие принципы структуры наиболее эффективной брони против пуль с любым типом сердечников, которая состоит из последовательно расположенных слоёв [16]. Фронтальный слой из металлического сплава, который выполняет функцию обнажения сердечника. Второй слой (против пуль с термоупрочнённым сердечником) из высокотвёрдого материала для разрушения оголённого сердечника. Далее следующий третий слой, удерживающий разрушенную массу сердечника и осколков оболочки и рубашки пули, которые как бы вязнут в нём. Четвёртый тыльный слой сохраняет целостность всей конструкции и по прочности, твёрдости и толщине окончательно тормозит проникающую массу пули.

Для реализации принципа цена – качество передний и тыльный листы могут быть выполнены из среднепрочных конструкционных сталей. Второй слой выполнен только из дорогих высокотвёрдых материалов с твёрдостью сопоставимой с корундом. Для брони против пуль с нетермоупрочнённым сердечником – неприменимы. Третий слой твёрдый довольно толстый, может быть выполнен из керамики.

Для усиления брони применено поперечное удерживание (перпендикулярно действию пули) материала слоёв брони за счёт расположения между слоями дополнительно металлических листов.

Дополнительно можно применить продольное удерживание слоёв за счёт ячеек (рисунок 2.2), которые не позволят керамическое заполнение сдвигать и выдавливать в следующий слой

при проникании пули через последовательные бронелисты, как через мембрану. Данные ячейки не должны быть очень малых размеров, порядка 100х100 мм.

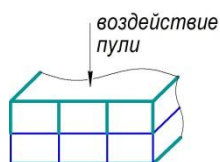


Рисунок 2.2 - Усиление слоистой брони за счёт ячеек

2.2 Исследование пулестойкости керамических и стальных материалов для создания многослойной композиции

Одним из эффективных методов исследования процесса бронепробития является сочетание расчётного моделирования с экспериментальными исследованиями металлов, сплавов и неметаллических материалов и их композиций на устойчивость к ударному воздействию пули, определении характера деформирования при динамическом ударе, состояния тыльной поверхности брони и запаса прочности при выстрелах, а так же оценке влияния конструкции самой пули на бронепробитие. При разработке брони под конкретный класс защиты процесс разрушения элементов конструкции пули обуславливает компоновку многослойной брони инженерного назначения [13].

Аналитический блок включает исследование проникающего действия пули в материал брони по максимальной глубине пробития [23]:

$$S = \frac{2m \ln(1+bV^2)}{\pi d^2 \lambda a b}, \quad (2.1)$$

где m – масса пули (сердечника), кг; V – скорость пули перед преградой, м/с; d – диаметр пули (сердечника), м; λ – коэффициент формы пули (сердечника), a – характеристика прочности, Н/м², и b – характеристика вязкости материала преграды, с²/м², (b – отношение значений плотности к прочности).

При моделировании процессов бронепробития выделены необходимые физико-механические характеристики для различных классов керамических конструкционных материалов [20, 29], широко используемых в промышленности (таблицы 2.3 и 2.4).

Таблица 2.3 - Параметры моделирования для материалов

Материалы	$a, 10^5 \text{ Н/м}^2$	$B, 10^{-5} \text{ с}^2/\text{м}^2$
Строительная керамика кислотоупорная КС	500	6
Строительная керамика экструзионная КЭ	560	6.5
Керамика фарфоровая КФ	1500	5

Таблица 2.4 - Технические характеристики конструкционной керамики

Материал	модуль Юнга $E, \text{ ГПа}$	плотность $\rho, \text{ кг/м}^3$	прочность при сжатии $\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	прочность при изгибе $\sigma_{\text{вл}}, \text{ МПа}$
Строительная керамика кислотоупорная (КС)	0.25	1600	50	25
Строительная керамика экструзионная износостойкая (КЭ)	0.35	1900	56	29.2
Керамика фарфоровая (КФ)	0.48	2000	150	40

Оценка проникающей способности пули проведена для оружия 3 – 5 класса защиты: автомата Калашникова АКМ и снайперской винтовки Драгунова СВД в соответствии с баллистическими характеристиками пуль по ГОСТ Р 51112-97 (таблица 2.5 и 2.6).

Таблица 2.5 Баллистические характеристики пуль

Оружие	Индекс патрона с пуль	Начальная скорость, м/с	Калибр пули, мм	Длина патрона, мм	Масса пули, г
АКМ	патрон 57-Н-231 с пуль ПС	710 - 740	7.62	55.5	7.9
СВД	патрон 57-Н-323С с пуль ЛПС	820 - 840	7.62	53	9.6

Таблица 2.6 - Расчётные характеристики сердечника пули

Тип пули	Длина головной части сердечника, h_c , мм	Диаметр сердечника пули, d_c , мм	Масса сердечника пули, m , г	Коэффициент формы сердечника пули, $\lambda = 1.91 - 0.35(h_c / d_c)$
Пуля ПС АКМ	5.5	5.7	3.62	1.572
Пуля ЛПС СВД	6.5	6.0	4.80	1.531

Аналитическое исследование пробивного действия проведено при таких значениях скорости пули, когда начинается разрушение элементов пули и активное взаимодействие сердечника с материалом преграды. Для автомата АКМ это интервал скоростей $\sim 400 - 730$ м/с, для винтовки СВД $\sim 400 - 840$ м/с. В расчётах проникающего действия пули использованы характеристики сердечника пули ПС патронов 57-Н-231 автомата и пули ЛПС винтовочного патрона 57-Н-323С.

Результаты расчёта максимальной глубины проникания пули ПС автомата АКМ и пули ЛПС винтовки СВД в конструкционные керамические материалы показаны на рисунке 2.3, что позволяет определить необходимые характерные толщины керамического заполнения броне-конструкции.

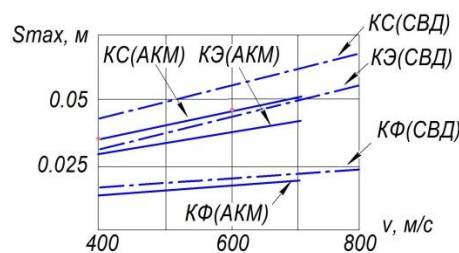


Рисунок 2.3 - Максимальная глубина проникания пули в конструкционную керамику

В качестве металлического подпора керамики использована сталь марки Ст.3, группы В полуспокойная (ВСт.3пс). Данная марка стали обыкновенного качества, но с гарантированным химическим составом и гарантированными свойствами, относительной дешевизной. Данная группа может применяться для сваривания с целью изготовления конструкции каркаса броне-конструкции. Пулестойкость Ст.3 в зависимости от толщины исследована ранее [13].

Испытания вариантов бронеконструкций проведены на экспериментальной базе СамГТУ (рисунок 2.4). Выстрелы произведены по броне в направлении от дульного среза ствола по линии прицеливания из автомата АКМ и винтовки СВД с измерением скорости пули по хронографу “COMPETITIVE EDGE DYNAMICS (CED) Millennium”.



Рисунок 2.4 - Исследование пулестойкости стали Ст.3 выстрелом из винтовки СВД пулей ЛПС винтовочного патрона 57-Н-323С, вид сборки (4х6 мм) – а и послойно – б.

2.3 Разработка многослойных бронеконструкций инженерных средств защиты

Известны различные конструкции многослойной системы с керамикой, используемой в качестве фронтального слоя, например, многослойная броня, содержащая лицевой и тыльный керамические слои с вибропоглощающим слоем между ними. Недостатком данных конструкций из керамики является возможное образование осколочного поля или растрескивание при использовании хрупкой керамики, а также высокая дороговизна.

Другая разновидность многослойной брони [14] состоит из наружного керамического слоя, промежуточного слоя из алюминиевого или другого сплава с твердостью менее 27HRC и тыльного слоя из полимерного композиционного материала, скрепленные между собой полимерным намоточным композиционным материалом. В данной конструкции с точки зрения инженерных средств защиты возможно значительное снижение бронестойкости при вторичных попаданиях пули, сложная технология изготовления при высоких затратах на материалы.

Разработана элементная многослойная бронеконструкция (рисунок 2.5), состоящая из стального наружного -1 и тыльного -2 листов с пакетом из керамических пластин внутри -3. Керамический пакет обеспечивает диссипацию энергии пули, внутренний стальной лист выполняет окончательно останавливающую функцию. Компоновка конструкции, как пакета из стальных листов с заполнением, позволяет изготовить отдельные законченные бронезащитные элементы небольшой площадью. Каждый бронезащитный элемент имеет самоклеящуюся подложку, что позволяет реализовать эффективную мобильную бронезащиту за счет быстрого наклеивания бронезащитных элементов на защищаемую поверхность.

Материалы многослойной брони - это блок строительной износостойкой экструзионной керамики, облицованный листом конструкционной стали марки Ст.3, (предел прочности 380 - 470 МПа, твердость 120-150 НВ, относительное удлинение 27%). Наружная и боковая облицовка сталью толщиной 0.5 мм предотвращает выброс назад осколочного форса, образующегося при взаимодействии пули с керамическим заполнением. Внутренний лист стали толщиной 6 мм выполняет функцию торможения пули за внутренним заполнением и окончательной остановки, поэтому имеет значительно большую толщину. Керамическое заполнение бронезащитного элемента строительного класса (КЭ) имеет одновременно небольшую стоимость и достаточно высокую прочность на сжатие 50 – 56 МПа, модуль упругости 0.35 ГПа. Элемент предлагаемой бронеконструкции соответствует размеру плит керамического заполнения.

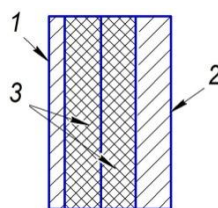


Рисунок 2.5 - Конструкция элементной брони, 1 – лицевой лист Ст.3, 2 – тыльный лист Ст.3, 3 – керамические плиты

Проведены испытания разработанной элементной бронеконструкции в соответствии с ГОСТ Р 51112-97 серией выстрелов пулями 7.62 мм ЛПС патрона 57-Н-323С из снайперской винтовки Драгунова СВД с дистанции 5 м (рисунок 2.6). Начальная скорость пули по хроно-

графу «COMPETITIVE EDGE DYNAMICS (CED) Millennium» находится в интервале 820-840 м/с.

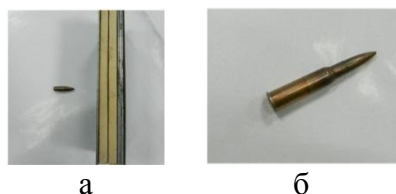


Рисунок 2.6 - Испытания выстрелом из СВД элементной бронеконструкции с керамическим заполнением - а пулей патрона 7.62 мм ЛПС патрона 57-Н-323С – б

В результате испытаний бронеконструкция в целом не имеет сквозного пробития. Внутренний лист имеет выпуклость. Вид тыльной стороны стального листа показан на фото (рисунок 2.7).



Рисунок 2.7 - Тыльный лист Ст.3 после испытаний элементной брони на пулестойкость против пули со свинцовым – а и стальным – б сердечником патрона 57-Н-323С винтовки СВД

Таким образом, разработанная элементная бронеконструкция обеспечивает защиту по 5 классу ГОСТ Р 51112-97 при выстреле из винтовки СВД пулями 7.62 мм ЛПС патрона 57-Н-323С. Вес брони составляет $\sim 152 \text{ кг/м}^2$, при этом реализуется соответствие принципу цена-качество, стоимость материалов для многослойной брони 5 класса защиты составляет ~ 2700 рублей за 1 м^2 на январь 2015 г. Дорогостоящие керамические конструкции (например, керамика + армированный органопластик) против СВД имеют удельный вес $46\text{-}50 \text{ кг/м}^2$.

Усиленная конструкция брони отличается от вышеприведенной тем, что между наружным 1 и внутренним 2 стальными листами используется керамический пакет 3 с разделительным стальным листом 4 внутри. Толщина промежуточного стального листа, выполненного из стали Ст.3 составляет 0.2 - 0.5 мм (рисунок 2.8). Средний стальной лист предотвращает вторичный выброс со второй керамической пластины и обеспечивает сохранение зоны повышенного давления керамической массы, что обеспечивает повышение общей бронестойкости пакета, или уменьшение толщины внутреннего стального листа до 4-5 мм.

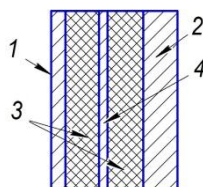


Рисунок 2.8 - Конструкция усиленной многослойной керамической брони, 1 – лицевой лист Ст.3, 2 – тыльный лист Ст.3, 3 – керамические плиты, 4 –промежуточный лист Ст.3

В результате испытаний данной бронеконструкции при выстреле с дистанции 5 м из винтовки СВД пулями 7.62 мм ЛПС патрона 57-Н-323С реализуется гарантированная защита без сквозного пробития внутреннего стального листа пулей, имеется небольшая выпуклость на внутреннем задерживающем листе. Данная конструкция обеспечивает защиту по 5 классу ГОСТ Р 51112-97.

На разработанные конструкции получен патент РФ [15].

Элементная броня общеуниверсального назначения с использованием клеящихся бронезащитных элементов [16] направлена на повышение бронестойкости при максимальном снижении затрат на материалы и минимизацию затрат на технологию изготовления, так как выполнена из доступных строительных материалов. Реализуется простота монтажа конструкции при срочной внеплановой и нетиповой защите с акцентом на гражданский сектор и основной функцией сплошного коврового выстилания в один или два слоя простых и сложных поверхностей (плоскости, острые и закругленные углы, отверстия и т.п.). Область применения: для самостоятельной защиты гражданских входных дверей, способных выдержать вес, быстрым ковровым выстиланием с возможностью легко снять «ковер», а также для защиты простреливаемых дверных глазков, замочных скважин, дверей автомобилей и бензобаков; в ведомственных и частных местах общего пользования (двери в офисы, кладовые и хранилища, усиление барьеров, общественных трибун, стоек, слабых стен, постов ГИБДД, временных постов); как основа облицовки задних стенок частных тиров; как комплектующий состав МЧС. Конструкция обеспечивает простоту монтажа и демонтажа бронезащиты локальных простреливаемых зон.

2.4 Выводы по главе

1. На основе экспериментальных данных описан динамический характер разрушения разных классов материалов при воздействии ударников с умеренной и высокой скоростью с целью последующего создания монолитной, гетерогенной и разнесённой бронеконструкции.

2. Проведено расчётно-экспериментальное моделирование по максимальной глубине пробития строительных керамических материалов с целью создания пулестойких композиций.

3. Разработана элементная многослойная броня 5 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97 от пуль кал. 7.62 мм ЛПС патрона 57-Н-323С винтовки СВД, состоящая из последовательно расположенных листов конструкционной стали и высокопрочной строительной керамики, позволяющая реализовать простоту монтажа конструкции при срочной внеплановой и нетиповой защите с акцентом на гражданский сектор и основной функцией сплошного коврового выстилания в один или два слоя простых и сложных поверхностей.

Глава 3 ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАПРЕГРАДНОГО ЭФФЕКТА

Конструкции средств бронезащиты обеспечивают пулестойкость как способность преграды противостоять сквозному пробитию пулями и отсутствию при этом опасных для человека вторичных поражающих элементов (ГОСТ Р 51112-97 «Средства защитные банковские. Требования по пулестойкости и методы испытаний»). В данном понятии пулестойкости опасными вторичными элементами могут быть не только вторичное осколочное поле за броней, но и запреградное действие, способное нанести динамический удар человеку и привести к заброневой травме, а также произвести останавливающее тактическое действие. Считается, что минимально необходимая характеристика убойного действия пули по живым целям без защитных средств – это кинетическая энергия около 30 Дж [23]. Поэтому конструкция бронепреграды должна снижать запреградное действие и оказывать демпфирующее действие за счет включения конструктивных элементов из специальных материалов или сплавов [35, 36, 46].

В наибольшей степени проблема появления запреградного эффекта относится к индивидуальным средствам защиты, особенно 1 и 2 класса типа «мягкой» брони.

Для уменьшения запреградного эффекта в жёсткой конструкции бронежилета 3 класса и выше за бронепластиной располагают демпфирующий слой, выполненный в основном из пенополиуритана. По данным сертификационных центров известно, что допускается максимальный прогиб бронепластины в тело на величину 22 мм. Демпфирующий слой должен иметь толщину не менее 30 мм, чтобы не нанести травмы высокой степени.

Аналитическое исследование условий, влияющих на возникновение заброневой травмы, выявило динамическую последовательность факторов, в различной степени проявляющих себя при ударном воздействии пули на средство индивидуальной защиты (таблица 3.1).

Таблица 3.1 - Последовательность факторов влияния на запреградное действие ударника

1.	Метание брони в направлении защищаемого объекта от удара
2.	Упругий прогиб брони
3.	Пластическое локальное выпячивание в броне от действия ударника
4.	Сжатие защищаемого объекта до костного остова

Каждый из факторов подлежит исследованию, однако степень проявления последнего фактора зависит от ряда предыдущих.

3.1. Ударное взаимодействие пули с преградой

Международная классификация огнестрельного оружия включает большое разнообразие образцов огнестрельного оружия, соответствующих по баллистическим характеристикам 1 и 2 классу защиты с диапазоном скоростей удара в интервале от 280 до 410 м/с, как видно из таблицы 3.2.

Процесс соударения пули огнестрельного оружия с преградой характеризуется рядом параметров – прочностными и геометрическими характеристиками преграды и ударника, скоростью и углом соударения и др. Для оценки динамики ударного взаимодействия ударника с преградой необходимо учитывать их конструкцию и форму [35]; температурные поля, вязкость и пластические свойства материала преграды; распространение упругих, пластических и ударных волн; формирование областей деформирования и протекание процессов разрушения [26].

Модели взаимодействия пули с преградой в основном имеют целью выявить зависимости глубины пробития преграды от параметров преграды и пули. Дальнейшее создание пулестойких преград, обеспечивающих минимальное запреградное действие, нуждается в направленном детальном исследовании различных аспектов соударения, исследовании картины образования волн при полете пули и соударении пули с преградой.

Таблица 3.2 - Баллистическая таблица отечественных и зарубежных средств поражения 1 и 2 класса, их энергетические характеристики

Тип оружия	Калибр и тип пули	Начальная скорость, м/с	Масса пули, г	Энергия кинетическая, Дж	Класс защиты
Малокалиберная винтовка	5.6 БО	310	2.6	125	1
Револьвер Наган	7.62, свинец БО	280	7.2	282	
Пистолет Макарова	9.0 ОБ/ПС	315	6.2	298	
Пистолет Вальтер-Олимпия	22 LRHV	320	2.6	133	
Револьвер Смит и Вессон	Lead/5.6 БО	259	10.2	342	
Пистолет ПСМ	5.45, сталь ОБ/ПС	315	2.6	129	2
Пистолет АПС	9.0 сталь ОБ/ПС	340	6.0	347	
Пистолет ТТ	7.62, сталь ОБ/ПС	425	5.6	494	
Пистолет Парабеллум	9.0 Para FMJ/9.0 ОБ	410	8.0	672	
Пистолет-пулемет UZI	9.0 Para FMJ/9.0 ОБ	410	8.0	672	

Примечание - ОБ – оболочечная свинцовая пуля, БО – свинцовая пуля без оболочки, ОБ/ПС – оболочечная пуля с простым стальным сердечником.

Проведены исследования интенсивности воздушных ударных волн, прошедших за преградой.

Раскадровка полёта пули оружия, соответствующего по баллистическим параметрам 1 или 2 классу защиты, а также образование ею ударных волн опубликованы по материалам журнала Guns ad Ammo [38]. Различные этапы процесса сняты американскими исследователями Л.Уокер и Д.Шенк с выдержками в полмиллионную долю секунды. Выстрел произведен из револьвера «Смит и Вессон», модель 29 калибра со стволом Mag-Na-Ported длиной 63.5 мм, патрон .44 «магнум». Баллистические параметры выстрела даны в таблице 3.2. Открытая конструкция револьвера позволяет наблюдать выброс пороховых газов из дула и из зазора барабана.

Опережающие пулю пороховые газы, прорвавшиеся в зазор между пулей и стволом, формируют слабую ударную волну (рисунок 3.1, позиция 5) в виде небольшой полусферы с проекцией на плоскость около десятка поперечников ствола.

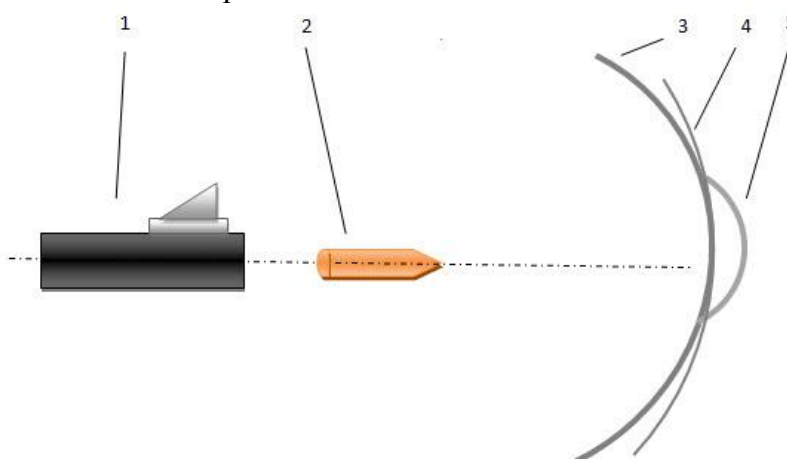


Рисунок 3.1 - Формирование ударных волн пороховыми газами, 1-ствол оружия, 2 – пуля, 3, 4 и 5 –соответственно главная, вторичная, опережающая ударные волны

Как видно из рисунка 3.1, при вылете за дульный срез ствола около 5 см пуля - 2 еще толкаемая в донце и разгоняемая избыточными пороховыми газами, вырвавшимися из ствола - 1.

Максимальное давление пороховых газов в канале короткоствольного оружия небольшое – для пистолета ПМ составляет ~120 МПа. Так, перед пулей сформирована расширением пороховых газов образовавшихся из сгоревшего основного порохового заряда гильзы главная полусферическая ударная волна - 3 с диаметром в проекции около 10 – 12 см и практически слитая с ней вторичная волна - 4, образованная оставшимся пороховым давлением за пулей.

Таким образом, три ударные волны, образованные выбросами пороховых газов практически слитые вместе распространяются перед пулей, но их интенсивность в зависимости от расстояния неравнозначна и быстро падает, что хорошо видно из кадров уже на расстоянии 10 см от ствола и далее.

При удалении пули на расстояние примерно 1 м от среза ствола (рисунок 3.2) пуля - 2 выходит из облака пороховых газов и обгоняет их, при этом формирует собственную ударную волну - 1, охватывающую ее в виде конуса. Максимальное давление ударной волны достигается на расстоянии 2.5 м от дульного среза. Далее, с расстоянием, волна сходит на ноль (по амплитуде, давлению, скорости).

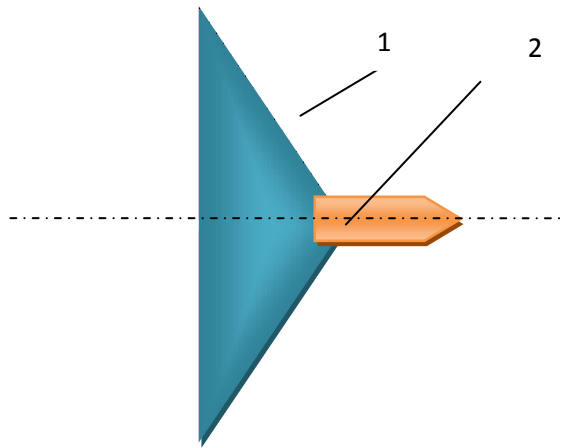


Рисунок 3.2 - Формирование собственной ударной волны пули,
1 – собственная ударная волна, 2 – пуля

Собственная ударная волна пули имеет максимальное давление на расстоянии 2 – 3 м от дульного среза оружия и начинает также значительно терять интенсивность непосредственно за интервалом стабильного скоростного режима – около 5 м за дульным срезом ствола.

Экспериментально оценивалось избыточное давление воздушных ударных волн за преградой при выстреле с дистанции 5 м пулями ПСТ из пистолета Макарова на инерционно-пневматическом устройстве ИЦ «Самара», принцип действия которого основан на отклонении набора подвижных элементов за преградой, проградуированных по усилию отклонения. При выстреле пуля пролетает через отверстие в броне. Оценка избыточного давления соответствует значению менее 1 атм.

Целесообразно рассчитать давление соударения пули с преградами, определяющее пулестойкость преград и запреградное действие пули.

При ударе пули со стальным сердечником с преградой из стали можно считать соударением тел из двух одинаковых материалов. Для данных пар соударений из одинаковых металлов скорость движения границы раздела ударник – мишень u равна половине значения скорости встречи ударника с мишенью. Между скоростью фронта ударной волны D в мишени и скоростью частиц за фронтом ударной волны u по методу торможения существует зависимость [37]:

$$D = c_0 + \alpha u, \quad (3.1)$$

где c_0 и α – эмпирические константы.

Давление соударения p и волновые скорости связаны зависимостью:

$$p = \rho u D, \quad (3.2)$$

где ρ – плотность материала мишени, u примем за массовую скорость (скорость частиц в ударной волне мишени).

Таким образом, в момент удара пули ПСТ пистолета ПМ со сталью средней прочности (плотность $\rho=7.85 \text{ г/см}^3$, предел прочности $\sigma_b=450 \text{ МПа}$) давление соударения составляет 4.7 ГПа. При этом в стальной преграде возникает ударная волна, распространяющаяся со скоростью 4037 м/с.

Также использованы в качестве броневставок сплавы титана, алюминия и никеля. В случае, если преграда и сердечник пули из разных материалов, а давление соударения p меньше модуля упругости, можно использовать выражение [37]:

$$p = \frac{\rho_1 c_1 \rho_2 c_2 v_0}{\rho_1 c_1 + \rho_2 c_2}, \quad (3.3)$$

где ρ_1, ρ_2, c_1, c_2 – плотности и скорости звука пули и преграды, v_0 – скорость соударения. Давление соударения пули ПМ с преградами из алюминия, титана и никеля определены и представлены в таблице 3.3.

Таблица 3.3 - Давление соударения пули ПМ со сплавами

материалы	сталь	титан	дуралюминий	никель
$\rho_2, \text{кг/м}^3$	7850	4510	2780	8900
$c_2, \text{м/с}$	3800	4749	5250	4646
$p, \text{МПа}$	4698	3927	3087	5458

Исследование ударно-волнового взаимодействия базируется на построении ударных адиабат основных материалов используемых преград (Ti, Ni, Al, сталь, кевлар) и сердечника пули (сталь), показаны на рисунке 3.3. Для построения адиабаты кевлара принято:

$$c_0 = \sqrt{K/\rho}, \quad (3.4)$$

здесь K - модуль сжатия, определяемый как

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\mu)} \quad (3.5)$$

Характеристики кевлара: динамический модуль упругости $E=110 \text{ ГПа}$, плотность $\rho=1.44 \text{ г/см}^3$, коэффициент Пуассона (принятый как отношение относительной поперечной деформации к продольной) $\mu = 0.14$ [44].

Если интенсивность падающей УВ не очень велика и акустические жёсткости соударяющихся материалов мало отличаются, то возможно акустическое допущение. В акустическом приближении ударно-волновой характер соударения определяется зеркальным отображением интересующей адиабаты относительно линии скорости ударника. Области пересечения адиабат соударяющегося ударника и преграды дают давление ударно-волнового взаимодействия (рисунок 3.3). Параметры УВ зависят также от плотности материала ударника и преграды. При слабой падающей волне, ударная адиабата материала ударника будет лежать ниже адиабаты материала преграды. Тогда отражённая волна будет волной разрежения.

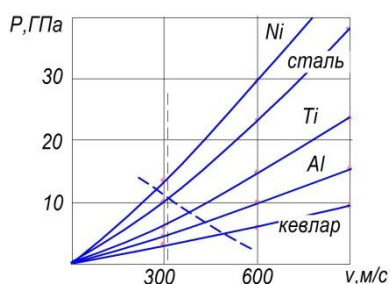


Рисунок 3.3 - Ударные адиабаты материалов преграды и сердечника пули

Несмотря на невысокие скорости и малые массы пули для рассматриваемых классов оружия, кинетическая энергия пули в соответствии с таблицей 1 лежит в интервале от 125 Дж (малокалиберная винтовка) до 670 Дж (пистолет Парабеллум и UZI), давления соударения значительно превышают предел текучести используемых материалов бронепреград и соударение яв-

ляется неупругим. Так как соударение происходит в локальной зоне, а ударные волны, возникающие при соударении, распространяются под разными углами в преграде и за преградой, то может реализоваться демпфирование в различных областях материала преграды.

В дальнейших экспериментах использованы преграды в виде пакетов из фронтальной металлической броневставки и тыльной «мягкой» брони, которые в целом имеют большой прочностной запас. Явления откола металлической броневставки маловероятно, так как преграды достаточно тонкие, а ударники имеют оживальную головную часть. Возможное осколочное действие - фрагменты пули и брони по массе очень незначительны, легко удерживаются «мягкой» тыльной броней, имеют незначительную кинетическую энергию, поэтому их действием можно пренебречь в оценке запреградного эффекта.

Основной задачей приведенных далее экспериментов было определить способность жестких броневставок из различных сплавов снижать запреградный эффект.

3.2. Методика проведения эксперимента

Исследования запреградного эффекта проведено на испытательном стенде, который включает установку крепления оружия и устройство закрепления брони с расположенным за ним блоком с имитатором живых тканей (рисунок 3.4).

Выстрелы по броне произведены с расстояния 5 м из пистолета ПМ оболочечными пулями со стальным сердечником ПСТ в соответствии с ГОСТ Р 51112-97 «Средства защитные банковские. Требования по пулестойкости и методы испытаний». Измерение скорости пули проведено по хронографу «Complektiv Edge Dynamic (CED) Millenium».



Рисунок 3.4 - Установка испытания на пулестойкость бронеконструкций в испытательной лаборатории СамГТУ

Конструкция пакета включает многослойную «мягкую» броню из баллистической ткани 1-го класса защиты с броневставкой из различных сплавов металлов. В экспериментах в направлении от дульного среза ствола по линии прицеливания в качестве лицевого слоя в пакете расположен жесткий металлический лист, затем - «мягкая» броня (рисунок 3.5).

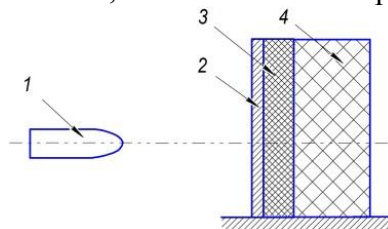


Рисунок 3.5 - Схема испытания бронеконструкций с целью определения запреградного эффекта, 1 – пуля ПСТ, 2 – броневставка, 3 – пакет кевлара, 4 – имитатор мягких тканей

Имитатор мягких тканей – пластилиновый блок, укреплен непосредственно за бронепакетом. При выстреле в имитаторе образуется воронка как эквивалент запреградного действия (рисунок 3.6).

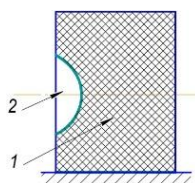


Рисунок 3.6 - Схема определения величины запреградного действия пули, 1 – имитатор мягких тканей, 2 – воронка, образованная за броней после выстрела

Бронежилеты 1-го класса, имеющиеся в продаже, при проверке запреградного эффекта, зачастую не обеспечивают необходимую степень защиты за броней (рисунок 3.7).



Рисунок 3.7 - Бронежилет 1-го класса защиты из баллистической ткани кевлар, а – лицевая и б – внутренняя стороны после выстрелов из пистолета Макарова ПМ

Для усиления пулестойкости «мягких» БЖ подбираются броневставки. Например, пластичный титановый сплав ОТ-4 толщиной 1 мм псевдо- α класса, имеющий среднепрочные характеристики, термостойкий, сплав для листового штампового производства (рисунок 3.8).



Рисунок 3.8 - Результат испытаний алюминиевых броневставок и пакета баллистической ткани 1-го класса защиты выстрелом из пистолета Макарова ПМ пулями ПСТ

Сплав ОТ-4 имеет в составе 3.5-5.0%Al, 0.8-2.0%Mn, до 0.3%Zr и Fe, до 0.12%Si. Механические свойства: предел прочности $\sigma_B=300-900$ МПа, технический предел текучести $\sigma_{0.2}=600$ МПа, относительное удлинение 15%, относительное сужение 45%, ударная вязкость KCU=0.35-1.0 МДж/м² [29].

Данные пластины могут располагаться в области жизненно важных органов или в виде «чешуи».

3.3. Исследование процесса формирования прогиба бронеконструкции, определяющего запреградный эффект

Основным фактором, формирующим запреградное действие ударника, является прогиб брони бронежилета в тело. Величина прогиба определяется действием упругопластических сил материала брони. Комплекс характеристик прочности, упругости и жёсткости определяет выбор материалов и создание пулестойких композиций, снижающих вторичное действие пули за броней [46].

Волновое возбуждение атомной решётки преграды происходит со скоростью внешнего энергетического воздействия и протекает во времени. Динамическое действие удара пули за преградой в основном зависит от прогиба внутреннего слоя брони и скорости метания этого слоя в направлении защищаемого объекта.

В целом скорость и величина прогиба связаны также между собой (рисунок 3.9). При повышении скорости метания ударника растёт величина прогиба до некоторой критической скорости (точка 2, рисунок 3.9), превышение которой даёт пробитие.

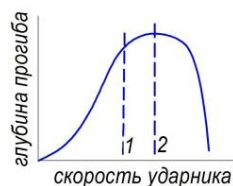


Рисунок 3.9 - Взаимосвязь скорости ударника и глубины прогиба тонкой брони

Действие на преграду пули стрелкового оружия со скоростью 300 – 700 м/с - это интервал между точками 1 и 2 (рисунок 3.9), где величина прогиба бронелиста определяет величину запреградного эффекта.

Степень запреградного эффекта экспериментально определяют по величине углубления в имитаторе за преградой. Если рассмотреть броню с постоянными механическими и геометрическими параметрами, то имеется связь запреградного эффекта с деформацией и разрушением пули (рисунок 3.10). Воздействие пули с низкой кинетической энергией, малодеформирующей, (например, взаимодействие пули ПМ с арамидной тканью) даёт пологую характеристику за преградой. (В экспериментах аналогом является вмятина в пластилиновом свидетеле за преградой.) Высокоэнергетическое воздействие с интенсивным разрушением пули даёт острый максимум за преградой (пули АКМ, СВД с высокопрочными преградами).

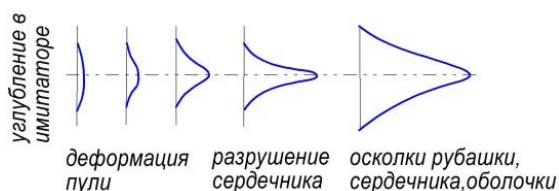


Рисунок 3.10 - Изменение величины запреградного эффекта в зависимости от степени деформации и разрушения пули

Так, при торможении свинцовой пули винтовочного патрона СВД кал.7.62 мм в установке пулеуловителя после прохождения трёхметрового слоя бумажной мишеры, пуля тормозится в кевларовом пакете (32 слоя). При этом недеформируемая пуля в кевларовом пакете, за которым расположена полиэтиленовая скрутка, формирует воронку глубиной около 10 см (рисунок 3.11). Кадры воссозданы по результатам испытаний – слева начало торможения, справа конец торможения.



Рисунок 3.11 - Торможение свинцовой пули винтовочного патрона 7.62x54 мм в пакете кевлара, последовательные кадры от начала торможения – а, б, и конец торможения – в

Величина запреградного эффекта приводит к травмам различной тяжести. При проектировании бронежилета необходимо обеспечивать запреградный эффект в зоне целостности живых тканей человека (рисунок 3.12).

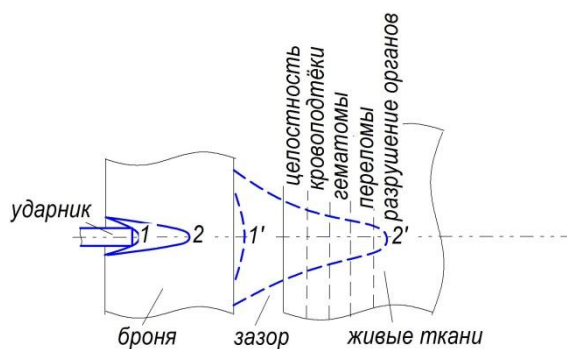


Рисунок 3.12 - Схема создания брони, обеспечивающей минимальный запреградный эффект

Применяются разные методы минимизации запреградного эффекта для «мягких» бронежилетов 1 – 2 класса из баллистической ткани типа кевлар. Например, оснащают кевларовую броню фронтальным металлическим листом. Таким образом, получаем бронеконструкцию, состоящую из металлического листа и гипотетического основания (рисунок 3.13).

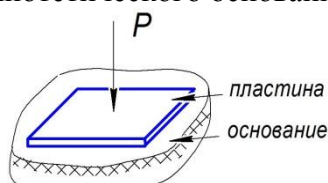


Рисунок 3.13 - Модель структуры бронеконструкции

Прогиб поверхности основания $w(x, y)$ из кевлара по формулам теории упругости на расстоянии радиуса пули r от ударного действия пули с силой p (рисунок 3.14).

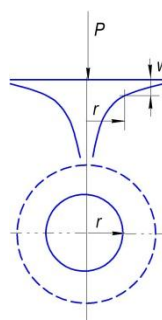


Рисунок 3.14 - Модель определения прогиба основания.

Воспользуемся упрощённой зависимостью Буссинеска [43]:

$$w(x, y) = \frac{p(1 - \mu^2)}{\pi E r},$$

здесь p – величина давления на основание, Па; r – расстояние от точки приложения силы, м; E – модуль упругости основания, Па; μ – коэффициент Пуассона основания. Величина модуля упругости принята равной $E = 110$ ГПа, как максимальное динамическое значение арамидных нитей ткани кевлар. Коэффициент Пуассона кевларового основания принят как эффективный коэффициент, равный отношению относительной поперечной деформации к продольной, $\mu = 0.14$ [44]. Радиус r равен радиусу пули ПМ. При этом положено, что прогиб кевларового пакета практически равен прогибу в тело.

Расчёты прогиба кевлара сделаны для величин давления соударения пули ПМ с металлическими пластинами из стали, сплавов алюминия, титана и никеля (таблица 3.4), которые составляют несколько ГПа. Данные расчёта приведены в таблице 3.4, из которой видно, что если бы давление соударения не поглощалось бронеконструкцией, то прогиб составил около 1.7 – 2.8

м, что в экспериментах не наблюдается. Реальные прогибы в экспериментах реализуются при действии силы на два порядка менее, т.е. несколько десятков МПа.

Таблица 3.4 - Результаты расчёта прогиба кевлара от ударного давления пули ПМ

р, МПа	3000	4000	5000	30	40	50
w, м	1.69	2.26	2.83	0.017	0.023	0.028

Степень упругой деформации связана с жёсткостью материала и влияет на прогиб брони.

По величине жёсткости преграды выделены группы материалов, малодеформируемых, следовательно минимизирующих прогиб.

Жёсткость пластин, $\text{Па} \cdot \text{м}^3$, определяется по формуле [42]: $D = Eh^3/12(1-\mu^2)$, где E и μ - модуль упругости, Па, и коэффициент Пуассона материала пластины; h – толщина пластины, м.

Для тонких преград толщиной 2 мм из наиболее употребляемых конструкционных материалов определена жёсткость (таблица 3.5) по данным [29].

Таблица 3.5 - Жёсткость пластин

Материал брони	E , ГПа	μ	D , $\text{Па} \cdot \text{м}^3$
Стали углеродистые и малолегированные малой и средней прочности	200-210	0.28-0.31	145-155
Легированные прочные стали	210-220	0.25-0.3	149-161
Алюминиевые сплавы	70-72.5	0.31-0.33	52-54
Титановые сплавы	110-120	0.31-0.34	81-90
Кевлар	110	0.14	74

Из таблицы 3.5 видно, что максимальную жёсткость имеют высоколегированные прочные стали, в том числе и бронестали, они же минимизируют запреградный эффект на одинаковых толщинах пластин. Однако, титановые сплавы, имея жёсткость почти вдвое ниже, могут зачастую конкурировать с прочными сталями. Из экспериментальных данных известно, что максимально большую площадь прогиба имеют пакеты из баллистических тканей, что связано с минимальной жёсткостью пакета. Алюминиевые конструкционные сплавы, имеющие малую жёсткость и высокую пластичность, имеют прогиб в узкой локальной области.

Таким образом, на данные о жёсткости материалов можно опираться при проектировании бронеконструкций индивидуальной защиты с требованиями к минимизации заброневого действия.

Под действием пули тонкие преграды не только упруго деформируются, но имеют локальное пластическое выпячивание от пули и пластический изгиб пластины (фото на рисунке 3.15).



Рисунок 3.15 - Прогиб пластины с выпячиванием от пули

Для предотвращения запреградного действия от динамического упругого и пластического прогиба жёсткой брони применяют предварительно деформированные пластины с обратным цилиндрическим прогибом (рисунок 3.16).

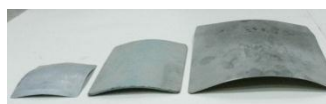


Рисунок 3.16 - Броневаставки с обратным прогибом

Данная форма снижает суммарный результат действия упругого прогиба и пластического выпячивания непосредственно в области удара пули.

3.4. Оценка вклада энергии проникновения пули в преграду

Роль пластического деформирования при проникании пули в броню оценена с помощью зависимости Томсона, формула (2.4), имеющей хорошее практическое приближение. Данная зависимость предназначена для определения энергии пластического проникания пули в преграду $E_{\text{ПРОН}}$ с учётом плотности, прочности и толщины преграды, а также скорости удара и геометрических параметров пули. Проведены расчёты для сталей и сплавов алюминия и титана (таблица 3.6). Наибольший запас прочности по пулестойкости имеют бронестали, прочность которых охватывает интервал $\sim 1000\text{--}2400$ МПа (испытания выстрелами из пистолета ПМ пулями ПСТ бронеконструкции - броневставка с пакетом кевлара 24 слоя).

Таблица 3.6 - Результат расчёта энергии пластического деформирования брони при проникании пули пистолета ПМ

Материал брони	σ_B , МПа	h, мм	Результат выстрела	Запрегр. эффект, %	$E_{\text{ПРОН}}$, Дж	max $E_{\text{ПУЛИ}}$, Дж
Сталь Ст.3	450	2.4	Сквоз. пробитие	6 - 9	140	327.4
Бронесталь	2400	2	Непробитие	0	612	
АД31	250	4	Сквоз. пробитие	15	128	
B95	500	4.5	80% сквоз. пробитие	0	288	
BT9	1200	2	Сквоз. пробитие	0	306	
BT9	1200	3	Непробитие	0	459	
BT20	1128	2	Сквоз. пробитие	3 - 5	288	

Данные таблицы при сравнении максимальной энергии пули $E_{\text{ПУЛИ}}$ и энергии пластического проникания в преграду $E_{\text{ПРОН}}$ с результатами выстрелов по преграде показывают хорошую сходимость результатов расчёта и экспериментов, что позволяет сделать вывод о роли энергии пластического деформирования в сопротивляемости брони и формировании запреградного эффекта. Если прочность преграды обеспечивает непробитие, то запреградный эффект возникает за счёт упругого прогиба и пластического выпячивания от пули. Чем больше запас прочности материала преграды против динамического действия пули, тем меньше запреградное действие пули.

3.5 Влияние демпфирующих свойств сплавов на пулестойкость и запреградный эффект

В целом неоспоримым фактором в снижении запреградного эффекта является торможение пулевого давления в материале преграды, что возможно реализовать за счёт демпфирующих свойств этих материалов. Имеются данные по некоторым классам материалов и сплавов к повышенной способности рассеивания энергии динамических воздействий с напряжениями в несколько сотен МПа, за которыми нивелируется дальнейшее увеличение способности к рассеянию энергии колебаний при повышении напряжений [40]. В литературных источниках не выявлено данных об очень высоких значениях амплитуд напряжений, таких, какие возникают при соударении пуль стрелкового оружия с преградами. Время взаимодействия пули с преградой (до нескольких миллисекунд) возможно позволяет проявить демпфирующую способность материалов преграды и внести вклад в пулестойкость конструкции в целом.

Степень рассеивания энергии колебаний оценивалась по данным логарифмического декремента затухания колебаний в материале, который равен натуральному логарифму отноше-

ния двух последовательных максимальных отклонений колеблющейся величины в одну и ту же сторону [45].

Проведены эксперименты по определению демпфирующей способности бронепакетов с точки зрения снижения запреградного эффекта. Конструкция пакета включает многослойную «мягкую» броню из баллистической ткани 1-го класса защиты с броневставкой из различных сплавов металлов. Обстрел брони производился с расстояния 5 м из пистолета ПМ оболочечными пулями со стальным сердечником ПСТ. В экспериментах в направлении от дульного среза ствола по линии прицеливания в качестве лицевого слоя в пакете располагался жесткий металлический лист, затем - «мягкая» броня. За бронепакетом вприклад - имитатор мягких тканей. Для регистрации наличия и величины запреградного эффекта «мягкой» брони предварительно произведен эксперимент по обстрелу «мягкой» брони 1 класса без жесткой вставки, в результате которого после выстрелов по нормали пулями из пистолета Макарова, в имитаторе образуется воронка глубиной 20-25 мм и диаметром около 40 – 50 мм, причем «мягкая» броня в целом не имеет сквозного пробития. Данный объем воронки принят как 100% заброневого эффекта в данной серии экспериментов.

Демпфирующие свойства сплавов оценивались по группам. Первая группа сплавов, которая использовалась в экспериментах в качестве жесткой броневставки, это стали - конструкционная строительная Ст.3, нержавеющая 17X18H9, сталь 25 + инструментальная Х6ВФ.

Конструкционная строительная сталь Ст.3 широко используется в конструкциях стационарных защитных сооружений, является легко свариваемой, удобной для монтажа конструкций. Ст.3 имеет в составе 0.2%С, 0.2%Si, 0.5%Mn. Механические свойства: предел прочности $\sigma_B = 450$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 250$ МПа, относительное удлинение 30%, ударная вязкость $a_n = 78$ Дж/см² [41, 163].

Коррозионостойкая сталь аустенитного класса 17X18H9 за счет высокого содержания никеля обладает высокими вязко-пластическими характеристиками. Сплавы с большим содержанием никеля - одни из наиболее стойких к ударным нагрузкам. В состав 17X18H9 входят 0.13-0.21%С, 17-19% Cr, 1-2%Mn, 8-10%Ni. Механические свойства проката: предел прочности $\sigma_B = 588$ МПа, предел текучести $\sigma_{0.2} = 210$ МПа, относительное удлинение 35%.

Амплитудная зависимость демпфирующей способности хромистых нержавеющих сталей характеризуются малым фоном и средней величиной демпфирования с относительным рассеянием 1-5% при значительных амплитудах [40]. Магнитомеханическое рассеяние энергии определяет высокое демпфирование в хромистых сталях.

Пакет из стали Х6ВФ и стали 25 сформирован с целью обеспечить рассеяние энергии на лицевом твердом слое (сталь Х6ВФ) и прочность при взаимодействии со следующим слоем (сталь 25). Инструментальная сталь Х6ВФ имеет высокую прочность, твердость. Х6ВФ включает 1.05-1.14%С, 5.5-7%, 1.1-1.5%W, 0.5-0.7%V, имеет механические свойства: предел прочности $\sigma_B = 880$ МПа, ударная вязкость KCU = 90 Дж/см², твердость 59 HRC₃.

Сталь 25 обеспечивает необходимую прочность и пластичность (предел прочности $\sigma_B = 470$ МПа, относительное удлинение 23%, ударная вязкость KCU = 49 Дж/см², твердость 143-179 НВ), имеет в составе 0.25-0.3%С, 0.25%Cr, 0.17-0.37%Si, 0.5-0.8%Mn. Результаты приведены в таблице 3.7.

Из таблицы 3.7 видно, что в меньшей степени снижает запреградное действие низкопрочная сталь Ст.3, несмотря на большую толщину. Логарифмический декремент затухания колебаний для всех сплавов, определенный по данным [40] взят для поперечных или изгибных колебаний, которые имеют место при взаимодействии с пулей. В целом ферромагнитные стали с увеличением концентрации углерода (с 0.15%С) снижают внутреннее трение (наиболее известный сплав высокого демпфирования - чугун). Для стали Х6ВФ предположительно имеется невысокий декремент затухания, так как высокотемпературная обработка до получения высокой твердости обычно приводит к значительному снижению декремента до долей процента [40].

Таблица 3.7 - Результаты по обстрелу бронепакета со стальной жёсткой вставкой пулями ПСТ из ПМ

Марка стали	Толщина листа, мм	Предел прочности, МПа	Характер поражения	Запреградный эффект, %	Логарифмический декремент затухания δ , %
Ст.3	2.4	450	Сквозное пробитие	6-9	0.5 – 1.2
17X18H9	2.5	588	60%Непробитие	0	0.25 - 2
X6BФ + Сталь 25	0.5 2	880 470	Разрушение Непробитие	0	- 0.2 – 0.7

Демпфирующие свойства сплавов на основе алюминия используются в различных аппаратах, работающих в условиях повышенной вибрационной нагрузки, ударах, циклических изменениях температуры. В сплавах, содержащих 35-45%Zn, наблюдается наиболее высокое демпфирование (декремент затухания 7-10%). Повышенное демпфирование характерно для сплавов алюминия с элементами, растворимость которых в алюминии в твёрдом состоянии невелика: железом, хромом, титаном, цирконием, церием, марганцем. Более низкое демпфирование имеется для сплавов с элементами, имеющих высокую растворимость в алюминии: магнием, цинком, медью. Появление вторичных фаз, являющихся более мягкими и обладающими большей степенью демпфирования, в системах Al-Zn происходит уже при 3-5% Zn. Это приводит к повышению способности рассеяния энергии. В экспериментах в качестве броневставок применялись конструкционные алюминиевые сплавы: деформируемый АД31, высокопрочный В95.

Алюминиевый деформируемый сплав АД31 имеет в составе $< 0.5\%Fe$, $0.3-0.7\%Si$, $<0.15\%Ti$, $< 0.1\%Cu$, $0.4-0.9\%Mg$, $< 0.2\%Zn$. Механические свойства проката: предел прочности $\sigma_B = 250$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 210$ МПа, относительное удлинение 13%.

Высокопрочный алюминиевый сплав В95 включает 5-7% Zn, 1.8-2.8% Mg, 1.4-2%Cu, 0.1-0.25%Сг. Листовой В95 имеет предел прочности 500 МПа, технический предел текучести 450МПа, относительное удлинение 12%. Результаты испытаний даны в таблице 3.8.

Таблица 3.8 - Результаты по обстрелу бронепакета с алюминиевой вставкой пулями ПСТ из ПМ

Марка сплава алюминия	Толщина листа, мм	Предел прочности, МПа	Характер поражения	Запреградный эффект, %	Логарифмический декремент затухания δ , %
АД31	4	250	Сквозное пробитие	15	1-1.2
В95	4.5	500	80% сквозное пробитие	0	0.2-0.4
В95 + АД31	2 2	500 250	Сквозное пробитие	5 - 6	0.2-0.4 1-1.2

Более высокие демпфирующие показатели наблюдаются у сплавов алюминия с содержанием Ti, Fe и более низкие с цинком и магнием [40]. Для данных сплавов прочность и толщина преграды дают более значительный эффект в снижении запреградного действия ударной волны.

Конструкционные титановые сплавы широко используются в качестве индивидуальных средств бронезащиты, так как обладают малым удельным весом и высокими показателями вязкости разрушения, прочности и пластичности. В экспериментах применялись сплавы BT9 и BT20.

Титановый сплав ВТ9 содержит в составе: 5.8-7%Al, 2.8-3.8%Mo, 0.2-0.36%Si, 0.8-2.5%Zr, имеет механические свойства: предел прочности $\sigma_B=1200$ МПа, относительное удлинение 6%, относительное сужение 20%, ударная вязкость $a_n=0.3$ МДж/м². Псевдо α -сплав.

Сплав ВТ20 включает в состав 5.5-7%Al, 0.5-2%Mo, 0.8-1.8%V, 1.5-2.5%Zr. Механические свойства: предел прочности $\sigma_B=932-1128$ МПа, предел текучести $\sigma_{0.2}=834$ МПа, относительное удлинение 10%, относительное сужение 25%, ударная вязкость $a_n=0.5$ МДж/м². Сплав мартенситного класса. Результаты испытаний на способность снижать запреградный эффект приведены в таблице 3.9.

Таблица 3.9 - Результаты по обстрелу бронепакета со вставкой из титановых и никелевого сплавов пулями ПСТ из ПМ

Марка сплава	Толщина листа, мм	Предел прочности, МПа	Характер поражения	Запреградный эффект, %	δ , %
ВТ9	2	1200	Сквозное пробитие	0	-
	3		Непробитие	0	
ВТ20	2	1030	Сквозное пробитие	3 - 5	-
ХН77ТЮР	2	980	Непробитие	0	4 при 600 ⁰ С

Декремент затухания титановых сплавов ВТ9 и ВТ20 не исследовался, но в целом, титановые сплавы имеют невысокое его значение – до 0.13% в чистом титане при изгибных напряжениях, которое снижается при повышении легирующих компонентов, таких как молибден и алюминий. Молибден при деформировании имеет значительно меньшую способность к демпфированию, чем ферромагнитные металлы. Для сплавов с обратимым мартенситом значение декремента может повышаться на порядок и более.

Из таблиц 3.7-3.9 видно, что пробитие преграды и снижение запреградного действия не коррелируют, так как и при пробитии жесткого листа может быть обеспечена защита от запреградного воздействия. Сплавами с высокодмпфирующими свойствами являются сплавы магния и сплавы, имеющие марганцевомедные и никелькобальтовые составляющие (логарифмический декремент затухания ~25% у сплава НИВКО-10 с 72%Co и 23%Ni). При условии равенства у конструкционных материалов таких характеристик как предел прочности, предел текучести и др., данные сплавы лучше показывают себя в условиях ударного нагружения: снижается чувствительность к локальным повреждениям, резко падает напряжение от ударного нагружения. Никельтитановые сплавы могут достигать значений логарифмического декремента затухания колебаний 10-15% [40].

Никелевый жаропрочный сплав ХН77ТЮР имеет высокие прочностные и вязкопластические характеристики, содержит в составе 19-22%Cr, 2.3-2.7%Ti, 0.55-0.95%Al, 4.0%Fe, 0.06%C, < 0.01%Ce, механические свойства: предел прочности $\sigma_B = 980$ МПа, предел текучести $\sigma_{0.2} = 640$ МПа, относительное удлинение 20%, ударная вязкость $KCU=49$ Дж/см². За счет содержания титана данные сплавы являются дисперсионно твердеющими. Испытания сплава ХН77ТЮР в качестве вставки в бронепакете, как видно из таблицы 3.10, дают высокие показатели как по пробитию, так и по снижению запреградного действия пули ПСТ пистолета Макарова. Логарифмический декремент затухания данного сплава увеличивается с повышением температуры и достигает при 600⁰С около 4% и выше. Испытания на пулестойкость данного сплава в качестве самостоятельной брони также показывают неплохие показатели снижения запреградного эффекта (около 5% в сравнении с «мягкой» броней).

При анализе степени влияния демпфирующей способности сплавов на пулестойкость (при равенстве толщин преград) выявлено, что конкурирующими процессами являются прочность и способность сплавов гасить колебания (таблица 3.10).

Таблица 3.10 - Проявление эффекта рассеивания энергии колебаний в броне

Энергия взаимодействия ударника с преградой 300 – 400 Дж	Прочность брони	
	среднепрочные материалы, $\sigma_B < 600$ МПа	прочные и высокопрочные материалы, $\sigma_B > 600$ МПа
	Высокая степень затухания колебаний практически не приводит к увеличению пулестойкости и снижению запреградного эффекта	Высокая прочность в комплексе с высокими показателями коэффициента затухания колебаний в преграде приводят к повышению пулестойкости и снижению запреградного действия пули

Максимальное снижение запреградного эффекта при минимальной толщине бронепреграды возможно при высоких прочностных характеристиках и высоких значениях декремента затухания колебаний – это высокопрочные сплавы и стали с высоким содержанием демпфирующих элементов. Данные результаты особенно важны для брони малой толщины и согласуются с механизмами разрушения преград [44] по Пашкову П.О., т.к. для малопрочных преград характерно разрушение в виде прокола, материалы более пластичны и степень рассеивания энергии удара не очень значительно влияет на устойчивость к ударным воздействиям и запреградный эффект. Для более прочных материалов разрушение может переходить в хрупкое в виде срезания пробки, поэтому степень рассеивания энергии удара играет значительную роль. По-видимому, данное положение ещё усиливается для соударений с более высокой энергией.

Результаты по экспериментальному исследованию способности материалов бронепреграды к снижению запреградного эффекта при выстреле пулями ПСТ пистолета Макарова, используются при разработке индивидуальной брони 1 и 2 класса защиты [35-36, 46] (Приложение Г).

3.6. Анализ факторов, влияющих на запреградный эффект

Выявлены основные факторы, от которых в большей степени зависит проявление запреградной броневой травмы при использовании пулестойких средств индивидуальной защиты (таблица 3.1).

Метание брони в тело. Скорость и глубина метания брони зависят от энергии удара, типа пули и наличия подпора за бронёй. Энергия в зависимости от типа пули будет проявлять себя по-разному. Наибольший метательный эффект присутствует у пули, имеющей максимальное поперечное сечение, или увеличивающей его при ударе, т.е. расплющивании. Максимально расплющивание проявляется у свинцовых пуль, например, для калибра 7.62 мм при ударе о прочную броню получаем лепёшку диаметром до 50 мм. Удар такой пули с высокой энергией имеет сильный толчковый эффект при условии непробития брони. Пули с термоупрочнёнными сердечниками в основном разрушают броню локально. Снижает метание фронтальной брони и подпор из демпфирующего материала или пакет многослойной баллистической ткани.

Упругий прогиб брони. Зависит в основном от жёсткости и толщины брони. В большей степени прогиб наблюдается для «мягкой» брони из пакета баллистической ткани. Тонкая упругая броня несёт опасность увеличения заброневой травмы.

Пластическое локальное выпячивание брони. С одной стороны имеются высокие пулестойкие характеристики прочного и пластичного материала брони, с другой стороны локальное выпячивание от действия пули, которое может быть значительным, даже при непробитии наносит значительные травмы без демпфирующей защиты за бронёй (перелом рёбер, разрыв мышечных тканей, разрушение органов).

Сжатие объекта до костного остова. Данный процесс происходит одновременно с вышеприведенными факторами и зависит от степени их проявления. Минимизация всех факторов в

совокупности приведёт к эффективному снижению запреградного действия пули с обязательным демпфирующим подпором (рисунок 3.17).

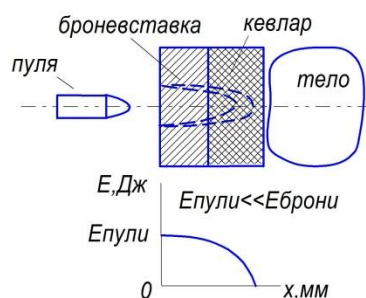


Рисунок 3.17 - Схема условия минимизации запреградного эффекта

Таким образом, условием обеспечения минимизации запреградного эффекта является потеря энергии пули при взаимодействии с бронеконструкцией, при этом энергия пули значительно меньше энергии бронеконструкции $E_{\text{пули}} \ll E_{\text{брони}}$.

3.7 Разработка эффективной схемы бронеконструкции, минимизирующей запреградный эффект

Проведенные исследования бронеконструкций «мягких» бронежилетов с металлическими броневставками привели к выводу о включении дополнительной защиты не только перед кевларовым пакетом, но и за ним.

Проведены эксперименты по исследованию конструкций, в которых кевларовый пакет является фронтальным, а за ним располагается жёсткая металлическая пластина. Все конструкции с различным количеством слоёв кевлара, вплоть до 134-х приводят сначала к вытягиванию волокон ткани кевлара, а затем к «перерубанию» волокон кевлара на жёстком подпоре (рисунок 3.18).

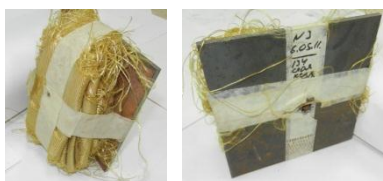


Рисунок 3.18 - Результаты выстрелов пули со свинцовым сердечником АКМ 7.62 мм в броню из фронтального кевларового пакета (134 слоя) и стали Ст.3 (4 мм), слева — вход, справа — выход пули

Разработана бронезащитная композиция с минимизацией запреградного эффекта, включающая жёсткую фронтальную пластину - 1, за которой расположен пакет кевлара - 2 и далее расположена тыльная многослойная пластина - 3 (рисунок 3.19).

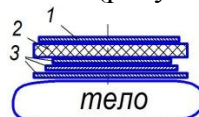


Рисунок 3.19 - Схема бронезащитной композиции с минимизацией запреградного эффекта

Принципиально новым элементом композиции является многослойная тыльная пластина, изготовленная из тонких, как вариант титановых листов толщиной 0.5-1мм с обратным прогибом, соединённых через небольшой промежуток с помощью малотвердеющей мастики или лежащие в тканевых карманах, что обеспечивает большую диссипацию энергии в области между кевларом и телом (рисунок 3.20).

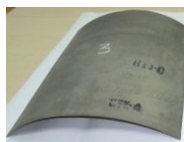


Рисунок 3.20 – Вид пластины тыльной многослойной конструкции

Сборка из трёх (четырёх) пластин переводит локальное выпячивание от пули за кевларом в площадное, т.е. выпячивание с большей площадью, что способствует высокому демпфирующему действию многослойной композиции.

В качестве опытного образца выполнен из миллиметрового титана марки ВТ 1-0 (плотность 4.501 г/см^3 , твёрдость $\text{HB}=140\text{-}200 \text{ кг/мм}^2$) с габаритными размерами $300 \times 350 \text{ мм}$.

Проведены эксперименты по защите конструкции от оболочечных пуль со свинцовым сердечником патрона $9 \times 19 \text{ мм}$ Luger пистолета МР-446С «Викинг» (Россия). Начальная скорость пули $410\text{-}435 \text{ м/с}$, масса пули 7.5 г , кинетическая энергия $485\text{-}505 \text{ Дж}$. Выстрелы произведены в БЖ 1 класса пулестойкости против пистолета ПМ без опытного образца и в БЖ с опытным образцом и пластилиновым свидетелем. В результате в первом случае имеем сквозное пробитие БЖ и пластилина.

Выстрел через БЖ с опытным образцом даёт сквозное пробитие БЖ и образца (рисунок 3.21) без упругого прогиба пластин и большой вмятины в свидетеле (рисунок 3.22).



Рисунок 3.21 - Тыльная пластина опытного образца после выстрела из пистолета «Викинг»

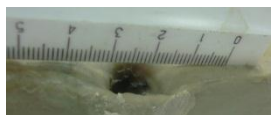


Рисунок 3.22 - Запреградное действие в пластилине

В качестве фронтальных и тыльных пакетов листов возможно использование титановых или других сплавов с высокими прочностными характеристиками.

3.8 Выводы по главе

1. Сформулирована динамическая цепь факторов, определяющих формирование заброне-вой травмы при соударении пули стрелкового оружия с индивидуальными пулестойкими средствами бронезащиты – это метание брони в тело, упругий прогиб брони, пластическое локальное выпячивание в броне от действия пули, сжатие защищаемого объекта до костного остова.

2. Проведен анализ процесса формирования ударных волн в преграде, пороховых газов, воздушной УВ при выстреле пули из огнестрельного оружия, соответствующего 1 классу по ГОСТ 51112-97. По методу согласованных импедансов определено давление соударения пули пистолета ПМ с преградами наиболее применяемых металлов и сплавов (составляет несколько ГПа), являющегося основным фактором появления заброневого эффекта.

4. Исследован характер формирования заброневого травмы в имитаторе в зависимости от энергии, вида деформации и разрушения пули, показывающий формирование за преградой полости пологого типа при малоскоростном и малодеформируемом воздействии пули и острого глубокого клинообразного типа, образующейся при высокоэнергетическом воздействии с максимальным спектром разрушения пули. Выявлены зоны целостности живых тканей.

5. Основным показателем устойчивости брони к пулевому воздействию определена величина энергии, необходимая для пластического проникания пули в преграду.

6. Предложено использовать демпфирующий принцип бронепреград с целью снижения запреградного эффекта. Экспериментально исследовано, что способность рассеивания энергии колебаний при пулевом соударении с материалом брони вносит вклад в пулестойкость и снижение заброневого эффекта в основном для прочных конструкционных материалов.

7. Созданы композиции с броневставками из титановых и никелевых сплавов и «мягких» бронежилетов 1 класса защиты по ГОСТ 51112-97 с понижением запреградного эффекта.

Глава 4 ДИНАМИЧЕСКАЯ ЗАЩИТА

Современной реальией является повышение безопасности военной техники и стратегических объектов, обеспечение их защиты от снарядов, пуль и осколочного действия, но также защита гражданских сооружений, общественных учреждений, персонала, гражданских и официальных лиц. Поэтому актуальна концептуальная задача - обеспечение максимальной неуязвимости и живучести различных объектов [54]. Для успешного решения данной задачи применяются различные конструктивные подходы, полевая защита разного типа [53], а также одна из наиболее эффективных - динамическая защита.

4.1 Принципы создания динамической защиты

С развитием и увеличением могущества боеприпасов снизилась относительная стойкость брони. Простое увеличение толщины монолитной стальной брони невозможно, так как толщина однородной бронезащиты против кумулятивного снаряда или кинетического сердечника при гидродинамическом процессе пробивания соответствует [47]:

$$L \geq L_c \gamma_c / \gamma_b, \quad (4.1)$$

где L_c - длина сердечника или струи, γ_c - плотность сердечника, γ_b - плотность брони.

Известны усиленные разновидности - слоистая (керамическая), разнесённая (или вынесенная за основную броню танка) и перфорированная [51]. Но данные виды имеют много недостатков и не обеспечивают 100%-ную защиту для обстреливаемой подвижной военной техники.

После Второй мировой войны активно стали разрабатываться новые методы защиты. В 50-е годы в СССР в НИИ Стали начались разработки динамической брони, затем приостановленные. Поэтому приоритет по патенту имеют американские учёные. Принцип динамической защиты не в пассивном, а в активном действии на нападающий снаряд. Конструктивное воплощение и применяемая энергия в динамике могут быть очень разнообразны [50, 55]. Концепция динамической защиты основана на применении взрывчатого вещества, размещённого между двумя пластинами. Кинетический сердечник или кумулятивная струя пробивают фронтальную пластину, инициируют ВВ и работа взрыва совершает метательное действие как фронтальной так и тыльной пластины, обеспечивая торможение снаряда (струи). Метаемые пластины изготовлены из стали, а в качестве ВВ применяется пентрит и другие ВВ. Все конструкции динамической защиты приближают к нулю защиту, если увеличивается угол обстрела брони до 60-70 градусов от нормали [47].

Очевидно, для обеспечения защиты от кинетического боеприпаса также используется данный принцип активной брони, только необходимо подобрать соответствующую толщину метаемых пластин в стандартной конструкции. При этом сердечник может разламываться или деформироваться и менять начальную траекторию.

Основное требование - это конструирование динамической защиты в виде локализованных элементов, не приводящих к инициированию соседних блоков.

Динамическая броня может обеспечить защиту от следующих видов боеприпасов. 1. Защита первого поколения только от кумулятивных снарядов, в СССР это конструкция «Контакт». 2. Защита от кумулятивных и кинетических снарядов (с 1980-х гг. «Контакт-5»). Данная броня на танке Т-72 защищает от снарядов и сердечников с обеднённым ураном [49]. 3. Защита от кумулятивных снарядов и бронебойных оперённых подкалиберных снарядов (БОПС). В настоящее время это российский «Реликт».

Динамическая защита может использовать энергию ВВ, реже электрическую и химического превращения. Стандартная динамическая защита [48] против кумулятивных снарядов представляет собой конструкцию плосконаправленного действия. Элемент динамической брони содержит две металлические пластины с размещённым между ними слоем взрывчатого вещества. При внедрении кумулятивной струи в элемент активной брони происходит инициирование взрывчатого вещества, приводящее к метанию продуктами детонации пластин, которые при взаимодействии с кумулятивной струей существенно уменьшают ее эффективную длину, в

результате снижая эффективность действия кумулятивного заряда по основной преграде в целом. Но имеется зависимость от угла обстрела, так встреча снаряда под углом 50-70 градусов к поверхности корпуса обеспечивает максимальное защитное действие брони. Поэтому в основном применяется двухрядная система.

Бронезащита первого поколения (рисунок 4.1) представляет собой металлический корпус - 1, в котором располагается один или два элемента динамической защиты - 2, 4, каждый из которых содержит две металлические пластины и тонкий слой ВВ между ними. Расположенные под углом к кумулятивной струе пластины обеспечивают срабатывание струи, взаимодействующей последовательно с непробитыми участками. Метаемая бронепластина - 3 распыляет струю и дестабилизирует её.

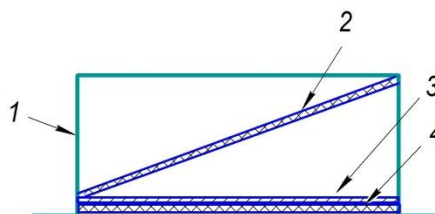


Рисунок 4.1 - Принципиальная схема динамической защиты бронетехники первого поколения, 1 - корпус, 2, 4 - элемент динамической защиты, 3 – метаемая пластина

Данная динамическая защита первого поколения обеспечивает хорошую защиту от кумулятивных зарядов, но при воздействии кинетических снарядов необходимо быть на порядок мощнее.

В конце 20 века наиболее мощными боеприпасами являлись оперённые подкалиберные, представляющие собой длинный сердечник (из карбида вольфрама или обеднённого урана) массой несколько килограмм. Скорость сердечника 1.5-1.6 км/с имеет кинетическую энергию, пробивающую порядка 650 мм монолитной брони. Динамическая защита второго поколения отличается от первого более толстой метательной крышкой динамического элемента (20 мм высокопрочной стали). При соударении с данной крышкой формируется мощное осколочное поле, разрушающее кумулятивную струю. Почти в 2 раза повысилась противокумулятивная стойкость и в целом стойкость увеличилась в 1.2 – 1.5 раза.

Защита второго поколения имеет некоторые недостатки, как малая чувствительность к низкоскоростным кинетическим и некоторым другим кумулятивным снарядам. Этот недостаток решён в системе третьего поколения «Реликт» за счёт введения дополнительных метательных пластин и введения в них неметаллического материала.

Изобретение динамической защиты с дополнительными средствами инициирования [58] для противодействия кумулятивным боеприпасам является усовершенствованием стандартной динамической защиты. Бронезащита содержит корпус, в котором расположены блоки, состоящие из металлических пластин, между которыми размещен заряд взрывчатого вещества. Каждый из блоков оснащён детонатором, расположенным в центре слоя заряда взрывчатого вещества, и датчиками регистрации угла подхода кумулятивной струи к поверхности пластины в момент контакта кумулятивной струи с пластиной. Датчики закреплены на поверхностях пластин, прилегающих к заряду взрывчатого вещества. Изобретение за счет введения в конструкцию динамической защиты датчиков и детонатора даёт возможность инициированию ВВ соседних блоков, которые расположены в проекции кумулятивной струи на защищаемую поверхность брони, что может обеспечить более эффективное воздействие на хвостовую часть струи [58].

Реактивная навесная броня, представляющая собой удалённые на некоторое расстояние от объекта активные элементы с взрывчатым веществом, выполненные дугообразно [57].

Разработана эффективная защита, основанная на кумулятивном эффекте. На снаряд действуют кумулятивные струи удлинённых кумулятивных зарядов (УКЗ). Кумулятивные струи в виде ножей эффективно защищают от кинетического и кумулятивного оружия. Кумулятивные выемки УКЗ направлены в сторону нападающего снаряда. УКЗ расположены в ряд последова-

тельно. При взаимодействии со снарядом кумулятивные ножи последовательно инициируются и дестабилизируют и срабатывают снаряд любого типа. Данная защита в несколько раз эффективнее предыдущих конструкций.

Имеют место попытки создать комбинированную броню, суммирующую преимущества монолитной или слоистой брони с динамической защитой [52], возможны и другие комбинации.

4.2 Разработка принципиально новой динамической бронезащиты, основанной на активном кумулятивном эффекте

Актуальным направлением является бронезащита от пуль стрелкового оружия и осколков, а так же конструирование брони для защиты от артиллерийских снарядов, мин, противотанковых ракет, модернизации используемой в настоящее время стандартной динамической защиты бронетехники. Для образцов военной техники необходима противопульная активная броня, возможность создания которой излагается далее.

Стандартная активная защита (устанавливаемая на большинстве танков) работает в узком интервале условий взаимодействия кумулятивной струи с броней (угол обстрела, момент инициирования снаряда), снижая эффективность защиты до десятков процентов. Данная конструкция обеспечивает бронезащиту от кумулятивных снарядов, но не реализуется защита против бронебойных подкалиберных снарядов или пуль. Динамическая танковая бронезащита разрабатывается изначально нечувствительной к прострелу пуль стрелкового оружия.

В принципе, в настоящее время не существует противопульной активной защиты легких бронеконструкций, представляющих конструкцию из параллельно расположенных бронелистов с заполнением между ними из взрывчатой смеси.

Предложено защиту объектов от пуль стрелкового оружия и осколков обеспечить за счёт принципиально нового активного кумулятивного эффекта с использованием принципа динамической защиты из послойного расположения слоев материалов и ВВ.

Техническое решение направлено на повышение бронестойкости и более эффективной защиты военной техники и живой силы за счет принципиально новой конструкции брони с использованием кумулятивного эффекта внутри активного слоя брони.

Предложена бронезащита, основанная на кумулятивном эффекте, создаваемом пулей при соударении с бронеконструкцией [59], которая представляет собой сотовую многослойную систему (рисунок 4.2, а) из наружного - 1 и внутреннего - 5 стальных листов, промежуточного легко деформируемого металлического листового материала - 2 и взрывчатой многослойной композиции (рисунок 4.2, б). Стальной каркас обеспечивает целостность самой бронеконструкции и эффективное торможение пули. Взрывчатая многослойная композиция состоит из переднего метательного дисперсного слоя высокотвердых кристаллов корунда - 3 и следующего за ним активного слоя смесового взрывчатого вещества - 4.

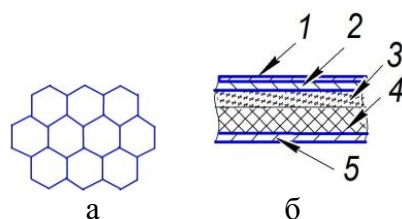


Рисунок 4.2 – Принципиальная схема активной брони, сотовая система элементов – а; конструкция элемента – б, 1, 5 – наружный и внутренний листы каркаса, 2 – пластичный лист, 3 – метательные элементы, 4 – ВВ

Синтетический корунд содержит до 99% Al_2O_3 , с острыми краями, высокой твёрдостью (9 по Моосу) и прочностью (модуль упругости $E=7.6 \cdot 10^{11}$ Па). Плотность корунда 3900-4000 кг/м³, температура плавления 2050⁰С.

Наружный стальной лист - 1 толщиной 1 мм с механическими характеристиками не ниже Ст.3, обеспечивает также защиту от срабатывания брони при случайных и допускаемых малоскоростных низкоэнергетичных ударных воздействиях по поверхности. Внутренний лист 5 изготовлен из закаленной стали толщиной не менее 6 мм.

Процесс срабатывания активной брони, основанной на кумулятивном принципе, проиллюстрирован на рисунке 4.3.

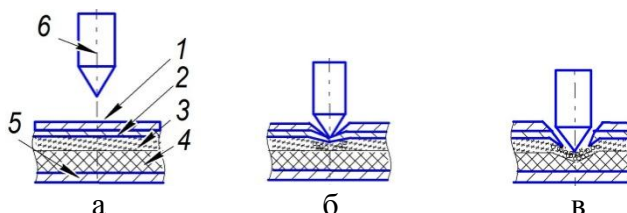


Рисунок 4.3 - Формирование кумулятивного эффекта активной брони при воздействии пули – а, формировании кумулятивной воронки –б, пробивании пластичного слоя -в

При ударе и внедрении пули в активный слой предлагаемой бронеконструкции, легко деформируемый пластичный слой металла 2 (рисунок 4.3, б), вытягивается внутрь активного слоя взрывчатого вещества 5, повторяя контуры внедряющейся пули или высокоэнергетичного осколка, образуя готовую облицованную кумулятивную воронку, инициируя начало кумуляции и обратный метательный эффект. Если происходит прорыв пластичного слоя металла 2, то происходит обжим головной части пули и формирование лепестков и инициирование метательного действия (рисунок 4.3, в). Таким образом, внедряющаяся пуля в активном слое образует для себя кумулятивную облицованную воронку, причём воронка может быть цельным колпачком или быть в виде сильно вытянутых «лепестков» или «юбки».

Одновременно с этим, метательный слой 3 из порошковых частиц высокотвердого материала корунда и связующего повторяет конфигурацию облицовки кумулятивной воронки (рис.3, в), добавляя и упрочняя эффект металлической массы облицовки. В момент срабатывания активного слоя корунд дробит броневой сердечник внедрившейся пули.

В сработавшей активной ячейке сот рабочая зона сжатия и сверхвысокого давления, прилегающая к полученной комбинированной кумулятивной облицовке, составляет характерный слой толщиной 5-7 мм, который можно считать критическим минимальным параметром для назначения ячейки сот.

Применен активный слой из мощного бризантного взрывчатого вещества с необходимой чувствительностью. Этим достигается полное внедрение пули в активный слой, полное образование кумулятивного облицованного слоя, состоящего из легко деформируемого пластичного слоя 2 и метательного дисперсного слоя 3, в результате - срабатывание взрывчатого вещества активного слоя по механизму эффекта кумуляции. Применяется взрывчатое вещество с максимальной крутизной взрывчато-временной характеристики.

Таким образом, любой внедрившийся элемент с пороговой чувствительностью по веществу сам для себя образует идеально точную по форме кумулятивную воронку с облицовкой.

Возможность возбуждения детонации заряда взрывчатого вещества в данной конструкции подтверждается значением критической плотности энергии ударника, превышающей необходимый верхний пороговый уровень [61]. Иницирующая способность воздействия компактного ударника (КУ) можно оценить по зависимостям [21]:

$$G = v^2 d \quad (4.2)$$

$$G_1 = \rho v^2 d \quad (4.3)$$

где ρ – плотность материала ударника (для стали 7.85 г/см³), v – скорость компактного ударника, d – поперечный размер ударника. Критерий, по которому определяется инициирование де-

тонации ВВ компактным ударником $G > G_{кр}$. Для разных видов ударников, осколков и пуль огнестрельного оружия, определены значения G и G_1 (таблица 4.1). Для определения возможности инициирования взрывчатой композиции брони выбраны ударники критического интервала скоростей и размеров. КУ со скоростью менее 500 м/с (например, при выстреле пуль Пст кал. 9 мм из ПМ) данная конструкция останавливает без активации динамической защиты.

Таблица 4.1 - Иницирующая способность компактного ударника

Вид ударника	v , м/с	d , мм	G , мм ³ /мкс ²	G_1 , г/мкс ²
Осколок стальной	500	3 - 10	0.75 - 2.5	0.006-0.02
Пуля ПС патрона 57-Н-231, выстрел из АКМ	710-740	7.62	3.95	0.031
Пуля ЛПС патрона 57-Н-323С, выстрел из СВД	820-840	7.62	5.25	0.041

Экспериментальные характеристики $G_{кр}$ [21] и рассчитанные $G_{кр}^1$ с учётом плотностей КУ и ВВ приведены в таблице 4.2. В таблице ТГ 40/60 – это смесевое ВВ тротила и гексогена в пропорции 40% и 60% соответственно, А-IX-1 – флегматизированный гексоген (5-6% флегматизатора), РВХ 9404 – пластифицированный октоген (3% пластификатора – трис (бета-хлорэтил)-фосфата).

Таблица 4.2 - Характеристики чувствительности ВВ к воздействию высокоскоростных компактных ударников

Взрывчатое вещество	Плотность ρ_0 , г/см ³	$G_{кр}$, мм ³ /мкс ²	d , мм	$G_{кр}^1 = G_{кр} \rho_0$, г/мкс ²
ТГ 40/60	1.61 – 1.7	16.5	6 - 12	0.028
А-IX-1	1.63	8.5	6 - 12	0.014
РВХ 9404	1.84	16.0	2 – 4, сферич. торец	0.029
РВХ 9404	1.84	4.0	2 - 4, плоский торец	0.007

Взаимодействие КУ с наружными листами брони может привести к потере скорости порядка 5-10%, что необходимо учесть при применении критерия, $G > G_{кр}$. Сравнение G ударников (таблица 4.1) и экспериментальных значений $G_{кр}$ ВВ (таблица 4.2) подтверждает возможность инициирования РВХ 9404 пуль ЛПС выстрелом из СВД. Сравнение $G_1 > G_{кр}^1$ с учётом плотностей ударников и ВВ показывает возможность инициирования детонации ударниками со скоростями более 500 м/с взрывчатых композиций РВХ 9404 и А-IX-1 [61]. Показана широкая область применения как для стационарных средств защиты [60], так для защиты военной техники.

4.3 Выводы по главе

1. Предложен новый принцип динамической бронезащиты, основанной на активном кумулятивном эффекте, обеспечивающей повышение бронестойкости и более эффективную защиту военной техники и живой силы.

2. Разработана принципиальная схема динамической бронезащиты за счёт активного кумулятивного эффекта, представляющая собой сотовую конструкцию с наружным и тыльным стальными листами, промежуточным легко деформируемым металлическим листом, следующим за стальным наружным, и за тем взрывчатой многослойной композицией, включающей передний метательный дисперсный слой высокотвердых частиц корунда и, следующий за ним, активный слой смесового взрывчатого вещества.

3. Проведён расчёт дееспособности разработанной конструкции динамической бронезащиты за счёт возможности возбуждения детонации взрывчатого вещества в элементе конструкции,

что подтверждается значением критической плотности энергии ударника, превышающей необходимый верхний пороговый уровень.

Глава 5 ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ МЕТАНИЕ ЧАСТИЦ, РАЗОГНАННЫХ ЭНЕРГИЕЙ ВЗРЫВА

Взаимодействие ударных волн (УВ) с металлами и сплавами в области неразрушающего воздействия, применяется в промышленности и исследовательских работах с целью получения необходимых прочностных свойств. В данной области представляет интерес как формирование и действие УВ при взрыво-плазменных процессах, а так же при метании ударников (в виде пластин, компактных частиц, струйных систем). При этом особое место занимает исследование внутренней структуры материалов, подвергнутых воздействию УВ, изучение микроискажений атомно-молекулярных систем в диапазоне подаваемых напряжений, температур, энерго- и массообмена системы твёрдого тела.

Наряду с упрочняющими эффектами взаимодействия УВ с металлами, импульсное действие продуктов детонации используется как средство метания компактных тел, обеспечивая динамику технологий плазменного поверхностного порошкового напыления, поверхностной имплантации микротел, микролегирования и сверхглубокого проникания порошковых частиц.

Высокоскоростное соударение характеризуется давлениями в десятки гигапаскалей. В момент соударения ударника о преграду возникают ударные волны, которые распространяются в обе стороны от поверхности соударения, в преграде и ударнике. Характер ударно-волнового взаимодействия зависит от свойств материалов пары процесса соударения, нуждающийся в подробном и всестороннем рассмотрении [62, 82, 85].

5.1 Параметры состояния ударно-сжатых твёрдых тел

Явление формирования УВ в твёрдом теле реализуется в результате инициирования и взрыва бризантного или промышленного ВВ, после детонации которого в воздушной среде возникает фронт сжатия - УВ, который взаимодействует далее с поверхностью и объёмом твёрдого тела [37, 69, 85].

Ударная волна, возникающая при взрыве, соприкасается с твёрдым телом только на небольшом участке, где считают фронт УВ плоским, хотя применяют специальные методы по выглаживанию фронта УВ.

Схема физического состояния твёрдого тела, на поверхность которого входит УВ со скоростью D и распространяется вглубь объёма (рисунок 5.1).

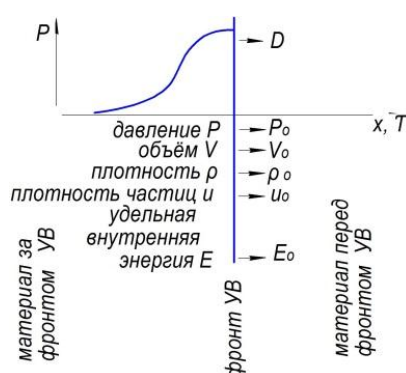


Рисунок 5.1 - Изменение параметров состояния материала при прохождении фронта УВ в твёрдом теле

Невозмущённая атомно-кристаллическая система твёрдого тела обладает исходной плотностью ρ_0 и объёмом V_0 , где атомы колеблются около положения равновесия и имеется термодинамическое равновесие дефектов кристаллической структуры в металлах, поэтому массовую скорость движения частиц материала u можно считать равной нулю, т.е. $u = 0$. Ввиду малой толщины фронта УВ, он заменяется поверхностью разрыва. За фронтом УВ имеется скачок па-

раметров твёрдого тела $u > 0$, $\rho > \rho_0$. По законам сохранения массы, импульса и энергии могут быть выведены параметры состояния идеализированного вещества (идеального газа) перед и за фронтом УВ, по обе стороны скачка уплотнения [69]:

$$\rho u = \rho_0 u_0, \quad (5.1)$$

$$p + \rho u^2 = p_0 + \rho_0 u_0^2, \quad (5.2)$$

$$E + \frac{p}{\rho} + \frac{u^2}{2} = E_0 + \frac{p_0}{\rho_0} + \frac{u_0^2}{2} \quad (5.3)$$

Здесь p , ρ , E , u , ρu - давление, плотность, удельная внутренняя энергия, скорость и ударный импульс вещества за фронтом УВ; p_0 , ρ_0 , E_0 , u_0 , $\rho_0 u_0$ - давление, плотность, удельная внутренняя энергия, скорость и ударный импульс вещества перед фронтом УВ.

Изменение внутренней энергии материала твёрдого тела при прохождении фронта УВ представляет собой уравнение ударной адиабаты:

$$E - E_0 = \frac{p + p_0}{2} (V - V_0) \quad (5.4)$$

где E_0 и E - удельная внутренняя энергия перед и за фронтом УВ в твёрдом теле, Дж/кг.

p_0 , небольшое по сравнению с p , исключают:

$$E - E_0 = p \frac{(V - V_0)}{2} = \frac{u^2}{2} \quad (5.5)$$

Из законов сохранения массы и импульса, принимая $V=1/\rho$ как удельный объём, выводятся соотношения для скорости УВ:

$$D = V_0 \sqrt{\frac{p - p_0}{V_0 - V}} \quad (5.6)$$

Из данной зависимости видно, что скорость распространения УВ пропорциональна тангенсу угла наклона линии Рэлея к оси абсцисс, чем выше давление p , тем больше скорость УВ.

Для скорости частиц имеет место зависимость:

$$u = \sqrt{(p - p_0)(V_0 - V)} \quad (5.7)$$

Вид ударной адиабаты, изотермы твёрдых материалов (рисунок 5.2).

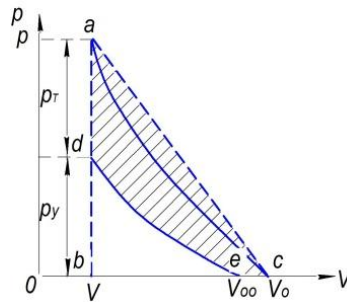


Рисунок 5.2 - Ударная адиабата (кривая ac) и изотерма (кривая ed)

Ударная адиабата твёрдого вещества соответствует кривой ac называемой кривой Гюгонио, где ударное сжатие начинается с объёма V_0 в нормальных условиях. Прямая линия, соединяющая те же точки ac является прямой Рэлея. При температуре 0 К начальный объём V_{00} меньше V_0 и сжимаемость вещества соответствует изотерме по кривой ed .

При ударном сжатии часть работы идёт на увеличение внутренней энергии твёрдого тела, другая часть преобразуется в кинетическую энергию движения частиц за фронтом УВ.

Полное увеличение удельной внутренней энергии интегрально равно площади треугольника abc , которая включает тепловую часть внутренней энергии E_T (площадь криволинейной трапеции $adec$) и упругую часть E_U (площадь треугольника dbe). $E = E_U + E_T$. Полное давление равно $p = p_U + p_T$.

При теоретическом сжатии по изотерме при 0К увеличение энергии твёрдого тела идёт за счёт упругого взаимодействия между частицами, что является холодным сжатием [62]. В абсолютно упругом теле вся подведённая ударной волной энергия удаляется.

В реальных условиях сжатие протекает по кривой ас, что характеризует процессы нагрева при сжатии твёрдого тела за счёт тепловых колебаний атомов или молекул.

Уравнения состояния твёрдых тел, определяемые в соответствии с изложенными представлениями о воздействии УВ не находят широкого применения при определении начальных параметров УВ. Поэтому на практике используют законы ударной сжимаемости, основанные на экспериментальных данных [62].

Эмпирическая зависимость для скорости фронта УВ (формула 3.1): $D = c_0 + \alpha u$, где c_0 – приблизительно соответствует объёмной скорости звука, $c_0 = \sqrt{K/\rho_0}$, здесь K модуль сжатия, α – эмпирическая константа.

Эмпирическое уравнение состояния:

$$p = A\left[\left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^m - 1\right], \quad (5.8)$$

где p – давление УВ, A и m – константы, определяемые из опытных данных.

5.2 Динамическая прочность твёрдых тел

Прочность твёрдых тел, в частности металлов и сплавов, изменяет сжимаемость материалов при ударном нагружении. Выше изложенные зависимости в целом, учитывают прочность, сжимаемость и термодинамическое состояние.

Ударно-волновое нагружение и последующая разгрузка материала, протекающая нелинейным образом, описываются зависимостью между напряжением и деформацией $\sigma - \epsilon$ с проявлением эффекта Баушингера. При I цикле нагружения происходит упругая разгрузка, носящая нелинейный характер. Следующий цикл нагружения протекает по кривой II. При этом предел текучести σ_s уменьшается (рисунок 5.3).

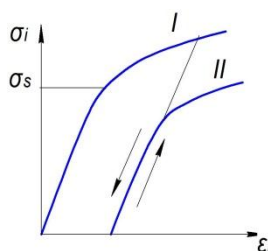


Рисунок 5.3 - Зависимость напряжений от деформаций

При ударном нагружении по Альтшулеру [63] значение динамического предела текучести σ_d в теории упругости связано с главным давлением в направлении УВ – на ударной адиабате, отделяющим упругую область от пластической при ударном нагружении p_1 :

$$\sigma_d = \frac{(1-2\mu)p_1}{(1-\mu)}, \quad (5.9)$$

где μ – коэффициент Пуассона материала.

Связь давления излома на ударной адиабате со статическими характеристиками выражается зависимостью [64]:

$$p_1 = \frac{K\sigma_{0.2}}{\sigma} + \frac{4}{3}\sigma_{0.2} \quad (5.10)$$

здесь $\sigma_{0.2}$ – технический предел текучести, σ – напряжение в материале, K – модуль всестороннего сжатия.

При давлении УВ ниже динамического предела текучести выполняется закон Гука и в металле распространяются продольные C_l и поперечные C_t сдвиговые упругие волны, скорость которых определяется [69]:

$$C_l = \sqrt{(K + \frac{4}{3}G)/\rho}, \quad (5.11)$$

$$C_t = \sqrt{G/\rho} \quad (5.12)$$

где K – модуль объёмного сжатия, G – модуль сдвига, ρ – плотность металла.

При превышении некоторой амплитуды упругих волн, связь между напряжением и величиной деформации становится нелинейной, металл начинает течь, возникает пластическая волна, распространяющаяся со скоростью:

$$C_{\Pi} = \sqrt{K/\rho} \quad (5.13)$$

Скорость слабых УВ в некотором диапазоне амплитуд так же определяется вышеприведенным уравнением. С ростом давления УВ $p > p_1$ (рисунок 5.4) плотность и модуль объёмного сжатия металла изменяется и данная формула не может точно определить C_{Π} . Из выражений C_l и C_{Π} видно, что скорость распространения УВ в некотором диапазоне давления УВ меньше скорости упругой продольной волны. В этом диапазоне имеет место упругий предвестник и отстающая от него ударная волна и, следовательно, в металле распространяется двухволновая конфигурация [82]. При достижении давления значения p_2 (порядка 100 ГПа) скорость упругой и пластической волны одинаковы и структура УВ одноволновая, нагружение рассматривается в гидродинамическом режиме (рисунок 5.4).

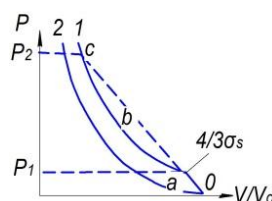


Рисунок 5.4 - Схема двухволновой структуры ударной волны по Эпштейну

Для твёрдых сред с фазовыми переходами имеем сложную систему волн. В некотором интервале давлений будут распространяться две УВ и упругий предвестник [62].

При отражении ударных волн от свободной поверхности возникают волны разрежения. При взаимодействии УВ с волнами разгрузки могут возникать растягивающие напряжения, при некоторых условиях приводящие к разрушению [62].

При отражении УВ волны от среды с большей акустической жёсткостью возникает УВ сжатия и металл испытывает дополнительное нагружение. В соответствии с адиабатой Гюгонио кривая упругой холодной сжимаемости материала лежит ниже адиабаты Гюгонио. В некоторых случаях адиабата Гюгонио имеет изломы, которые свидетельствуют о структурно-фазовых превращениях в УВ или о переходе металла из упругого в пластическое состояние при достижении предела упругости Гюгонио. Для описания поведения твёрдых тел в УВ можно использовать модель идеальной упруго-пластической среды. Однако, результаты по определению напряжений при нагружении УВ металлов по ряду исследований [70-71] указывают на ограниченность используемой модели. Поэтому применяют экспериментальные исследования прочностных характеристик в условиях ударно-волнового нагружения.

При нагружении металлов УВ значительно увеличивается их внутренняя энергия. Для реальных твёрдых тел при ударно-волновом сжатии имеем приращение в виде тепловой составляющей, что с позиций термодинамики говорит о повышении энтропии. В случае высоких амплитуд УВ этим объясняется разупрочнение металлов [72].

Рост энтропии на фронте УВ обуславливает диссипацию энергии, вследствие чего изоэнтропа разгрузки может лежать выше адиабаты Гюгонио. Величина диссипативных потерь энергии определяется как разность между ростом внутренней энергии при ударном сжатии и работой, совершённой металлом при разгрузке. В соответствии с выводами [73] энтропия ударно-волновых процессов обусловлена проявлением теплопроводности, при этом тепловая энергия локализуется в зоне пластического течения. Возможно, что возрастание энтропии связано или обусловлено вязкостью материала [62].

В основном адиабата Гюгонио мало отличается от изоэнтропы. Металл после ударно-волнового нагружения возвращается практически к исходному состоянию, вследствие чего выражение для полной деформации можно выразить зависимостью:

$$\varepsilon = \frac{4}{3} \ln \frac{V}{V_0} \quad (5.14)$$

Скорость деформации при этом можно характеризовать выражением Орована

$$\dot{\varepsilon} = \Phi \rho_d V_d |\vec{b}|, \quad (5.15)$$

где Φ – ориентационный фактор учитывающий положение плоскости сдвига относительно деформирующих напряжений, ρ_d – средняя плотность подвижных дислокаций, V_d – средняя скорость дислокаций, $\vec{b}$ – вектор Бюргерса.

Скорость пластической деформации зависит от величины внутренней накопленной энергии и отвечает условию, при котором скорость её рассеяния минимальна [74]. Энергия активации $U(\sigma, \beta)$ процессов деформации определяется приложенным напряжением σ и структурным параметром β [75]. С увеличением σ энергия активации $U(\sigma, \beta)$ уменьшается, а скорость деформации увеличивается. Величина зависит так же от температуры нагружения [75]:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left[-\frac{U(\sigma, \beta)}{kT}\right], \quad (5.16)$$

т.е. процесс деформации носит термоактивированный характер. Данной экспоненциальной зависимостью объясняется очень высокая скорость деформации при ударно-волновом нагружении. Максимальная скорость деформации имеет место на фронте УВ, в этом случае $\dot{\varepsilon} = \frac{u}{l}$, где u – массовая скорость волны; l – ширина фронта УВ. Для объяснения больших скоростей деформации предлагались различные гипотезы сверхзвуковых дислокаций [76, 77], которые экспериментально не подтвердились.

Одним из важных эффектов, наблюдаемых в металлах после прохождения УВ, является их значительное упрочнение при малой остаточной макроскопической деформации.

В целом упрочняющее деформирование металлов в УВ зависит от параметров метода ударно-волнового нагружения (давления УВ, формы импульса, степени деформации, остаточной деформации), предварительного пластического деформирования и температурной обработки материала. Поэтому наиболее хорошо упрочняемыми материалами считаются отожжённые металлы и однофазные сплавы (α -сплавы), стали аустенитного класса. Упрочнение в УВ может сопровождаться фазовыми переходами, измельчением зерна, дроблением кристаллических блоков.

Незначительно упрочняются предварительно наклёпанные сплавы с тонкой структурой и термообработкой. Если предыстория материала говорит об исходной структуре металла как мелкозернистой, с большим числом границ разориентированных зёрен, то материал не упрочняется.

Упрочнение металлов УВ зависит от схемы нагружения [78-79], причём косая волна упрочняет на большую глубину, чем плоская при том же давлении.

Длительность импульса при ударно-волновом упрочнении только при относительно низких давлениях оказывает влияние на микротвёрдость материала. Начиная с некоторого значения давления это влияние нивелируется [81].

Основной характеристикой прочностных параметров материала является теоретическая прочность, как часть модуля сдвига $0.1G$, и твёрдость, зависимость давления ударного нагружения P и твёрдости [66]. Данная зависимость по системе Виккерса [65]: $\Delta HV = 0.43 HV_0 \sqrt{p/0.1G}$, где HV_0 – исходная твёрдость материала, ΔHV – приращение твёрдости после нагружения.

При определении зависимости величины давления УВ и упрочнения имеется тенденция к замедлению прироста твёрдости. При значениях $p/(0.1G) > 7$ упрочнение практически не заметно [21]. Предел повышения упрочнения в интервале до ~ 30 ГПа для металлов [206]. Дальнейшее повышение давления приводит к увеличению остаточной температуры, при равенстве её $\sim 40\%$ и менее от температуры плавления реализуется разупрочняющий отжиг.

5.3 Механизмы деформирования металлов при нагружении ударной волной

В общем случае динамическое деформирование металлов обладает целым рядом специфических особенностей: высокой скоростью нагружения, высоким градиентом напряжений, образованием дефектов кристаллической решётки при отсутствии значительной макроскопической деформации. Отмеченные особенности обуславливают множественное скольжение при малых степенях деформации и инициирование деформационного двойникования, а так же возможны незакономерные повороты кристаллической решётки или особые механизмы пластической деформации.

Деформационное упрочнение металлов под действием УВ с высокими скоростями деформирования $10^3 - 10^6 \text{ с}^{-1}$ с оценивается с разных позиций. По Эпштейну Г.Н. упрочнение определяется не столько плотностью дислокаций, сколько их способностью перемещаться, что и имеет место при ударно-волновом нагружении [82]. Одновременно с этим Дерибас А.А. полагал, что теория дислокации вообще не позволяет получить количественные соотношения, описывающие увеличение твёрдости металлов при их ударно-волновом нагружении [78].

Рост давления нагружения связывают с механизмами релаксации [68]. При давлениях в упругом пределе Гюгонио процесс деформирования протекает путём формирования и перемещения дислокаций по кристаллографическим плоскостям. Время релаксации касательных напряжений составляет 10^{-6} с (в железе).

После превышения предела упругости осуществляется два механизма деформирования скольжения и двойникования. Время релаксации достигает 10^{-8} с (в железе).

Множественное скольжение наблюдается в случае превышения действующими напряжениями величины критического скалывающего напряжения. Величина этого напряжения зависит от ориентации кристалла к направлению распространения УВ, и в основном отвечает малым углам разориентации [206].

Двойникование инициируется в основном сдвиговыми напряжениями. В результате деформационного двойникования образуются механические двойники. Склонность металла к двойникованию определяется величиной энергии дефектов упаковки γ . Связь между критическим напряжением τ'_d и γ описана выражением [83]:

$$n\tau'_d = \frac{\gamma}{|\vec{b}|} + \frac{G|\vec{b}_l|}{2a}, \quad (5.17)$$

где n – коэффициент концентрации напряжений, учитывающий напряжение двойников; $\vec{b}$, $\vec{b}_l$ – векторы Бюргерса двойникующей и полюсной дислокации; G – модуль сдвига, a – радиус полупетли двойникующей дислокации.

Если величина γ мала, то $\tau'_d < \tau_d$ (величины действующего напряжения двойникования), то реализуется двойникование. Такие условия формируются при ударно-волновом нагружении металлов.

Образование двойников в значительной степени зависит от направления распространения УВ в металлах [206].

При достижении теоретического предела прочности меняется механизм деформирования, идёт вынужденное зарождение и сверхзвуковое перемещение дислокаций до предельной плотности $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Время релаксации составляет 10^{-11} с (в железе). Появляются полосы локализованной пластической деформации (полосы адиабатического сдвига) со скоростью деформации $10^6 - 10^8 \text{ с}^{-1}$. Возникновение областей локализации деформации связано с неустойчивостью процесса пластического течения.

По данным собственных исследований и [68, 82, 206], а также на основе подхода в [82] сформирована схема эволюции механизмов деформирования металлов в зависимости от давления УВ (таблица 5.1).

Таблица 5.1 - Эволюция механизмов деформирования при ударно-волновом нагружении

Характеристическое давление	Механизмы деформирования металлов
Давление на преграду менее динамического предела текучести σ_d . Для большинства металлов σ_d составляет 0.1 – 2.5 ГПа [82].	Скольжение по кристаллографическим плоскостям скольжения. Генерирование и перемещение дислокаций аналогично квазистатическому деформированию.
Давление более динамического предела текучести σ_d .	При более низких давлениях наблюдается множественное скольжение по непараллельным кристаллографическим направлениям. Возможны процессы двойникования. Далее проявляется конкуренция касательных скалывающих напряжений скольжения $\tau_{ск}$ и напряжений двойникования $\tau_{дв}$ ($\tau_{ск} > \tau_{дв}$ или $\tau_{ск} < \tau_{дв}$). При повышении давления может превалировать только процесс двойникования.
Давление на преграду более теоретического предела прочности σ_T . Для многих чистых металлов σ_T составляет 5 – 30 ГПа.	Имеется тотальный (одновременный) сдвиг. Вынужденное зарождение дислокаций до максимальной плотности $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Имеются ротационные процессы. Появляются области сильно локализованной пластической деформации (100%), т.е. полосы адиабатического сдвига ПАС, которые реализуются при скорости деформации $\dot{\epsilon} = 10^6 - 10^8 \text{ с}^{-1}$.

Механизмы пластического деформирования обеспечивают упрочняющее действие на металлы и сплавы. На ряду с ними протекают процессы разрушения при небольших давлениях локально на мезоуровнях. При высоких давлениях - макроскопически.

Эффекты разрушения при высокоскоростном деформировании в целом проявляются аналогично квазистатическому нагружению в виде зарождения пор или совокупности вакансий, их рост и объединение с последующим формированием трещины.

5.4 Принципы метания компактных тел

Установки метания компактных тел применяются как с целью определения баллистических свойств разрабатываемых конструкций боеприпасов, осколочного действия фрагментов разрушенных конструкций и сооружений, так для реализации импульсно-ударных технологий. Разгон мелкодисперсных частиц применяется для упрочнения поверхности путём напыления, имплантации элементов в объём материала и др.

Много методов используется для метания тел небольшой массы от одного и менее грамма до десятков и сот грамм. Метание упругими элементами – струнами, стержнями, изогнутыми пластинами не обеспечивает высокой скорости метания, связано со сложностью механической конструкции, в основном не превышает скорость звука.

Метание с помощью жидких сред с высоким давлением. Наиболее часто применяется метание компактных тел или дисперсной среды водными струями. Разгон тел данным методом сопровождается увлажнением в метательной среде, дополнительной электризацией, а также добавочным напряжением от гидродинамического обтекания в среде.

Магнитно-импульсный метод широко используется для метания тел массой 0.1 – 500 г. Осуществляется со скоростями 30 – 1000 м/с. Данные скорости применяются в основном для поверхностной обработки материалов.

Для вывода полезной нагрузки в космос разрабатываются электротермохимические ЭТХУ и комбинированные электродинамические ЭДУ ускорители. В конструкции данных ускорителей применяется соответственно электрическая энергия для управления параметрами горения специальных порохов или доускорение порохового выстрела за счёт электромагнитного взаи-

модействия токов. ЭХТУ дают скорости не более 2.5 км/с, ЭДУ в экспериментах получают около 7 км/с, но дополнительно потребляют энергию в сотни МДж. Одним из решений этих проблем являются специальные пороха (используются технологии ракетных двигателей на твёрдом топливе с использованием плазмообразующих порохов) – твёрдотопливные магнетогидродинамические генераторы ТТ МГДГ с мощностью до 550 МВт, обеспечивающими запасами электрической энергии до 600 МДж [80]. Для промышленных целей это очень дорогостоящие ускорители.

Метание в газовой среде. В наибольшей степени используется для всех исследовательских целей. Простейший метод - метание поршневым толкателем в трубке, что не обеспечивает значительные скорости метания. Давления P' могут изменяться в интервале 1 – 10 МПа. Скорости метания 0.1 – 100 м/с.

Легкогазовые пушки, двухступенчатые, в первой ступени формирующие газовую фазу, обеспечивают метание с максимальной скоростью до ~7000 м/с. Давление в газовом фронте в максимуме при выстреле до 1000 МПа. Изменение давления во времени имеет пологий неострый максимум.

Разгон и метание компактных тел продуктами взрывного горения. Интервал скоростей взрывного горения порядка 3 – 4.5 км/с. Давление во фронте P'' может составлять 1 – 10 ГПа. Реализуют путём инициирования метательных зарядов порохов, высокоэнергетических ракетных топлив.

Взрывные методы являются наиболее эффективными, обеспечивающими разгон тел за счёт инициирования ВВ со скоростью детонации $D = 5 - 9$ км/с и давлением P''' 10 – 100 ГПа (рисунок 5.5).

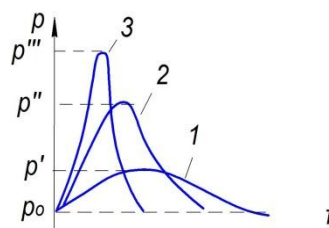


Рисунок 5.5 - Фронт давления при метании газовым разрядом – 1, взрывным горением – 2, ударной волной ВВ – 3

Взрывные методы метания компактных тел в режиме сверхглубокого проникания с целью обеспечения скоростей метания 1 – 3.5 км/с являются наиболее приемлемыми для промышленных технологий. Кроме того, как будет показано далее острая характеристика и высокие давления обеспечивают интенсивное воздействие УВ на материал заготовки, что является необходимой составной частью для комплексного метода СГП частиц и в малой степени могут реализовать другие методы метания.

Метание ударников осуществляется как индивидуально, так и в виде организованной системы. В зависимости от целей и задач возможно применять рассеивание ударников с необходимым радиусом разброса (работа метания по площади грунта с заглублением малоплотных ударников [6-8]), формирование струи микротел (на основе кумулятивного эффекта [98-101]) или потока различной протяжённости (метание частиц торцевым методом и с помощью канальных зарядов [121-122, 124-125]) для обработки материалов в режиме сверхглубокого проникания.

5.5 Метод расчёта параметров ударно-волнового нагружения твёрдых тел

Метод согласованных импедансов [37, 85-87] позволяет с необходимой точностью рассчитывать параметры ударной волны в процессах воздействия продуктов детонации на конденсированные среды и соударений твёрдых тел. Графическая схема определения параметров УВ для динамических систем приведена на рисунке 5.6.

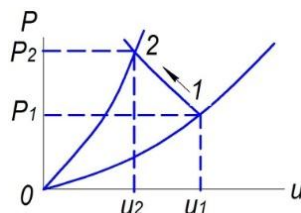


Рисунок 5.6 - Графический метод определения параметров УВ в нагружаемом твёрдом теле, 1-параметры ПД, 2-параметры УВ в твёрдом теле, кривая О1 – адиабата ПД, О2-ударная адиабата материала твёрдого тела

Ударная волна, генерируемая зарядом ВВ, входит в исследуемый образец за характерное время взаимодействия в соответствии с толщиной твёрдого тела. Алгоритм схемы следующий.

1.Определение параметров детонации ВВ по зависимостям:

$$p_{\text{ж}} = \frac{\rho_0 D^2}{n+1}, \quad (5.18)$$

$$u_{\text{ж}} = \frac{D}{n+1}, \quad (5.19)$$

$$\rho_{\text{ж}} = \rho_0 \frac{n+1}{n}, \quad (5.20)$$

$p_{\text{ж}}$, $u_{\text{ж}}$ и $\rho_{\text{ж}}$ – соответственно давление, массовая скорость и плотность продуктов детонации в точке Чепмена-Жуге, ρ_0 – плотность ВВ, D – скорость детонации, n – показатель изоэнтропы.

Для нахождения p - u адиабаты ПД можно в первом приближении воспользоваться изоэнтропийным законом расширения продуктов детонации [120]:

$$p = B\rho^n, \quad (5.21)$$

где p - давление, B - постоянная величина, ρ - плотность ПД.

Величина B находится путём подстановки в последнюю зависимость расчётных или экспериментальных значений давления и плотности в точке Ч-Ж и показателя изоэнтропы.

Переход к диаграмме p - u производится с помощью выражения для массовой скорости u , полученного из законов сохранения массы и импульса при сжатии:

$$u = \sqrt{\frac{p(\rho - \rho_0)}{\rho_0 \rho}} \quad (5.22)$$

2.Нахождение параметров УВ в металле на границе раздела ПД. Решение осуществляется аналитически и графически. Аналитически параметры УВ находятся из совместного решения условия неразрывности на границе двух сред ПД-твёрдое тело и выражения для массовой скорости материала твёрдого тела. Обычно ПД контактируют с металлами, плотность которых больше плотности ПД. Следовательно, по продуктам детонации пройдёт ударная волна отражения и начальное давление в металле будет больше давления во фронте детонационной волны $p_{\text{м}} > p_{\text{ж}}$. Тогда условие неразрывности на границе раздела имеет вид [88]:

$$u_{\text{м}} = \frac{D}{n+1} \left[1 - \frac{\sqrt{2n} \left(\frac{p_{\text{м}}}{p_{\text{ж}}} - 1 \right)}{\sqrt{(n+1) \left(\frac{p_{\text{м}}}{p_{\text{ж}}} \right) + n - 1}} \right], \quad (5.23)$$

где $u_{\text{м}}$ - массовая скорость материала твёрдого тела на границе ПД-твёрдое тело.

С другой стороны, массовая скорость материала твёрдого тела равна:

$$u_{\text{м}} = \sqrt{p_{\text{ж}}(V_{0\text{м}} - V_{\text{м}})}, \quad (5.24)$$

где $V_{0\text{м}}$ и $V_{\text{м}}$ –удельные объёмы материала перед фронтом и во фронте УВ.

Для инженерных расчётов применимы экспериментальные законы сжимаемости металлов, например в форме Тэта [89]:

$$p_{\text{м}} = A \left[\left(\frac{V_{0\text{м}}}{V_{\text{м}}} \right)^m - 1 \right], \quad (5.25)$$

где A и m – экспериментальные константы, в случае использования металла железа в интервале давлений до 100 ГПа $m=5.5$, $A=21.5$ ГПа [90].

Из двух вышеприведенных выражений получаем:

$$u_M = \sqrt{p_M V_{0M} \left[1 - \left(1 + \frac{p_M}{A} \right)^{-1/m} \right]}. \quad (5.26)$$

Совместное решение двух предыдущих уравнений для u_M позволяет найти начальные параметры УВ в материале твёрдого тела. Аналитический расчёт начальных параметров УВ сложен и проводится с применением вычислительной техники с программным обеспечением.

Графически начальные параметры УВ находятся пересечением зеркального отражения адиабаты ПД с адиабатой материала твёрдого тела, которая задаётся в основном в виде [91].

$$D_M = c_0 + \alpha u_M, \quad (5.27)$$

где D_M -волновая скорость УВ, входящей в материал преграды,

c_0 -постоянная величина, близкая по значению к начальной скорости звука в материале твёрдого тела, α -константа, определяемая из экспериментальных данных.

Например, для титана $c_0 = 4.749 \cdot 10^3$ м/с, $\alpha = 1.088$, переход к диаграмме p - u осуществляется по уравнению:

$$p_M = \rho_{0M} c_0 u_M + \rho_{0M} \alpha u_M^2, \quad (5.28)$$

здесь ρ_{0M} – плотность материала твёрдого тела перед фронтом УВ.

Вышеприведенное уравнение возможно использовать в качестве контроля аналитически определяемой величины p_M .

Определение параметров УВ в материале заготовки (преграды) возможно проводить графоаналитическим методом, если интенсивность падающей УВ не слишком велика и акустические жёсткости контактирующих сред не очень сильно отличаются. Данный метод целесообразно применять для определения параметров УВ при соударении потока частиц с заготовкой. Строятся на основе расчётов ударные адиабаты материала заготовки и порошковых частиц. Если падающая волна слабая, то УВ материала ударника (частиц потока) лежит ниже ударной адиабаты материала среды, т.е. материала на которое направлено воздействие. Тогда отражённая волна от границы взаимодействия будет волной разрежения (в материале частиц потока). Для акустического приближения задача решается путём зеркального отображения нижележащей адиабаты от перпендикуляра к скорости соударения. Область пересечения двух адиабат материалов пары соударения определяет давление соударения.

В соответствии с данным методом построены ударные адиабаты (рисунок 5.7) для основных элементов материалов преграды и метаемых частиц в интервале скоростей до 3 – 3.5 км/с с использованием коэффициентов c_0 и α [21,62], приведенных в таблице 5.2.

Таблица 5.2 - Значения коэффициентов c_0 и α

Материал	c_0 , м/с	α
Вольфрам	4005	1.268
Никель	4646	1.445
Хром	5817	1.465
Медь	4000	1.480
Сталь	4000	1.580
Цирконий	3770	0.93
Титан	4749	1.088
Алюминий	5250	1.390
Углерод	4057	1.763

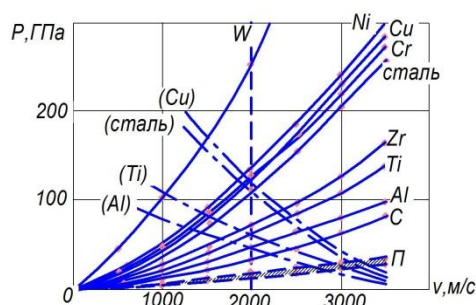


Рисунок 5.7 - Ударные адиабаты материалов преграды и метаемых ударников - зеркальное отражение адиабат относительно скоростной оси 2000 м/с показано пунктирной линией

При метании высокоскоростного потока микроударников плотностью $\sim 1 \text{ г/см}^3$ имеем сектор ударных адиабат соударения П (рисунок 5.7), что позволяет оценить давление соударения не только индивидуального ударника, но и потока.

5.6 Установки метания дискретных частиц в режиме сверхглубокого проникания

Одним из перспективных инновационных направлений является сверхглубокое проникание частиц, приобретающих энергетический импульс за счёт воздействия плазмы, ударной волны, электрических и магнитных полей и др.[1]. Среди данных методов, эффект сверхглубокого проникания (СГП) частиц, разогнанных ударной волной [93], даёт максимально большие глубины проникания частиц – до 1000 диаметров ударников [94-95], при условии, что обработка ведётся потоком частиц плотностью около 10^3 кг/м^3 [96], а максимально глубокое проникание обеспечивается в интервале дисперсности частиц от десятка до сотен микрометров [96-97] и скоростей метания от ~ 1 до 3 км/с при давлении соударения около 15 ГПа [94-95]. Динамические схемы, реализующие процесс СГП, представляют собой достаточно большой спектр как в конструктивном исполнении, так по принципам метания.

5.6.1 Взрывные ускорители кумулятивного типа

Первые публикации об эффекте СГП частиц появились в 80-х годах с соответствующей схемой взрывного ускорителя для метания частиц [98]. Ушеренко С.М с соавторами была предложена реализация СГП частиц взрывным ускорителем, обеспечивающим метание частиц за счёт кумулятивного эффекта, причём порошковая навеска дискретных частиц располагалась в сферической кумулятивной выемке заряда ВВ (рисунок 5.8). Размещение порошка в кумулятивной выемке обеспечивает формирование потока частиц совокупно с кумулятивным действием. На основе принципа формирования кумулятивной струи на фокусном расстоянии F образуется достаточно стабильный и однородный поток (струя) частиц. Кумулятивное действие потока при обработке металлической заготовки даёт значительные кратеры на поверхности вследствие ударного размытия и выноса материала.

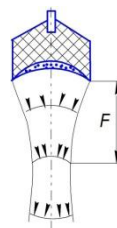


Рисунок 5.8 - Принципиальная схема кумулятивного формирования потока частиц

Белорусскими учёными разработан и применён целый ряд схем взрывных ускорителей на основе кумулятивного эффекта с различной формой кумулятивных облицовок, в которых расположен метаемый порошок. Все предложенные схемы обеспечивали эффект СГП частиц. Реализация кумулятивного действия для схемы с полусферической выемкой и зарядом ВВ показана на рисунке 5.9 [99]. Навеска метаемого порошка расположена внутри кумулятивной выемки. Данная схема обладает большим концентрирующим фактором формирования порошка в струю (с меньшим диаметром) вследствие меньшего радиуса кривизны кумулятивной выемки.

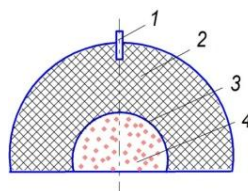


Рисунок 5.9 - Принципиальная схема взрывного ускорителя с зарядом и кумулятивной выемкой в форме полусферы, 1-детонатор, 2-заряд ВВ, 3-кумулятивная выемка, 4-порошок

Взрывной ускоритель с конической кумулятивной выемкой [101] (рисунок 5.10) реализует метание частиц в виде струи и сверхглубокое проникание.

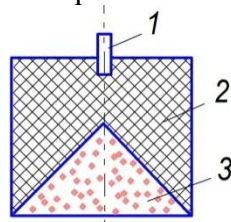


Рисунок 5.10 - Принципиальная схема взрывного ускорителя с конической выемкой, 1 - детонатор, 2 - заряд ВВ, 3 - навеска порошка

Методом рентгено-импульсной фотосъёмки зафиксирован процесс развития и формирования потока порошковых частиц (рисунок 5.11) через 10, 30, 50 и 90 мкс после инициирования заряда ВВ [101]. В качестве заряда ВВ применён тротил для метания порошка TiCN. Из рисунка 11 видно, что через 30 мкс формируется струя. Скорость струи по истечении 30, 50 и 90 мкс численно рассчитана и составила соответственно 1600 м/с, 1600 м/с и 1200-1400 м/с.

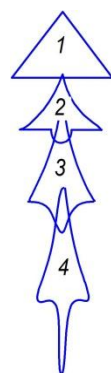


Рисунок 5.11 - Развитие потока частиц через 1-10, 2-30, 3-50, 4-90 мкс после инициирования заряда ВВ

Наиболее эффективная схема взрывного легирования металлов и сплавов за счёт СГП частиц основана на трёхволновой конфигурации [93, 100], показана на рисунке 5.12. Трёхволновая конфигурация образуется за счёт трёхступенчатой формы кумулятивной выемки. В результате экспериментов данная конфигурация выемки по сравнению со сферическими одно- и двухступенчатыми конфигурациями даёт большую равномерность обработки и стабильность ре-

зультатов [93]. В качестве ВВ применялись граммонит 70/21 (плотность 800 кг/м^3 , скорость детонации 3200 м/с), литой тротил (плотность 1620 кг/м^3 , скорость детонации 6850 м/с) и тротил насыпной (плотность 820 кг/м^3 , скорость детонации 4400 м/с). Использование вида ВВ даёт управление диаметром струи частиц (повышение мощности приводит к уменьшению диаметра). Высокая скорость детонации и низкая плотность порошка в целом увеличивают скорость потока.

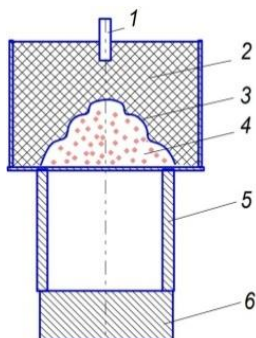


Рисунок 5.12 - Принципиальная схема устройства для легирования взрывом, 1 - детонатор, 2 - заряд ВВ, 3 - облицовка выемки, 4 - порошковая навеска, 5 - регулирующая опора, 6 - нагружаемый образец

Из обобщения работ [100] по данным экспериментальных [93] и теоретических [101] работ определены основные параметры эффекта СГП частиц по кумулятивным схемам.

1.Высокоскоростная струя, включающая в себя до 10-15% всей массы порошка и разгоняемая до $0.3-0.5D$, где D - скорость детонации взрывчатого вещества, используемого в ускорителе. В основном скорость струи оказывается в пределах $1-3 \text{ км/с}$. Плотность струи по численным результатам и экспериментальным замерам для большинства порошков, за исключением высокоплотных вольфрама и др., не превышает $1 - 1.5 \text{ г/см}^3$.

2.Основная масса потока включает 40-60% всей массы метаемого материала. Скорость струи не превосходит $0.1-0.3D$, что составляет менее 1 км/с . Плотность данной части потока превышает плотность струи и имеет значения $2-4 \text{ г/см}^3$, диаметр вдвое больше диаметра высокоскоростной струи.

3.Пест представляет собой газопорошковое течение со средней скоростью $0.1D$ и ниже, т.е. порядка $300-600 \text{ м/с}$. Плотность соответствует плотности основной массы материала. Содержит до 40% метаемого порошка.

Развитие потока во времени (позиции 1-4) является так же сложным немонотонным процессом [100], как показано на рисунке 5.13. Длительность процесса в зависимости от схемы нагружения изменяется в пределах $10^{-4}-10^{-3} \text{ с}$. Масса разгоняемого вещества $\sim 70-300 \text{ г}$ в зависимости от вида порошка. Общее число метаемых частиц $\sim 10^{10}-10^{12}$ шт.



Рисунок 5.13 - Развитие потока частиц во времени для трёхволновой схемы взрывного ускорителя с исходного состояния - 1 до момента взаимодействия с заготовкой - 4

Наиболее сложная по виду нагружения в реализации СГП схема, разработана с применением дополнительного импульсного динамического воздействия на заготовку (рисунок 5.14) [93]. Воздействие осуществлялось с применением дополнительного кольцевого заряда ВВ, расположенного вокруг обрабатываемой заготовки и инициируемого электродетонатором одно-

временно с кумулятивным зарядом, разгоняющим частицы. Ускоритель обеспечил увеличение концентрации внедрённого порошка, и глубину внедрения. Для порошка вольфрама на глубине 20 мм увеличение концентрации в 1.54 раза. Однако, метод не даёт стабильности результатов [100].

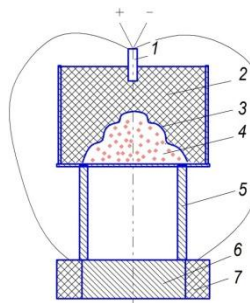


Рисунок 5.14 - Принципиальная схема взрывного ускорителя с синхронным обжатием заготовки зарядом ВВ, 1-электродетонатор, 2-кумулятивный заряд ВВ, 3-облицовка выемки, 4-порошковая навеска, 5-регулирующая опора, 6-нагружаемый образец, 7-кольцевой заряд ВВ

В работе [105] определена эффективность потока СГП кумулятивных ускорителей при использованных массы порошка ~ 0.1 кг и массы мишени ~ 0.25 кг массовое содержание в мишени сферической частицы $c_m \leq 0.3 \times 10^{-4}$ (0.003%). Данное содержание с учётом потерь, периодичности внедрения и выноса насквозь через мишень может быть ещё ниже.

5.6.2 Установка торцевого метания дискретных частиц

Принципиально отличная от вышеизложенных кумулятивных методов СГП применяется схема торцевого метания частиц. Установка многократно опробована для объёмного легирования материалов в режиме СГП автором [84, 121-122, 124, 219, 253] (Приложения Б, Д-Е).

Заряд ВВ (рисунок 5.15) обеспечивает детонационную «остропиковую» характеристику за счёт применения в качестве ВВ гексогена. Данная характеристика более предпочтительна при метании частиц порошка, переводя энергию взрыва ВВ в кинетическую энергию метаемых частиц. Цилиндрический заряд из чистого гексогена в насыпном состоянии. Для стабильного формирования потока частиц принято соотношение длины и диаметра заряда равным трём [102]. Процесс детонации в данном случае является стационарным и установившимся. Скорость фронта D и форма фронта стабильна.

Диаметр заряда напрямую влияет на параметры детонации ВВ, что обуславливает величину диаметра заряда ВВ, принятый равным $d=30$ мм. Взрывчатые и теплофизические характеристики гексогена значимы в зависимости от плотности заряда [80, 103]. Плотность насыпного гексогена составила ~ 1000 кг/м³. Для данной плотности заряда скорость детонации $D=6000$ м/с, удельная энергия взрыва равна $Q=5317.236$ кДж/кг. Давление продуктов детонации порядка $P=12 - 14$ ГПа. Температура взрыва около 3380°C .

В целях метания частиц металлов, сплавов и химических соединений гексоген имеет ряд преимуществ. В химическом отношении это нейтральное вещество. Не взаимодействует с техническими металлами. Инертен к слабым щелочным и кислым средам. Гексоген не взаимодействует с пластифицированными полихлорвиниловыми смолами, полиэтилена, полиметилметакрилата, полиизобутилена, тефлона и формальдегидных пластмасс. Гексоген обладает высокой восприимчивостью к детонации, чувствительность по «русской» пробе 72-80%.

Гексоген, вещество с отрицательным кислородным балансом. При взрыве гексогена образуются продукты полного и неполного окисления. Свободный углерод не образуется [104].

Таким образом, установка торцевого метания с зарядом ВВ из гексогена обеспечивает возможность применения широкого спектра метания порошковых материалов. Установка включает (рисунок 5.15) электродетонатор – 1 для инициирования заряда насыпного гексогена – 2, навеску порошковых частиц – 4, расположенную через воздушный зазор – 3 на расстоянии 5-

7 мм от нижнего торца заряда ВВ. Воздушный зазор, предусмотренный в конструкции непосредственно за нижним срезом заряда, способствует формированию прямоугольного фронта ударной волны. Метаемый порошок расположен в соответствии с формируемым фронтом ударной волны - параллельно нижнему срезу заряда. Формирование потока и его ориентация осуществляется в ориентирующем канале - 5, который своим основанием стыкуется с обрабатываемым образцом исходного материала - 6. Ориентирующий канал представляет собой срезанный конус с углом наклона порядка 1.5° , который направляет и формирует поток частиц. Своим большим основанием ориентирующий канал выходит на обрабатываемую заготовку. Параметры ориентирующего канала рассчитаны и соответствуют на выходе диаметру обрабатываемой заготовки 20 мм. Высота ориентирующего канала составляет 90 мм. В установке применена крепёжная конструкция, которая обеспечивает крепление заготовки обрабатываемого материала за ориентирующим каналом с зазором высотой около 10 мм для выхода продуктов детонации.

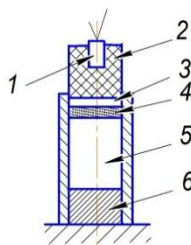


Рисунок 5.15 - Схема установки обработки материалов высокоскоростным потоком частиц, метаемых торцевой поверхностью заряда ВВ через воздушный зазор, 1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – воздушный зазор, 4 – навеска порошковых частиц, 5 – ограничивающий канал, 6 – заготовка

Для получения равноплотного потока частиц используется порошковая навеска частиц массой 1 и 2 г. Соотношение скоростей, давлений и масс метаемого порошка обеспечивают минимальное разрушение поверхностного слоя мишени в зависимости от плотности и размеров метаемых частиц.

Конструктивно-технологические параметры установки определены на основании оценки кинетических и теплофизических условий СГП частиц (рисунок 5.16).

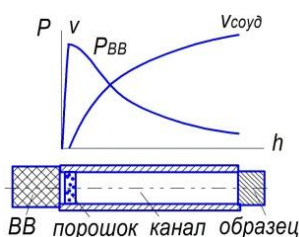


Рисунок 5.16 - Кривые давления продуктов детонации заряда ВВ и скорость метаемых частиц порошка

Теоретически метание порошковых частиц продуктами детонации заряда ВВ должно обеспечить их скорость в скоростном интервале СГП частиц. Поэтому управление параметрами метания в режиме СГП частиц должно иметь характеристику изменения давления от расстояния до заготовки (образца). Скорость распространения продуктов детонации значительно ниже скорости детонационной волны. На некотором расстоянии от заряда частицы приобретают скорость распространения ПД, затем замедляются.

Отработка параметров установки проводилась на основе построения зависимости величин давления на расстоянии от заряда ВВ [254]. Давление регистрировалось электретным датчиком, который имеет высокую чувствительность в исследуемом диапазоне давлений. Чувствительный элемент датчика – плёнка поливинилдифторида (ПВДФ) или поливинилхлорида (ПВХ), поляризованная в расплаве в высоковольтном электростатическом поле. Калибровка датчика

ПВДФ проводилась по стандартным ВВ с известными параметрами. Изменение сопротивления датчика под действием давления регистрировалось на осциллографе. По данным регистрации построен график зависимости давления УВ от расстояния до заряда ВВ (рисунок 5.17).

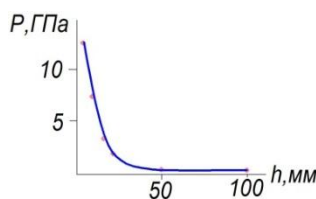


Рисунок 5.17 - Изменение давления в зависимости от расстояния до заряда

Из графика видно, что давление УВ у поверхности заготовки порядка 1 ГПа.

По данным регистрации импульса на осциллографе при обработке определено время воздействия порошкового потока с заготовкой (рисунок 5.18). Время взаимодействия потока частиц общей массой 1 г с поверхностью обрабатываемой заготовки составило около 10-12 мкс.

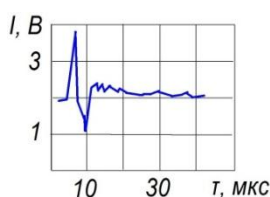


Рисунок 5.18 - Вид импульса от датчика давления при воздействии потока на заготовку

Экспериментально проведено измерение скорости порошкового потока с применением электретного датчика. Измерения проведены в двух точках – у нижнего среза канала и на поверхности нагружаемой заготовки. Величина скорости составила соответственно 1.8 – 2.2 м/с, оказываясь в критическом интервале скоростей эффекта СГП частиц.

5.6.3 Метание потока дискретных частиц канальными зарядами взрывчатого вещества в режиме сверхглубокого проникания

На стадии отработки методик, обеспечивающих СГП, были опробованы методы метания частиц ударными волнами, генерируемыми канальными зарядами ВВ. Процессы газовой кумуляции, возникающие при этом, изучены [114-115]. Применение данных процессов возможно [108] для ускорения частиц до гиперзвуковых скоростей [109], создания взрывных источников для термической обработки материалов концентрированными потоками энергии [110-111]. В работах [112-113] были определены параметры газокумулятивной струи, скорость, плотность и энергия для зарядов ТГ 50/50 плотностью 1.6 г/см³. В работе [115] предложен метод расчёта параметров газокумулятивной струи, в которой параметры струи в канале определяются решением системы уравнений сохранения массы и импульса и уравнения Бернулли:

$$\rho_0 D \left(\frac{S}{s} - 1 \right) = \rho_2 u_2 \frac{S}{s} + \rho_1 u_1, \quad (5.29)$$

$$\rho_0 D \left(\frac{S}{s} - 1 \right) = (\rho_2 u_2^2 + p_2) \frac{S}{s} - (\rho_1 u_1^2 + p_1), \quad (5.30)$$

$$u_1^2 + \frac{2p_1\gamma}{(\gamma-1)\rho_1} = u^2, \quad (5.31)$$

$$u_2^2 + \frac{2np_2}{(n-1)\rho_1} = u^2, \quad (5.32)$$

S – площадь сечения заряда, s – площадь сечения канала, ρ_0 – плотность заряда, D – скорость детонации, ρ_1 , u_1 , p_1 и ρ_2 , u_2 , p_2 – плотность, скорость, давление струи и песта соответственно;

γ , n – показатели политропы в зоне 1 и 2;

$u^2 = D^2 + 2Q$ – константы Бернулли; Q – удельное энергосодержание ВВ.

Согласно классической теории детонации:

$$\frac{D}{u} = \sqrt{\frac{(n^2 - 1)}{n^2}} \quad (5.33)$$

Неизвестными в уравнении 5.29-5.32 являются p_1, u_1, p_1 и p_2, u_2, p_2 .

Система уравнений замыкается в случае использования следующего предположения:

$$p_2 = p_n \rho_2^n / \rho_n^n \quad (5.34)$$

где p_n и ρ_n – давление и плотность в плоскости Ч-Ж. Для большинства реальных ВВ $n \sim 3$.

Исходя из условий, что p_1 должно быть равно давлению за сильной УВ в газе, заполняющим полость и движущийся впереди струи:

$$p_1 = \rho_* \frac{(\gamma+1)(u_1+D)^2}{2}, \quad (5.35)$$

где ρ_* – плотность газа, заполняющего полость перед УВ, γ – показатель политропы.

При скорости $u_1+D=(5-20)$ км/с (что обычно имеет место в экспериментах) для большинства газов эффективное значение – 12 [107,108].

Подстановкой выражения 5.34, 5.35 в 5.31, 5.32 система приведена к виду:

$$x_1 = \frac{2}{1-\frac{D}{u}} \frac{\frac{n+1}{2n}x_4 + \frac{n-1}{2n}\frac{1}{x_4} - \frac{D}{u}}{x_3 \left(\frac{n+1}{2n}x_4 + \frac{n-1}{2n}\frac{1}{x_4} \right) + \frac{\gamma+1}{2\gamma}x_3^2 + \frac{\gamma-1}{2\gamma}} \quad (5.36)$$

$$x_2 = \frac{2}{1-\frac{D}{u}} \frac{\frac{\gamma+1}{2\gamma}x_3 + \frac{\gamma-1}{2\gamma}\frac{1}{x_3} - \frac{D}{u}}{x_4 \left(\frac{\gamma+1}{2\gamma}x_3 + \frac{\gamma-1}{2\gamma}\frac{1}{x_3} \right) + \frac{n+1}{2n}x_4^2 + \frac{n-1}{2n}} \quad (5.37)$$

$$x_3 = \sqrt{\left[1 - \frac{2n}{n-1} \frac{p_1}{\rho_1 u^2} \left(\frac{\rho_2^0}{\rho_1} \right)^{n-1} x_2^{n-1} \right]} \quad (5.38)$$

$$x_4 = \sqrt{\left[1 - \frac{\gamma(x+1)}{\gamma-1} \frac{\rho_0}{\rho_1^0} \left(\frac{x+\frac{D}{u}}{x_1} \right)^2 \right]} \quad (5.39)$$

Здесь введены безразмерные параметры $x_1=p_1/\rho_1^0$, $x_2=p_2/\rho_2^0$, $x_3=u_1/u$, $x_4=u_2/u$.

Из принятых предположений и физических соображений найдена область определения 5.36-5.39. Для стационарности течения вправо и влево основным условием является сверхзвуковой характер этого течения:

$$u_1^2 > u^2 \frac{\gamma-1}{\gamma+1}$$

Из уравнения 5.31 и 5.32 следует:

$$u_2^2 > u^2 \frac{n-1}{n+1}$$

Следовательно,

$$\sqrt{\frac{n-1}{n+1}} < x_3 \leq 1 \quad (5.40)$$

$$\sqrt{\frac{n-1}{n+1}} < x_4 \leq 1 \quad (5.41)$$

Для указанных диапазонов x_3 и x_4 из 5.36, 5.37 получено:

$$\frac{2}{1-\frac{D}{u}} \frac{\sqrt{\frac{n^2-1}{n^2}} - \frac{D}{u}}{\sqrt{\frac{n^2-1}{n^2}} + 1} < x_1 < \frac{2}{\sqrt{\frac{\gamma-1}{\gamma+1}} + \frac{\gamma-1}{\gamma}} \quad (5.42)$$

$$1 < x_2 < \frac{2}{\sqrt{\frac{n-1}{n+1}} + \frac{n-1}{n}} \quad (5.43)$$

При условии 5.33 левый предел в 5.42 обращается в ноль. Система 5.36-5.39 решена численно методом итераций. Вычисления сделаны для ТГ50/50, детонирующего в воздухе при нормальном давлении. При этом $p_n=24.9$ ГПа, $\rho_n=2.2$ г/см³.

$\rho_0=1.6 \text{ г/см}^3$, $D=7.65 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $Q_V=4.6 \cdot 10^3 \text{ Дж/кг}$, $\rho^*=1.29 \text{ кг/м}^3$. Начальные данные варьировались в области, заданной неравенствами 5.40-5.43.

Остальные параметры: $4/3 \leq \gamma \leq 3$, $2.6 < n < 3$.

$(d_2/d_1)^* < d_2/d_1 = \sqrt{S/S} \leq 13$, $\gamma = 1.2$. При $n < 2.6$ и $d_2/d_1 < (d_2/d_1)^*$ решение перестаёт существовать, что трактуется как отсутствие струеобразования.

Как видно, все выше цитируемые работы посвящены исследованиям уже сформировавшегося газо-кумулятивного потока и совершенно не учитывают влияние плотности ВВ на формирование сложного пульсирующего режима потока внутри канала, который может приводить к опережающему инициированию пристеночного слоя ВВ. Это явление достаточно хорошо было исследовано Персоном, Юхансоном в работе [106], где определялись параметры газо-кумулятивной струи для зарядов пористого тетрила плотностью 0.93 г/см^3 . Схематическое представление процесса в цилиндрическом канале заряда приведено на рисунке 5.19.

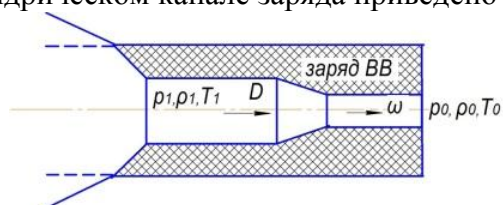


Рисунок 5.19 - Протекание процесса в канальном заряде

На рисунке 5.19 показан процесс распространения УВ в канальном заряде, где d_1 и d_2 – внутренний и внешний диаметры заряда, D – скорость детонации, ω – скорость УВ в газе, ρ/ρ_0 – отношение плотности воздуха за и перед фронтом УВ, u – массовая скорость газа, которая определяется соотношением: $u=(1- \rho/\rho_0) \omega$.

Скорость детонации, а так же скорость УВ в канале, массовая скорость продуктов детонации в канале и температура плазменного сгустка приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 - Параметры канальных зарядов

d_2 , мм	d_1 , мм	D , м/с	ω , м/с	ρ/ρ_0	u , м/с	P , кбар	T , К	$u - D$, м/с
32	6	7790	8840	12.5	8100	960	12000	+310
	10	7770	8690	12.4	8000	940	11600	+270
	13	7640	8350	12.1	7600	850	10900	-40
51	13	7770	8470	12.5	7800	890	11200	+30
	25	7580	7840	11.8	7200	760	10000	-380
	36	6470	7050	11.6	6500	620	9000	+30

Из анализа работ, в частности по взрывоплазменному генератору ТГ 50/50, плотностью 1.6 г/см^3 невозможно однозначно выбрать оптимальный источник плазмы, а проведенные технологические исследования [111-113] показывают, что взрывоплазменные генераторы данного типа обеспечивают упрочняющий эффект, но значительно изменяют геометрию поверхности, что затруднительно для целей поверхностного напыления порошковых составов. Однако, в целях объемной имплантации частиц порошка может быть использован. Некоторые опорные характеристики параметров зарядов тетрила даны в таблице 5.3.

Из данных таблицы 5.3 видно, что для метания порошковой навески величиной 1- 2 г в интервале параметров СГП скорость УВ газо-плазменной струи, разгоняющей частицы, может быть значительно ниже. Для канальных зарядов возможно использовать ВВ с невысокой плотностью, например насыпной.

Все источники [116-119] помимо ударно-сжатой плазмы конструктивно включают технологический переходный канал и камеру для обработки. С целью снизить разрушающее воздействие на поверхность заготовки предусмотрен ограничивающий канал.

Таким образом, с целью объёмного микролегирования методом СГП, использованы канальные заряды (Приложения Д-Е). Данная схема реализована с использованием канального заряда насыпного гексогена плотностью 1 г/см^3 . Заряд ВВ имеет канальную конструкцию с соотношением диаметра канала к диаметру заряда 0.3 при наружном диаметре заряда 30 мм, длине канала 100 мм, толщине демпфера 10 мм [121, 124, 125, 219] (рисунок 5.20).

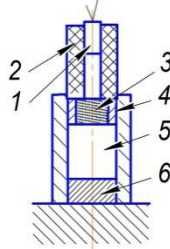


Рисунок 5.20 - Принципиальная схема установки обработки материалов высокоскоростным потоком частиц, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ, 1 – детонатор, 2 - канальный заряд, 3 – навеска порошковых частиц, 4 – капсула-демпфер навески частиц, 5 – ограничивающий канал, 6 – заготовка

Расположение порошка и заготовки в корпусе установки аналогично схеме торцевого метания. Для крепления образцов предусмотрен зажим с зазором высотой около 10 мм для выхода продуктов детонации.

Измерена температура плазмы в канале яркостным методом в камере К-83.05.00СБ. Принцип действия основан на введении оптической оси световода в зону определения температуры (канал заряда), другого конца световода – в канал пирометра. Данные с пирометра в виде электрических импульсов выводятся на осциллограф. Далее осциллограммы обрабатываются, рассчитывается температура с применением компьютерной программы. Как показывает термограмма температура плазмы в канале составляет около 9000 К (рисунок 5.21).

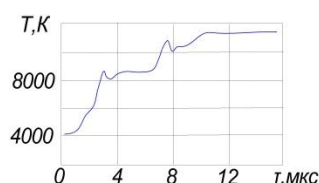


Рисунок 5.21 - Термограмма плазмы канального заряда

По данной схеме обработки скорость потока частиц составляет 3 – 3.5 км/с при давлении соударения 28 – 30 ГПа. Установка обеспечивает верхнюю скоростную границу метания частиц в режиме СГП.

5.6.4. Установка объёмного легирования методом сверхглубокого проникания частиц с максимальным охватом площади обработки

Установка получения дисперсноупрочнённых материалов взрывным методом применяется для изготовления композиционных материалов с новыми или улучшенными физико-механическими свойствами за счёт насыщения порошковыми частицами в объеме материала мишени. Конструкция установки за однократную обработку струёй порошковых частиц, разогнанных ударной волной, обеспечивает максимальный охват площади обстрела и, следовательно, экономически наиболее эффективна [233].

Ранее разработаны установки ударного нагружения потоком порошковых частиц и объёмного микролегирования за счёт сверхглубокого проникания частиц, имеющие принципиальные конструктивные отличия в зависимости от типа заряда взрывчатого вещества (ВВ) - обычного и канального [121]. Динамические схемы реализуют проникание порошковых частиц в размерном интервале порядка 10 – 100 мкм в материал мишени на глубину от сотен до тысяч диамет-

ров частиц. При разработке данных установок не преследовалась задача обеспечить максимальный охват площади обработки материалов.

Предлагаемая установка предназначена для получения дисперсноупрочнённых материалов взрывным методом и обеспечивает следующий технический результат: повышение эффективности однократной обработки материалов за счёт увеличения равномерности плотности и площади обстрела струёй дискретных частиц [положительное решение по заявке на патент N2014139221 от 15.07.14].

Сущность предлагаемой установки в том, что заряд взрывчатого вещества выполнен в нижней части в виде сегмента сферического с радиусом R , задаваемого расчётным соотношением высоты сегмента к диаметру заряда h/d , при этом на нижнюю сферическую поверхность заряда наносят рабочий слой порошковых частиц, что обеспечивает после инициирования заряда формирование струи высокоскоростных частиц в виде метательного расширяющегося конуса в сторону заготовки и обработку с высокой равномерностью плотности и максимальной площадью обстрела заготовки частицами, реализуя эффект сверхглубокого проникания частиц.

Принципиальная схема установки обработки материалов показана на рисунке 5.22. Электродетонатор - 1 предназначен для инициирования заряда взрывчатого вещества - 2. Рабочий порошковый слой - 3 нанесён (возможно клеевым или прессовым способом) на нижнюю сферическую поверхность заряда ВВ. Заготовка - 5 располагается в корпусе установки - 4 на расчётном расстоянии. Максимальная площадь обработки обеспечивается сферической конфигурацией нижнего среза заряда ВВ - в виде сферического сегмента с радиусом R . Необходимый радиус закругления R обеспечивается соотношением высоты сферического сегмента к диаметру заряда ВВ в размерной области ориентировочно порядка $0.05 < h/d < 0.2$ и обеспечивает метание порошковых частиц струёй в виде расширяющегося конуса, причём площадь основания соответствует площади поверхности заготовки.

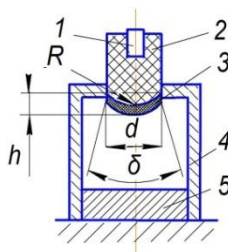


Рисунок 5.22 - Принципиальная схема установки, обеспечивающей СГП частиц с максимальным охватом площади обработки, 1 – детонатор, 2 – заряд ВВ, 3 – метаемый порошок, 4 – корпус, 5 - заготовка

Данная установка обеспечивает режимы сверхглубокого проникания частиц с применением заряда ВВ. Из основных бризантных ВВ применимы вещества с наибольшей скоростью детонации, например гексоген, чтобы обеспечить необходимую глубину внедрения частиц. Скорость потока порошковых частиц (дисперсность порядка 10 - 100 мкм) составляет порядка 1.5 – 3.5 км/с. Плотность потока частиц до 1.0 г/см³. Давление соударения с мишенью составляет 10 - 30 ГПа. Обработанные материалы в совокупности действия метаемой струи частиц и ударно-волнового воздействия получают фрагментацию микроструктуры. При проникании частиц формируются схлопнувшиеся каналы размером около 1 мкм с наноструктурированной вокруг канала зоной и остатками материалов частиц. Данные режимы обработки так же обеспечивают повышение твёрдости и прочности в 1.2 - 1.5 и более раз [122].

Установка обеспечивает эффективный угол разлёта частиц порядка $\delta = 60-70^\circ$. Углы разлёта частиц более 90° вероятно не целесообразны, так как имеет место краевой эффект для заготовки, проявляющийся в том, что в краевых областях заготовки изменяется градиент треков частиц. Так же увеличивается доля холостого обстрела частицами, приходящаяся на боковые стенки установки – 4.

Предлагаемая установка даёт уход от больших однократных навесок метаемого вещества к многократным маленьким навескам, тем минимизируя эффект разрушения, вырывания и размывания поверхности исходной заготовки, получаемых от кумулятивных струй с большими навесками рабочего расходного порошка.

В целом установка увеличивает площадь обстрела частицами мишени относительно кумулятивных ускорителей [93-100] до десяти раз и сокращает расходную массу порошка в несколько раз, обеспечивая эффект сверхглубокого проникания частиц и объёмного микролегирования материала мишени.

5.6.5 Установка получения дисперсноупрочнённых материалов при комплексном интенсивном пластическом деформировании и динамическом нагружении

Предложен способ получения дисперсноупрочнённых ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов путем обработки высокоскоростным потоком порошковых частиц, сформированным энергией взрыва, в специальной оснастке обеспечивающей интенсивную пластическую деформацию. Полученные данным способом материалы, могут использоваться как конструкционные композиты с повышенными прочностными свойствами, которые достигаются за счет интенсивной пластической деформации, диспергированием микроструктуры материала и насыщения порошковыми частицами в объеме материала.

Ранее получил известность метод получения наноструктурных металлов при ударно-волновом нагружении [123]. В данном методе образцы металлов (меди М1, алюминиевого сплава В95, титана ВТ1-0) разгонялись с помощью пушки до скорости несколько сот метров в секунду и направлялись в матрицу с пересекающимися под углом 90° каналами. Деформация материала протекала со скоростью $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$. Давление составляло 3-7 ГПа. Характерное время процесса деформирования составляет от нескольких сот микросекунд до миллисекунды. Начальная скорость нагружения составляла 300 м/с нагретых до 500°C заготовок диаметром 16 мм и длиной 65 мм. Нагрев заготовки обеспечивает пластичность при деформировании и соответственно, исключение трещинообразования и разрушения образцов как при статическом процессе. В результате получены дуплексные структуры, состоящие из смеси малых, рекристаллизованных зерен размером 2-3 мкм и деформированных зерен для ВТ1-0. Сплав В95 приобретает структурные элементы 200-500 нм. Дальнейшее измельчение зерна предполагается после нескольких проходов. Установлено, что при динамическом прессовании существенное измельчение структуры меди (от 100 мкм до 100 нм) достигается уже при 2 - 4-х кратном продавливании образца, чем при статическом прессовании за 8 – 12 проходов. Данная схема не обеспечивает введение в материал дисперсных упрочняющих элементов, а также предполагает сложную технологическую оснастку.

Обработка материалов потоком высокоскоростных частиц в режиме СГП не обеспечивает дополнительного интенсивного пластического деформирования (ИПД) материала и получения ультрамелкозернистой структуры. Комплексная обработка частицами в режиме СГП и одновременно производимая ИПД может обеспечить создание композиционных материалов повышенной прочности за счёт объёмного микролегирования и ультрамелкозернистой структуры при ИПД.

Техническое решение достигается за счёт того, что заготовку металла или сплава нагружают потоком высокоскоростных частиц дисперсностью порядка 1 - 100 мкм со скоростью потока 1.5 – 3.5 км/с, плотностью около $1,0 \text{ г/см}^3$, давлением соударения частиц с материалом заготовки 10 - 30 ГПа и одновременно продавливают за счёт совокупного воздействия эффекта сверхглубокого проникания частиц и продуктов детонации заряда через прокатные ролики для интенсификации процесса измельчения структуры, причём для повышения однородности структуры производят с лицевой и обратной поверхности заготовки.

Метод ударного нагружения потоком порошковых частиц может быть реализован по разным динамическим схемам, в зависимости от типа заряда взрывчатого вещества: обычного и канального [121].

Предлагаемый способ получения дисперсноупрочненных ультрамелкозернистых материалов реализует интенсивное пластическое деформирование образца за счет продавливания между роликами в результате воздействия на образец потоком высокоскоростных порошковых частиц, сформированного в ударной волне.

Схема обработки материалов показана на рисунке 5.23. Электродетонатор - 1 предназначен для инициирования заряда взрывчатого вещества - 2. Капсула с порошковым материалом в тонкой бумажной оболочке - 3 размещена непосредственно под зарядом взрывчатого вещества. Заготовка металла - 5 располагается в прокатной оснастке - 4 с профильными вращающимися роликами - 6. В процессе обработки формирование потока порошковых частиц осуществляется в воздушном зазоре между капсулой порошка и заготовкой. Давлением продуктов детонации и потока порошковых частиц заготовка продавливается через профильные вращающиеся ролики. Исходный размер поперечного сечения заготовки уменьшается после продавливания роликами в зависимости от пластичности обрабатываемого материала.

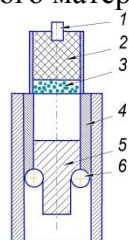


Рисунок 5.23 - Схема устройства обработки материала высокоскоростным потоком порошковых частиц, сформированным энергией ударной волны, одновременно с прокаткой, 1 – детонатор, 2 - заряд взрывчатого вещества, 3 – капсула с порошком, 4 – прокатная оснастка, 5 – заготовка, 6 – вращающиеся профильные ролики

Данная схема обработки обеспечивает легкость извлечения готового материала после обработки и необходимые технологические режимы. Время протекания процесса деформирования и дисперсионного упрочнения составляет 10 – 100 микросекунд. Скорость потока порошковых частиц (дисперсность порядка 1 -100 мкм) составляет 1.5 – 3.5 км/с. Плотность потока частиц около 1 г/см³. Давление соударения с заготовкой составляет 10 -30 ГПа. Разогрев металлических образцов (ВТ1-0, М1) находится в интервале 250 - 300⁰С. Материалы получают ультрамелкозернистую структуру, с армирующими треками размером около 1 мкм с сильно искажённой вокруг канала зоной и внедрёнными частицами. Концентрация насыщения материала каналами может достигать 27.5% [92]. Скорость проникания частиц в неподвижной матрице составляет 800-1200 м/с [152].

Скорость прокатки заготовки путем ударно-волнового воздействия составляет около нескольких сот метров в секунду, что ниже скорости проникания частиц в 2 и более раз и сохраняет условия СГП частиц. Прокатка через систему роликов специальной конструкции реализует интенсивную пластическую деформацию сжатием заготовки по двум осям поперечного сечения. В целом динамический способ интенсивной пластической деформации методом прокатки с одновременной обработкой потоком дискретных частиц [Заявка на патент N2014102073 от 22.01.14] обеспечивает измельчение зёрен микроструктуры заготовки и насыщение материалом частиц.

5.7 Выводы по главе

1. Изложены современные представления об условиях распространения УВ в твёрдых телах и уравнения состояния ударно-сжатого твёрдого тела с позиций термодинамики и теории упруго-пластического состояния, зависимости определения параметров УВ.

2. Описана система зависимостей упруго-пластического деформирования твёрдых тел, закономерности образования кривых давления и структурно-фазовых превращений, влияние акустической жёсткости твёрдых тел на волновую конфигурацию распространения УВ в них, зависимости прочностных параметров от давления УВ, направленные на исследовательскую компоненту процесса СГП частиц.

3. Исследованы уровни структурных превращений при прохождении УВ в металлах и сплавах и сформирована уточнённая эволюция механизмов деформирования при ударно-волновом нагружении в зависимости от параметров релаксации материалов.

4. Дан обзор принципов метания компактных тел с обоснованием выбора метода высокоскоростного метания для реализации процесса СГП частиц.

5. Описана методика расчёта параметров ударно-волнового нагружения твёрдых тел на основе метода согласованных импедансов аналитического и графоаналитического видов, построены ударные адиабаты материалов соударяющихся твёрдых тел.

6. Проведено исследование кумулятивных ускорителей, используемых для реализации эффекта СГП частиц, их разновидности и особенности.

7. Отработаны технологические режимы и созданы установки объёмного микролегирования металлов и сплавов в режиме СГП частиц - метания порошковых частиц за счёт энергии заряда ВВ торцевым методом, канальным методом и установки, реализующей максимальную поверхность обработки, каждая из которых обеспечивает метание частиц дисперсностью от одного до нескольких сот микрометров в скоростном интервале 1 – 3.5 км/с.

8. Предложен комплексный подход микролегирования и упрочнения материалов за счёт эффекта сверхглубокого проникания и интенсивной пластической деформации.

Глава 6 ЭФФЕКТ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ЧАСТИЦ – ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ФАКТЫ И ГИПОТЕЗЫ

6.1 Современные представления об эффекте сверхглубокого проникания частиц

В настоящее время фундаментальное физическое явление - СГП частиц находится в фазе формирования описательной картины процесса, выявления основных и сопутствующих факторов (характеристик) проявления данного эффекта. Обзорные работы первооткрывателя эффекта СГП частиц Ушеренко С.М. и его соавторов [100,126] нацелены на обобщение информации, накопленной об условиях проявления эффекта по спектру пар взаимодействия частицы - преграда, о моделях сверхглубокого проникания и протекающих структурно-фазовых превращениях и попытках описания СГП.

Проявление эффекта СГП частиц сопровождается рядом особенностей, обуславливающих сверхглубокое проникание, не наблюдаемых при многих импульсных методах обработки, как лазерное легирование, электронно-лучевая обработка и др.

1.Материал заготовки подвергается обработке высокоскоростного потока порошковых частиц за счёт энергии взрыва ВВ. Эффект СГП частиц реализуется в интервале скоростей метаеваемых частиц 1-3 км/с [127]. Показано, что эффект не объясняется «классическими» представлениями о метании и проникании в преграды высокоскоростных тел (частиц) при условии о соударении без испарения и разлёта материала частицы и мишени.

2.Установлена зависимость глубины проникания метаеваемых частиц в металлы и сплавы в зависимости от размера d метаеваемых частиц $(10^2-10^4)d$ [94-95]. Проникание частиц на глубину, превосходящую их размер в сотни и тысячи раз, не соответствует существующим баллистическим теориям, по которым при метании тел макроскопических размеров глубина проникания не может превышать нескольких диаметров (в пределах десяти) ударяющего тела [62, 96].

3.Эффект сверхглубокого проникания частиц проявляется при обработке металлических образцов высокой плотности порядка 1000 кг/м^3 [96]. Экспериментальные и теоретические исследования соударения с преградами одиночных высокоскоростных ($> 1 \text{ км/с}$) тел не реализует сверхглубокого проникания [97, 129]. Предполагается, что для проявления эффекта СГП частиц в преграду, необходимо наличие организованного потока порошкообразного вещества, который в некотором приближении можно рассматривать как непрерывную среду [130].

4.Определён критический размер проникающих частиц $d_k \leq 10^{-4} \text{ м}$ [86]. При нагружении преграды потоком частиц $d > d_k$ явление сверхпроникания не наблюдалось [97].

5.Определено значение давления при соударении потока частиц с мишенью порядка $\sim 15 \text{ ГПа}$ и несколько выше [94-95].

6.Зафиксировано время взаимодействия высокоскоростного дисперсного потока частиц с материалом преграды для взрывного кумулятивного ускорителя $\tau_0 \sim (2-7)10^{-5} \text{ с}$ [96].

7.В объёме нагружаемого образца число проникающих частиц составляет $10^2 - 10^3 \text{ шт/мм}^2$ [97]. В зависимости от метода динамического микролегирования масса проникающих частиц составляет от 1% [96] до 4 -5 % [131] от общей массы метаеваемых частиц.

8.Эффект СГП частиц сопровождается специфическими структурными преобразованиями материала преграды, которые происходят и на субструктурном уровне, характеризующими динамику изменения состояния вещества. Проникание частиц в преграду сопровождается микроканализованием материала мишени [132]. Данные каналы фиксируются в преграде вдоль движения частицы при металлографических и электроннооптических методах исследования [133]. Канал, по которому проходит частица, на всём протяжении оказывается почти схлопнувшимся и имеет искривлённый вид. Лишь в зоне торможения частицы образуется полость, которая может иметь различный вид в зависимости от формы типа полости от внутреннего взрыва до трещинообразной щели. Поперечное сечение канала не круглое, так же имеет различную конфигурацию. Наблюдаемые параметры треков, остающиеся после проникания частиц, имеют размеры порядка 1 мкм [134]. При метании металлических частиц на стенках канала обнаружен тонкий слой материала частиц [135].

9. При ударном воздействии происходит взаимодействие дискретных частиц с металлическим образцом, где в локальных участках реализуются давления, достигающие десятков кбар [94]. Взаимодействие частицы с преградой сопровождается интенсивной пластической деформацией в области траектории движения частицы. Стенки канала представляют собой аморфный слой повышенной твёрдости, что вносит дополнительный упрочняющий эффект.

Для объяснения механизма СГП частиц выдвинуты гипотетические модели различными авторами и сделаны попытки описать физическую картину процесса и обосновать условия сверхглубокого проникания, но единого понимания в настоящее время не достигнуто.

6.1.1 Сверхпроникание частиц с точки зрения гидродинамики и пластического деформирования

Гидродинамический аспект сверхглубокого проникания представлен в описании СГП частиц [127, 183], где отвергаются концепции, постулирующие упругую деформацию и хрупкое разрушение среды. Движение частицы под давлением P в несжимаемой вязкой среде представлено уравнением, содержащим вязкие и гидродинамические компоненты [127]:

$$M \frac{\partial V}{\partial t} = -S\mu\epsilon - S_1 \left(P + \frac{1}{2} \rho V^2 \right), \quad (6.1)$$

здесь M и S – масса и миделево сечение частицы соответственно; ρ – плотность преграды, V – скорость частицы, t – время, $\epsilon = V/d$ – эффективная скорость деформации; μ – коэффициент вязкости.

Предполагается, что разупрочнение среды возникает из-за локального нагрева слоёв, прилегающих к плоскостям скольжения до температур, близких или равных температуре плавления. При выполнении условия $d < d_k = \lambda^2 V/a$, где λ – расстояние между плоскостями скольжения; a – температуропроводность среды, вязкое и прочностное сопротивления уменьшаются до пренебрежимо малой величины, доминирующей становится гидродинамическая составляющая, определяемая вторым членом уравнения движения частицы. При очень малой вязкости квазизжидкости, частица движется равномерно. Для стальных мишеней и давлений несколько гигапаскалей скорость стационарного движения частицы составляет 0.5 км/с. Если характерное время поля давления около 20 мкс глубина проникания составляет $\sim 10^{-2}$ м.

Так, в работе [127] кратковременное разупрочнение материала преграды в условиях сверхбыстрой деформации и возникновение в квазизжидком металле под действием внешних давлений режима принудительного ламинарного обтекания определяют эффект сверхпроникания частиц.

В других работах Ушеренко С.М. с соавторами [152] предполагается, что движение частицы в преграде можно рассматривать как движение в невязкой несжимаемой жидкости. Это обосновывается расчётными условиями: число Рейнольдса $Re \gg 1$, скорость движения частицы меньше скорости распространения звука в материале мишени $u < c$. При нагружении материала УВ в мишени возникает переменное поле давлений, импульс которого сообщает кристаллической решётке такое повышение удельной энергии, что её достаточно для плавления единицы массы преграды. При $\tau_d < \tau_R$, где время взаимодействия частицы с преградой меньше времени тепловой релаксации, энергия, выделившаяся в результате взаимодействия, локализуется вблизи зоны контакта, что приводит к разупрочнению и даже плавлению материала мишени в этой области.

Движение частицы в материале обусловлено тем, что давление в канале, образующееся вслед за движением частицы, меньше нагнетаемого в преграде $P_z \ll P_f$. Этим же объясняется невозможность проникания одиночных частиц ($P_f = 0$). Рассчитана скорость движения в стали при $P \sim 2 - 5$ ГПа и $d = 10^{-5}$ м. Она составила 800 – 1200 м/с с предельной глубиной проникания $(1.6 \div 8.4) \cdot 10^{-2}$ м.

Существенное отличие сверхглубокого проникания при воздействии на преграду высокоскоростного потока от аналогичного соударения крупных тел объясняется авторами работ [98,

153]. В случае соударения малых частиц с преградой перераспределение энергии удара обуславливает сверхглубокое проникание частиц.

Работа [154] так же посвящена объяснению эффекта СГП за счёт процесса перераспределения энергии соударения в объёме твёрдого тела. С ростом давления в преграде за частицей, она может испытывать ускорение, и глубина погружения становится функцией давления. При этом предполагается скачкообразное падение сопротивления материала преграды. С помощью численного моделирования построен ряд графических зависимостей. Получена количественная информация в виде диаграмм: зависимость глубины проникания, объёма канала и доли потери массы по глубине от размера исходной частицы; зависимость энергии соударения, удельной плотности энергии кратерообразования от размера частиц. Отмечена роль этапа схлопывания кратера.

Эта физическая модель затрагивает и структурные аспекты и позволяет разработать экспериментальную методику определения объёмных изменений структуры, рассчитать время фазового перехода материала преграды.

Выдвинута гипотеза механизма сверхпроникания, основанная на структурных превращениях в области взаимодействия частицы с мишенью. В работе [152] дано предположение о проникании во время незавершённого фазового перехода, при котором статическое сопротивление материала равно нулю. В рамках такого подхода предложена математическая модель процесса высокоскоростного соударения частицы с металлической мишенью, описывающая наблюдаемые аномалии и показана её применимость для количественной оценки явления.

Гидродинамическая модель [159] рассматривает генерирование при соударении потока с преградой импульсное давление ($p \approx 10 \text{ ГПа}$), как процесс в зоне его существования, без учёта прочностных характеристик преграды. Скорость частиц потока, как правило, не превышает скорости звука в металле $U_f < c$, число Рейнольдса $Re > 10^2$, что позволяет описывать материал преграды, при взаимодействии с ним частицы в приближении несжимаемой невязкой жидкости.

Движение частицы на первом этапе (период торможения под действием гидродинамического напора за время заглубления на одну длину и время схлопывания канала) определяется инерцией. При $Re > 10^2$ и начальных условиях $U = U_0$ при $t = 0$ получено:

$$U = \frac{U_0}{1 + C \frac{\rho S U_0}{2M} t}, \quad (6.2)$$

$$x = \frac{2M}{\rho S} \ln \left(1 + C \frac{\rho S U_0}{2M} t \right), \quad (6.3)$$

где U – скорость частицы, x – глубина проникания частицы. C – коэффициент формы головной частиц ударника, ρ – плотность преграды, M и S – масса и площадь сечения частицы, t – время.

Второй этап проникания начинается после заглубления частицы на расстояние $x > L$, когда на проникание начинают оказывать существенное влияние процессы, связанные с принудительным схлопыванием каналов, создаваемых частицей в процессе перемещения в преграду, под действием давления p , генерируемого в преграде потоком.

Так, в соответствии с [159] скорость частицы стремится к значению:

$$U_{st} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{p}{\rho}}, \quad (6.4)$$

где U_{st} – скорость установившегося движения частицы; p – давление, генерируемое в преграде потоком частиц. Глубина проникания растёт по закону $x = U_{st} t$. При $p = 10 \text{ ГПа}$ для стали $U_{st} \approx 565.053 \text{ м/с}$. Скорость U_{st} зависит от давления, а глубина x определяется временем его приложения. Экспериментально время нагружения $t_f > 10^{-4} \text{ с}$ [127, 139], предельная глубина для стали $H > 0.0561 \text{ м}$, или $H/d > 5610$ для $d = 10^{-5} \text{ м}$.

Представление о реализации локальных давлений при взаимодействии частиц, разгоняемых энергией взрыва, с металлической мишенью развивается в модели [95, 155, 156], затрагивая и субструктурный уровень. Для проникания частиц в металлическую матрицу необходимо преодоление сил межмолекулярных связей и переход локальных областей в квазижидкое состояние как локализация деформации. Установлено, что энергия соударения расходуется до 46% на динамические потери. При движении в матрице частицы возбуждают перед собой ударно-

пластические волны и перемещают фронт высокого давления. Процесс пластической деформации вблизи траекторий движения частиц реализуется в виде релаксационных волн, имеющих сдвиговую и ротационную компоненты. На пути движения частиц образуются зоны сильно разупорядоченного состояния. В результате, чрезвычайно высокая подвижность атомов и объясняет высокую скорость движения частиц и схлопывание каналов.

Авторы [155] полагают, что металлическая мишень, обработанная потоком высокоскоростных дискретных частиц, упрочняется по нескольким механизмам, так как процесс является многофакторным. Во-первых, сами частицы способствуют дисперсному упрочнению материала, являясь препятствиями на пути движения дислокаций и дисклинаций. Амorfизация малых областей металла вблизи стенок каналов и легирование этих зон элементами материала частиц, вносят вклад в упрочнение. Так же широкий спектр дислокационно-дисклинационных структур вдоль траектории движения частиц, вносят вклад в упрочнение. Перечисленные выше факторы практически одновременно действуют, имеется наложение их влияния на упрочнение при СГП.

Эта гипотеза представлена и развита на основе большого экспериментального материала в виде микроструктур локальных областей внедрения частиц.

На основе статистико-термодинамической модели твёрдых тел с микротрещинами, включающей нелинейное управление эволюцией для тензорного параметра плотности дефектов предложено описание ряда эффектов аномальной пластичности при высокоскоростном нагружении в работе [157]. В результате численного моделирования показано, что в определённом интервале параметров, характеризующих свойства материала и условия нагружения, пластическая деформация локализуется в узких полосах сдвига при уменьшении эффективных времён релаксации, что обеспечивает сверхглубокое проникание частиц.

Можно уточнить, что аномальная пластичность должна сопровождаться зарастанием каналов после проникания частиц, что наблюдается только в части экспериментов.

6.1.2 Механизмы сверхглубокого проникания частиц на основе хрупкого разрушения, трещинообразования и нестационарного расклинивания среды

Академик Чёрный Г.Г. в своей работе [136] выдвигает гипотезу, объясняющую механизм реализации СГП частиц, согласно которому аномально низкое сопротивление мишени при движении частицы обусловлено хрупким разрушением с раскрытием и движением трещины впереди частицы. При чём, автор опирается на модельные эксперименты с крупными телами, иллюстрирующими отдельные черты механизма движения. Энергия образования трещины γ состоит из энергии образования новой поверхности и энергии образования пластических деформаций. Если характерное время деформационных процессов становится меньше времени развития пластических деформаций, то материал движущегося тела и мишени можно считать эффективно упругим. Характерное время деформации при СГП имеет порядок 10^{-7} - 10^{-8} с, величина времени запаздывания текучести для стали порядка 10^{-6} с и более.

Далее, учитывая энергозатраты на трещинообразование [137] и силы сопротивления движению частицы без учёта тепловых эффектов, рассчитывается уравнение кинетической энергии частицы массой m и скоростью V :

$$d\left(\frac{1}{2}mV^2\right) = -\gamma dS - FdH, \quad (6.5)$$

где F – сила сопротивления, S – площадь, образующаяся при движении свободной поверхности, H – путь, проходимый частицей. Решение данного уравнения оценивает глубину проникания частицы в зависимости от диаметра частицы, которая достаточно неплохо согласуется с экспериментом.

В целом, по модели академика Чёрного Г.Г. имеет место низкое сопротивление движению частицы при СГП 10 – 100 мкм и высоких скоростях 1-2 км/с, при этом не успевает проявиться пластическая деформация, а материал ведёт себя как хрупкий и упругий. Перед движущейся частицей возникают трещины нормального отрыва, на площадках контакта трение сопоставимо

с прочностью на срез, максимальные продольные напряжения не приводят к её разрушению (по данным работы [136]).

Данная модель не учитывает, что при проникании крупных тел разогрев за счёт трения движения не достигает высоких температур. Сложные процессы трещинообразования с перемещением ударника малореализуемы.

Появление откольных процессов при взрывном воздействии на металлические материалы отмечено и в работе [138].

«Количественная теория» [139] обосновывает СГП частиц так же трещинообразованием, но учитывает фрикционную диссипацию энергии, идущую на нагрев трущихся тел – частицы с мишенью. Условия существования эффекта Ушеренко представлены зависимостью кинетики пластического деформирования и сколового разрушения твёрдых тел от скорости деформирования:

$$\dot{\epsilon} * D \leq \dot{v}_0 \leq v_0 * \quad (6.6)$$

где $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, v_0 – начальная скорость частицы, D – диаметр частицы. Здесь звёздочкой отмечены величины, относящиеся к мишени и частице.

Ряд исследователей предполагает, что эффект сверхпроникания частиц наблюдается при временах расклинивания трещины частицей меньших или равных времени релаксации упругих напряжений в материале мишени [140], т.е. со скоростью звука. При этом энергия образования трещины на два – три порядка меньше энергии пластической деформации, что и позволяет частице пройти на очень большую глубину. Данные предположения должны учитывать энергию связи. Для разных металлов она различна и для разрушения внутренней связи требуется энергия несколько эВ. Интенсивность затухания УВ в преграде должна оказывать влияние на глубину проникания.

В работе [100] глубина проникания продольных микротрещин не может превышать зону возмущения от индивидуального удара, т.е. не может превосходить характерный размер частицы, более чем на порядок. Продольные каналы, как самые слабые места, способствуют внедрению инородного тела при ударном нагружении частицами. Инородными телами являются ударники в виде облицовки кумулятивной выемки и разрушаемого экрана, осколки которых превосходят частицу по размерам и создают коллективную ударную волну, распространяющуюся на большую глубину, чем могут создать одни частицы. Так, часть мелкодисперсных частиц может проникать по микротрещинам в материал.

Данные представления не согласуют небольшое количество формирования трещин и достаточно большое число внедрённых частиц, следовательно, имеется малая вероятность попадания в русло трещины.

В работе [141], механизм СГП частиц объясняется воздействием на материал боковых волн разгрузки, при этом возникают разупрочнённые области в виде канальных трещин, которые способствуют прониканию частиц. Но это объяснение не подтверждается экспериментами [142] по воздействию потока высокоскоростных частиц на цилиндрический образец, боковая поверхность которого была зажата в обойме. Это исключило воздействие боковых волн разгрузки на фронт ударной волны и её затухание определялось лишь продольной волной разгрузки. Частицы проникали в таком образце на ту же глубину, что и в образце, где боковые волны разгрузки воздействовали на фронт УВ, а затухание её определялось как продольной, так и боковой волн разгрузки.

Открытие явления сверхпроникания заставило пересмотреть описание внедрения длинных пластичных ударников в твёрдое полупространство и в рамках гидродинамического подхода. В вопросе о внедрении в твёрдую среду полагается, что основной вклад в более глубокое проникание компактных тел при высоких скоростях удара вносит эффект «нестационарного» расклинивания [143]. С учётом уменьшения давления, обусловленного расширением стенок каверны и динамическим «растяжением» линий тока вблизи контактной поверхности, получена приближительная оценка конечной глубины каверны L_k :

$$L_k = d_0 \sqrt{1 - \frac{D_k}{d_0}} \quad (6.7)$$

где D_k - диаметр образующейся каверны, d_0 - диаметр ударяемого тела. Эта оценка близка к опытным данным.

Для проверки гипотезы сверхпроникания частиц за счёт трещинообразования и появления несплошностей авторы работы [146] провели численное моделирование. Согласно численным экспериментам показано, что появление трещины, распространяющейся впереди частицы, почти никакого дополнительного эффекта не даёт по сравнению с прониканием без их появления.

6.1.3 О роли ударной волны в процессе сверхглубокого проникания частиц

Ударная волна как фактор, обуславливающий реализацию сверхглубокого проникания частиц, рассматривается в работе [146]. Предполагается, что существует возможность захвата частиц фронтом УВ [148], а силы, обусловленные повышенным давлением за фронтом волны H , достаточны для обеспечения стационарного движения тела со скоростью фронта. Движение частицы уподоблено движению шарика в тяжёлой жидкости в гравитационном поле с ускорением свободного падения. Условие увлечения частицы, размеры которой сопоставимы с шириной фронта H , выражено так:

$$c_x \rho S \frac{u^2}{2} \leq \frac{1}{\rho} (\rho_{ш} V) \frac{\partial \rho}{\partial x} \quad (6.8)$$

Здесь c_x - коэффициент лобового сопротивления, S - мидель сечения частицы, u - скорость относительно среды, ρ - плотность среды, $\rho_{ш}$ - плотность частицы, V - объём частицы.

Частица удерживается во фронте волны при выполнении условия:

$$p \geq \frac{3}{8} c_x u^2 \frac{\rho^2}{\rho_{ш}} \quad (6.9)$$

Стационарное движение частицы на фронте будет реализовано при $F_y = F_T$ здесь F_y - сила, действующая на частицу, связанная с градиентом давления, F_T - сила, обуславливающая торможение частиц натекающим потоком вещества, оцениваемая по формуле Стокса.

Путём численного моделирования явления проникания частиц, движущихся в потоке порошкообразного вещества показана принципиальная возможность «захвата» отдельных частиц фронтом упруго-пластической волны. Оценки по формуле (6.8) для размера вовлекаемых частиц 100 мкм при $c_0 = 3 \times 10^5$ см/с, $u = (0.5 - 1) \times 10^5$ см/с, $\rho_0 = 10$ г/см³ дают значение глубины проникания $R = 4 \times 10^{-3}$ см. Однако, реально зафиксированные глубины значительно больше.

При анализе этой гипотезы выявляется несоизмеримость скорости распространения фронта УВ и времени взаимодействия частицы с мишенью.

При численном моделировании движения тел в средах с различными физико-механическими свойствами в [146,148] в качестве модели принята модель упруго-пластического тела Прандтля-Рейсса, достаточно полно описывающая деформацию реальных материалов (металлов и сплавов преграды) в диапазоне давлений соударения частиц при СГП частиц. Частица моделируется абсолютно жёстким телом. Хотя экспериментально показано, что частица значительно деформируется и оставляет след на стенках трека при проникании. Для решения уравнения движения сплошной среды использована конечно-разностная методика аналогичная методу Глимма для газодинамических течений [148]. В случае проникания плоского клина в упруго-пластическую преграду экспериментальное значение глубины совпадает с численным решением. Результат получен в рамках подхода решения задач механики сплошной среды и течения среды расчётом по сетке с применением теории вероятности, при этом фронт волны, находится в фиксированной ширине. Показано [146,148], что шарик радиусом 10^{-5} м и массой 10^{-8} г, имеющий скорость 7.32 км/с не теряет скорость при проникании в преграду, остаётся во фронте УВ, при этом перегрузки колеблются около нулевого значения. Расчёты количественно и качественно подтверждены в [151].

Рассматривается возможность [147] стационарного движения хорошо обтекаемого тела с фронтом УВ в газе, на котором тело удерживается. Считается, что при взаимодействии потока со средой, возможно возникновение ударно-волнового течения в преграде, изменение физико-механических свойств в зоне, охваченной течением, что приводит к захвату веретенообразных тел фронтом УВ (по аналогии с захватом пылеобразных частиц при газовом взрыве). При этом фронт ударной волны считается безмерно тонким. Волновая картина, создаваемая выдвинутой перед фронтом частью тела, не приводит к замедлению тела: силы, обусловленной повышенным давлением за фронтом УВ, достаточна для обеспечения стационарного движения тела со скоростью фронта. Изменение формы тела (сокращение его длины) приводит к изменению волновой картины, и, начиная с определённых размеров, увлечение тела сверхтонким фронтом волны становится невозможным.

На ряду с представлением об активной роли УВ в механизме сверхпроникания, выдвигается гипотеза об образовании второй УВ при соударении частицы с поверхностью [149]. Возникновение второй УВ, следующей по частице вслед за первой УВ приводит к резкому торможению границы раздела частица-мишень и осуществляет перераспределение кинетической энергии удара, возвращая частице энергию на отрыв её от мишени.

Полагаю, эта гипотетическая модель имеет приложение только когда рассматривается одна частица-ударник, а если поверхность матрицы подвергается воздействию потока частиц, то она испытывает последовательную серию микроударов.

Проведен несложный анализ данной гипотезы. Поток частиц представляет собой мощный фактор воздействия на материал преграды. Не прибегая к точному вычислению функции распределения частиц потока по времени возможно усреднённо рассмотреть их периодичность воздействия на материал мишени.

Время воздействия потока на материал преграды составляет приблизительно $\tau \sim 10^{-5}$ с. За этот временной интервал поверхности преграды сообщается спектр импульсов ударниками – частицами, число которых может иметь значение $N \sim 10^5$. Тогда за время взаимодействия потока с преградой сообщаемые импульсы будут повторяться через промежуток времени, равный периоду повторения импульсов $T = \tau/N$, T приблизительно равное 10^{-10} с и соответствующей частотой 10^{10} Гц.

Локальное воздействие частиц вызывает последовательно накапливающуюся серию микроударов и усиление коротковолновых поверхностных волн, что более сопоставимо с ультразвуковым воздействием на металлическую матрицу. Так, после ультразвуковой обработки плотность дислокаций в аустенитной стали 1X18H9T возрастает до $\sim 10^9$ см⁻² [150]. В этом случае деформация идёт путём скольжения, а затем деформационного двойникования, внутри двойников – дислокационная ячеистая структура. Наблюдается разориентация субзёрен и разрушение субграниц при ультразвуковом воздействии в монокристаллах алюминия и при некоторых режимах в поликристаллической меди [150]. Подтверждение аналогичных изменений структуры имеется при обработке металлической матрицы потоком частиц в работах [94-95].

6.1.4 Кавитационная модель

Объяснение механизма СГП частиц как гипотеза об образовании кавитационных пузырьков за счёт ударного воздействия микрочастиц дано в [144], что обуславливает их проникание во внутренние слои мишени. Рассмотрена возможность реализации одного из возможных неравновесных состояний. При бомбардировке материала мишени потоком высокодисперсных дискретных частиц в материале генерируется высокочастотное поле достаточно высокой интенсивности, причём частота такого воздействия $f=10^9\text{-}10^{12}$ Гц характерна для гиперзвуковых волн. Интенсивность энергетического воздействия данного потока на единицу площади составляет $J_p=10^9\text{-}10^{10}$ Эрг/(с см²) и значительно превышает условия зарождения кавитационных полостей в материале. Образование данных полостей ещё в 1950-х г.г. при взаимодействии УВ и волн разрежения в конденсированных средах было предсказано К.П.Станюковичем [145].

Основными условиями образования кавитационного процесса являются:

- превышение интенсивности потока пределу прочности материала на разрыв,
- превышение некоторой частоты воздействия (10^5 Гц).

В случае обработки материала потоком дискретных частиц в режиме сверхглубокого проникания оба эти предела оказываются превышенными и, следовательно, кавитация должна иметь место. О том же свидетельствует изменение структуры стали как в случае их в режиме СГП, так и при ультразвуковой обработке. Размер образующихся кавитационных полостей соизмерим с размером частиц их генерирующих. Законы кавитации, как правило, образуют узкие пучки и частицы, которые попадают в зону этих пучков, распространяются не в среде сплошного тела, а в зоне мембран, образовавшихся между двумя соседними кавитационными полостями.

Таким образом, некоторые частицы взаимодействуют не со сплошным телом, а с мембранами. Следы лобового столкновения частиц с мембранами, достаточно интенсивны и формируют каналы, диаметр которых определяется толщиной мембран, а аморфная структура трека определяется интенсивностью удара частицы, условиями теплоотвода и скоростью охлаждения, которая для диаметра канала 1 мкм имеет значение около 10^9 К/с, что как минимум на два порядка превосходит необходимые для реализации данного явления условия.

Анализируя возможность данной гипотезы, необходимо сопоставить распространение области формирования кавитации, её распространение в материале вследствие УВ и «время жизни» кавитационного поля. В объёме мишени проникающие частицы составляют 100-1000 шт/мм² - это означает, что практически весь объём мишени при СГП должен быть охвачен кавитационным процессом. Данное явление не наблюдается, обычно области кавитации очень небольшие и формируются в специальных условиях изменяющихся градиентов давлений и распространения волн.

Таким образом, представление о специфическом механизме сверхглубокого проникания частиц выражено многими исследователями. Показана возможность аномально-пластического поведения материала при высокоскоростном нагружении вследствие локализации деформации как условия проникания частиц. Рассматривались идеи о проникании частиц за счёт развития трещин и о захвате частиц фронтом УВ. Предлагалась гипотеза, основанная на предположении перераспределения энергии сгустка при проникании и соответствующей перестройке структуры в канальных зонах.

Как видно к настоящему времени не достигнуто единого понимания механизма явления сверхглубокого проникания частиц. Несмотря на разнообразие моделей, они полностью не объясняют природу процессов, происходящих в материале матрицы, и обеспечивающих его упрочнение.

Процесс исследования механизма сверхпроникания идёт по пути накопления и анализа экспериментального материала, изучения изменений в металлической мишени на макро- и микроуровне и широкого использования методов численного моделирования на основе ряда физических моделей твёрдого тела при высокоскоростном воздействии.

6.1.5 Роль кратерообразования при сверхглубоком проникании

Роль кратерообразования при СГП рассматривалась в ряде работ [93, 126, 182], в которых анализ аномалий при кратерообразовании показал, что все якобы аномальные результаты получены в области взаимодействия с микрообъектами. Кратеры с отношением глубины проникания к размеру ударника свыше 10 фиксируются при бомбардировке преграды потоком ударников размерами менее 500 мкм.

Кратерообразование как процесс зависимости размеров кратера от объёмной плотности энергии и прочностных свойств описан в [161]. Считаются типичными кратерными образованиями полусферические полости, линзообразной формы с плоским участком дна. Классически имеются четыре этапа кратерообразования. На первом из них давление на стенках превышает величину предела текучести и объём кратера быстро нарастает, пока не достигнет размера ударника или его внедряемой части. Второй этап реализуется вследствие того, что слой деформированного материала стенок имеет остаточную скорость, приобретаемую на первом этапе. Третий этап реализуется в момент, когда давление на стенки и дно оказывается меньше динамического предела текучести. Четвёртый этап кратерообразования происходит при обратном движении стенок кратера от его оси.

Автор многочисленных работ по СГП в [126] апеллирует к модели, развитой в [180] и основанной на положениях:

- металл ведёт себя так, как если бы имела место временная задержка деформационного упрочнения, необходимая для образования кратера;
- материал в области кратера не следует гидродинамическим закономерностям, так как течение определяется лишь кристаллографическими и прочностными свойствами;
- время процесса определяется «критической» скоростью течения металлической мишени;
- после превышения критической скорости движения материала, для деформации материала уже не требуется больших затрат энергии. Разогрев материала и фазовые переходы могут обеспечить данные эффекты.

Протекание фазового перехода при динамическом нагружении по [78] идёт по схеме замораживания с потерей дальнедействующих связей.

При высоких скоростях удара $V > (12-13) \text{ км/с}$ разрушению подвергаются лишь поверхностные слои мишени, а глубинные слои, куда проникают ударные волны, релаксируют без разрушения материала. Это явление называется эффектом Леонтьева [177], который состоит в том, что при скоростях удара более 12 км/с наблюдается резкий рост радиуса и уменьшение глубины кратеров, происходит сильное выполаживание лунок.

На эффект Леонтьева опирается модель [178]. При ударе потока порошковых частиц о металлическую поверхность происходит выгибание последней в виде сферической выемки. От поверхности выемки в радиальных направлениях возникают многочисленные трещины. Раскалённые в УВ частицы разрушаются в процессе их разгрузки и далее происходит их впрыскивание под высоким давлением в каналы трещин. После разгрузки материала преграды сжатого в УВ каналы трещин схлопываются и частицы оказываются вкраплёнными в материал преграды. Схлопнувшиеся каналы регистрируются затем как треки частиц.

Данная модель не учитывает, что процесс СГП имеет нижнюю скоростную границу $\sim 1 \text{ км/с}$. Кроме представлений о трансформациях кратера, присутствуют нерешённые вопросы, характерные для модели «трещинообразования» при СГП. Раскалённые частицы не эквивалентны жидкости.

Таким образом, реализация сверхглубокого проникания частиц по каналу, как продолжение кратера не находит своего объяснения по теории кратерообразования.

6.1.6 Сверхпроникание за счёт кумулятивного эффекта

В экспериментах [162] по нанесению композиционного состава (Ti + TiC) на стальную подложку с помощью коаксиального магнетоплазменного ускорителя получен эффект СГП, который трактуют по классическому кумулятивному механизму. В результате на вертикальном стальном шлифе наблюдаются многочисленные треки с поперечным размером менее 1 мкм. Размер проникающих частиц может быть порядка 1 – 5 мкм. Прямолинейность треков сохраняется на глубине ~50 мкм. Далее их траектории становятся извилистыми и обнаруживаются на глубине до ~ 350 мкм. На такой же глубине установлено присутствие титана. При 6500-кратном увеличении зафиксированы незавершённые кумулятивные процессы. Отчётливо видны несхлопнувшиеся кумулятивные выемки с затвердевшими остатками кумулятивных струй и входные отверстия от их внедрения. Геометрия зафиксированных фрагментов полностью соответствует классическим представлениям по теории кумуляции [21]. Плотность вещества в кумулятивной струе и её скорость значительно превышает параметры в исходном потоке. Глубина проникания струи L в преграду определяется формулой Лаврентьева:

$$L = l \sqrt{\frac{\rho_1}{\rho_2}}, \quad (6.10)$$

где l – эффективная длина кумулятивной струи, ρ_1 и ρ_2 –соответственно плотности материалов струи и преграды.

Длина струи может до 3 раз превышать длину образующей кумулятивной выемки. По данной модели [162] проникание струи по прямолинейному пути на глубину до 50 мкм возможно при диаметре основания в полусферической кумулятивной выемке 20 – 30 мкм и поперечном размере струи около 1 мкм. Дальнейшее проникание по криволинейной траектории на 350 мкм объясняется другими теориями.

Так, представленная выше гипотеза трактует внедрение одной частицы по кумулятивному механизму. Но имеется значительное различие в проникании свободного элемента и потока [179], так как имеется снижение скорости частиц в потоке, в результате чего последующие за первыми частицы взаимодействуют уже с дном кратера.

6.1.7 Прочностная компонента как основа при сверхглубоком проникании частиц

В физико-математической модели работы [160] природа сверхпроникания изложена с учётом прочностных свойств преграды. На основе данной модели численно решена задача о сверхглубоком проникании вольфрамовых частиц в стальную преграду.

Отмечено, что очень малая доля метаемых частиц, порядка 0.1% проникает на большую глубину. По мнению [160] это связано с тем, что начиная с некоторого момента времени t происходит экранирование падающих частиц теми частицами, которые накопились в поверхностном слое преграды. Если объёмная концентрация частиц m_2 в поверхностном слое меньше некоторой критической m_2^* , то падающие на поверхность частицы могут проникать в металл. Если $m_2 > m_2^*$, то падающая частица сталкивается с частицей в поверхностном слое и застревает в нём. Отдельные импульсы, создаваемые падающими частицами, распределяются между всеми частицами, в результате чего плотный слой частиц действует на преграду со средним давлением [127] $p_L = 0.3 \rho_L v_L c$, где c – скорость звука в преграде, ρ_L и v_L –средняя плотность и скорость частиц в облаке. Откуда следует, что проникание частиц в преграду будет происходить при условии: $\langle m_2 \rangle > m_2^*$, где $\langle m_2 \rangle$ - средняя объёмная концентрация частиц в поверхностном слое.

Сделан вывод, что чем позже частицы входят в преграду, тем меньше они тормозятся в приграничной области, а затем обгоняют частицы, вошедшие в преграду раньше, проникая на большие расстояния. Это связано с тем, что первые частицы начинают проникать в преграду, когда давление в ней равно нулю, поэтому они затрачивают больше энергии на торможение и создание высокого давления, чем частицы, вошедшие в преграду в более поздние моменты времени. Этот эффект обуславливает немонотонное распределение концентрации частиц от глубины проникания.

Можно согласиться с предположениями о критической плотности потока, обеспечивающей максимально возможный процент проникания. Но однозначно причину сверхпроникания не может обуславливать только плотность потока.

6.1.8 Модель энергобаланса сверхглубокого проникания

Расчёт параметров трека частиц, основанный на динамическом балансе кинетической энергии частицы дан в работе [158]:

$$\frac{E_c}{V} = \frac{E_\Phi}{V_1} + \frac{E_d}{V_2}, \quad (6.11)$$

где E_c, E_Φ, E_d – соответственно, энергия соударения, энергия формирования и энергия деформирования, определяемые по соотношениям 6.12 и 6.13; V, V_1, V_2 – объёмы материалов на которые соответственно воздействуют E_c, E_Φ, E_d :

$$\frac{E_\Phi}{V_1} = \frac{1}{2} \rho v_\Phi^2 = \sigma_M \varepsilon_M - \varphi_M \quad (6.12)$$

$$\frac{E_d}{V_1} = \frac{1}{2} \rho v_d^2 = \sigma_\Pi \varepsilon_\Pi - \varphi_\Pi \quad (6.13)$$

где ρ – плотность, v_Φ и v_d – скорости формирования и деформирования канала; σ_M и ε_M – напряжение и деформация при формировании канала, σ_Π и ε_Π – напряжение и деформация при деформировании канала, φ_M и φ_Π – динамическая упругая энергия при формировании и деформировании канала.

Глубина канала $L = V/(\pi r^2)$, где r – радиус канала. Вкупе с выражениями 6.11, 6.12 и 6.13 и пренебрегая энергией, расходуемой на формирование уступа кратера, разгрузки ударника и энергии эжекции материала кратера, получено соотношение для оценки глубины проникания частиц:

$$L = \frac{E_c}{\pi r^2 [(\sigma_M \varepsilon_M + \sigma_\Pi \varepsilon_\Pi) - (\varphi_M - \varphi_\Pi)]} \quad (6.14)$$

Величины, определяемые по данному выражению согласуются с экспериментальными данными о проникании в нижней границе. Данная картина баланса кинетической энергии частицы с характерными процессами пробивания преграды не вызывает значительных возражений.

6.2 Структура и свойства материалов после обработки потоком высокоскоростных частиц

Высокоскоростное воздействие потока частиц с металлической преградой, реализующее сверхглубокое проникание позволяет упрочнять металлические материалы твёрдыми дисперсными частицами и изменять физико-механические и эксплуатационные свойства металла. При этом структурные изменения в материале преграды имеют принципиальные отличия от процессов структурообразования в металлах, как при обычных методах поверхностного легирования, так и с применением потоков энергии (лучей лазера, электронных пучков, ударных волн) [164, 166]. При легировании с помощью лучей лазера и электронных пучков достигается упрочнение только поверхностных слоёв металла, измеряемых микрометрами. При глубоком лазерном кинжальном проплавлении на глубину ~30-50 мм также не наблюдается специально направленный перенос легирующего вещества [165-166]. С применением энергии взрыва получают поверхностное легирование, при этом порошок легирующего материала метают или размещают на поверхности заготовки с последующим ударным сжатием летящей пластиной. В результате ударного сжатия и вследствие конвективных диффузионных потоков происходит насыщение поверхности легирующим веществом [167-168].

При обработке потоком высокоскоростных частиц происходит насыщение всего объёма металлической преграды материалом внедрённых микротел на сверхвысокие глубины [169]. Исследование структуры ведётся в основном по следующим направлениям.

1. Определяется наличие и форма кратеров или каналов проникающих частиц, состояние канальной полости и видоизменение микроударника на всех этапах проникания в преграду.

2. Исследуется структура локальной области вблизи канала.

3. Изучается структура и фазовые переходы в объёме материала, микроискажения кристаллической решётки и т.п.

В наибольшей степени исследовательские работы по СГП посвящены первым двум направлениям. Рассмотрим общие закономерности структурных изменений, характерные для металлических материалов при СГП.

1. При обработке сталей, титана и др. материалов TiB_2 выявлены треки, содержащие бор, которые проходят непрерывно через весь шлиф, вырезанный в направлении проникания частиц [93].

В работе [94] отмечено, что границы зёрен стали Э3 и армко-железа оказываются проницаемы для частиц независимо от ориентировки по отношению направления движения частиц. Однако встречающиеся на пути частиц границы способствуют снижению скорости их движения.

В исследовании [175] отмечено, что при микролегировании стали 45 различными порошками, как борида ниобия и силицида молибдена, вид следов частиц практически одинаков. Прохождение частиц через перлитные зёрна стали 45 вызывает значительную деформацию цементитных пластин. Переход порошковой частицы через межфазные границы типа феррит-перлит не оказывает значительного влияния на траектории движения частиц. При взаимодействии проникающих частиц с зёрнами сульфидов в стали 45 наблюдается деформация и разрушение зёрен, являющихся эффективным препятствием и причиной ситуации, когда частицы останавливаются при взаимодействии с такой прослойкой сульфидов.

После обработки частицами карбида ванадия мишени инструментальной стали [174], путём суммирования каналов по ячейкам установлена усреднённая плотность видимых канальных образований в единице площади P_L , пористость канальной структуры P_{op} , средний видимый диаметр канала d_k . Так, при минимальном времени травления 10%-ным спиртовым раствором $d_k=1.36$ мкм, $P_L=124.5$ мм⁻², $P_{op}=27.5\%$. Таким образом, выявлены и оценены геометрические параметры активированной канальной зоны.

По данным [93] для медной преграды можно наблюдать канальную полость с остатком микроударника из окиси алюминия, при этом размер остатка меньше на 5% исходного. Остаток ударника находится в виде стержня, раздробленного по длине. По стенкам канала-кратера после схлопывания канала наблюдаются армирующие волоконные структуры, содержащие большое количество материала внедрения. Остатки ударника и волоконные новообразования являются результатом взаимодействия материала ударников с материалом преграды.

Формы частицы и каверны в целом соответствуют друг другу [158]. Форма обнаруженных остатков частиц во многом зависит от их природы. Для тугоплавких и хрупких композиций (диборид титана, карбонитрид титана и др.) остатки ударников имеют колотую форму с закруглениями в лобовых частях. Форма остатков металлических порошков, обнаруженных в конце каналов являются каплевидными, вероятно за счёт уноса вводимого материала от поверхности. Образующиеся каналы не являются прямолинейными, они искривлены, отклоняясь от исходного направления.

Ряд исследователей изучали структуру мишеней, применяя термическое воздействие на материал после обработки потоком порошковых частиц. При высокоскоростном нагреве под закалку стали Р6М5 легированной никелем и карбонитридом титана, происходит застывание каналов, при этом их плотность по сравнению с исходным состоянием уменьшается в 2-3 раза [176].

2. Исследована в [93] канальная структура, следующая за центральной первичной волоконной армирующей и остатком ударника в конце канала. Второй - это слой разупорядоченной структуры, которую трактуют как аморфную. Далее (третий), вовне, - следует сильно искажённая фрагментированная структура (зона интенсивной пластической деформации). Последняя

зона, отличная от структуры объёма – это ячеистая дислокационная структура (зона пластической деформации).

Так (о втором слое), при движении частиц в преграде, каналы и близлежащие каналные зоны представляют наиболее деформированные области. В зонах преграды, непосредственно прилегающих к каналу не содержатся дефекты деформации типа дислокаций, микродвойников, дефектов упаковки [155]. Электронограммы свидетельствуют о нахождении тонкого слоя металла на поверхности каналов в аморфном состоянии [170]. Это объясняется оплавлением металла от тепла, выделяемого при трении от движения частицы и высокой степенью развития пластической деформации.

Третья и последняя зона не разграничиваются другими авторами и трактуются как структура вблизи канала проникающих частиц.

Пластическая деформация вблизи частиц и траекторий их движения реализуется в виде волн релаксации, имеющих сдвиговые и ротационные компоненты и протекающие с высокой скоростью [171]. Вокруг частиц возникают паукообразные экстинкционные контуры волнового типа.

При внедрении в сталь ЭЗ частиц TiCN [94] локальная пластическая деформация в зоне проникновения частиц сопровождается резким увеличением источников дислокаций и систем скольжения, возрастанием скорости движения дислокаций, интенсификацией неконсервативного перемещения порогов дислокаций. Вблизи заторможенных частиц с волновыми зонами сдвиговой и ротационной деформации обнаружены тонкие двойники, ширина которых соизмерима с размерами частиц. В микродвойниках отмечена фрагментированная структура, свидетельствующая о коллективных формах движения взаимодействующих дислокаций, появление элементов субструктуры в форме оборванных и петлеобразных дислокационных границ.

В работе [184] при обработке меди потоком SiC + Ni на сильнодеформированном участке у канала имеются деформационные двойники, частицы SiC размером 30 и 5-10 нм, вероятно осколки частицы.

Такое изменение структуры и свойств материалов свидетельствует о наличии как армирующего, так и субструктурного механизма упрочнения материала мишени.

З.Вдали от канала образуется структура, которая характеризуется малой степенью деформации. Зафиксированы дислокации, расположенные хаотически [155], (но по направлению к каналам и частицам выявляется сильно фрагментированная ячеистая и дислокационная структура, прилегающая к аморфной зоне).

Характер структурного упрочнения во многом определяется типом кристаллической решётки материала. Многочисленные исследования стальных мишеней [72,173] позволили достаточно подробно изучить в них структурную и субструктурную перестройку при сверхглубоком проникании частиц.

При исследовании тонкой структуры молибдена (легирование Si_3N_4 , Ti, TiB_2) [168] обнаружены расщеплённые дислокации, которых не было в исходном состоянии. Появление расщеплённых дислокаций объясняется перестройкой дислокационной структуры в условиях высокоскоростной деформации.

По данным [184] при обработке меди потоком SiC + Ni на глубине 15 мм формируется ячеистая дислокационная структура (размером 0.15-0.3 мкм) под давлением ~15-20 ГПа, ячейки размером 0.7 мкм – под давлением ~5 ГПа. Таким образом, по размерам дефектов (ячеек) можно установить локальные давления в преграде. Обнаружены двойники толщиной 7-120 нм (известно, что двойники и субзёрна образуются при давлениях 17-40 ГПа).

В материале матрицы вследствие воздействия высокоскоростного потока частиц имеют место фазовые превращения. Анализ структуры стали 08X18H10T показал, что вследствие скоростной пластической деформации, включающей процессы сдвига, двойникования, зарождения дефектов упаковки, происходит полиморфное превращение с образованием ϵ -мартенсита [156]. В работе доказывается, что ϵ -мартенсит представляет собой тонкие двойниковые пластины с гексагональной плотноупакованной решёткой и осуществление перестройки решётки аустенита в мартенсит вызвано сдвиговыми процессами в результате изменения межатомного расстояния.

В работе [128] железоникелевые сплавы, обработанные потоком частиц в режиме СГП имеют локализованную деформацию со следами $\alpha \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ -превращений для низконикелевых, в высоконикелевых $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение под давлением 12 ГПа.

В [181] показано, что взаимодействие потока частицами карбида кремния хромомарганцевой аустенитной стали 40X12Г8 отрицательно влияет на износостойкость, носит преимущественно упругий характер, зафиксировано заметное уменьшение параметра кристаллической решётки аустенита, вялый характер развития $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения.

На стадии отпуска упрочнённой стали Р6М5 появляются зоны с изменённой структурой [176], которая содержит элементы порошка, введённые в процессе динамического микролегирования. Наличие таких зон привело к повышению прочности на изгиб и износостойкости.

Интересные результаты получены [96] при обработке биметаллической преграды Fe – Fe, Fe- Ti, Fe-Cu и различными по химическому составу парами порошок-преграда. Так, при метании NbB₂ (фракция 1-10 мкм) в пакет Fe-Ti или Fe-Cu наличие бора в пластине титана не зафиксировано после прохождения области железа, причём треки начинают поворачивать по касательной задолго (на расстоянии ~4-6 диаметра частицы) до подхода ко второй преграде (если вместо железа в паре применяется сталь). Другие пары пластин (Fe – Fe, сталь-сталь) обладают полной проницаемостью для порошка бора. Другие порошки также проникают во все пары преград.

Такую особенность объясняют различным значением величины энергии дефекта упаковки металлов. Титан обладает очень низкой энергией дефекта упаковки, что затрудняет поперечное скольжение дислокаций и соответственно затормаживает проникание частиц.

Таким образом, материалы, подвергнутые динамическому воздействию потока высокоскоростных частиц, значительно изменяют свои эксплуатационные и физико-механические свойства. Процесс упрочнения идёт по нескольким механизмам и является многофакторным. Проникающие частицы способствуют дисперсионному упрочнению материала, являясь препятствием на пути движения дислокаций. Происходит армирование материала вследствие возникновения каналов и специфической близлежащей структурой. Упрочняющее действие даёт аморфизация микрообластей вблизи стенок канала и легирование зон элементами проникающих частиц. Субструктурный аспект упрочнения отражён в проявлении дефектных структур вблизи канальных зон.

6.3 Теплофизические процессы высокоскоростного взаимодействия потока частиц с мишенью

Изменение тепловых параметров при взаимодействии высокоскоростного потока частиц с преградой возможно проанализировать, если аппроксимировать поток пористым телом (плотность $\rho \sim 1 \text{ г/см}^3$) длиной порядка 15-20 мм. Определим некоторые тепловые параметры считая процесс взаимодействия потока частиц с преградой как соударение двух тел. Используя такую модель можно воспользоваться методикой определения температуры для сварки взрывом металлических пластин [78]. В зоне контакта двух тел при ударе вблизи линии контакта мгновенно выделяется некоторое количество тепла Q , которое зависит от скорости метаемого тела v , угла взаимодействия между телами, скорости звука в преграде и высоты соударяющихся тел. Q пропорциональна энергии поверхности ρv^2 . С учётом приближённой зависимости величины мгновенного тепла Q , выделяющегося в зоне соударения, определена максимальная температура в зоне тепловыделения. Изменение данной температуры ΔT составило для алюминиевого сплава АМг6, меди МЗ, титана ВТ 1-0 составило соответственно 670, 951 и 2174 градуса. Ширина зоны тепловыделения для данных материалов составляет 18, 13 и 7 мкм [254].

Оценка величины тепла и приращение относительной температуры вследствие воздействия частиц на материал преграды [78]:

$$T_1 = \frac{Q^*}{(c_1 \rho_1 \delta_1 + c_2 \rho_2 \delta_2)}, \quad (6.15)$$

где c_1 и c_2 - теплоёмкости тел соударения. Тепловая компонента $Q^* = v_1^2 \rho_1 \delta_1 / 2$, здесь v_1 - скорость метания, δ_1 - высота потока частиц, ρ_1 - плотность метаемого потока.

Расчёт величины разогрева материала преграды проведен для алюминиевого сплава, титана и меди при воздействии потока частиц вольфрама ($c_1 = 140.2$ Дж/кг град) и хрома ($c_1 = 516.6$ Дж/кг град) при значении $Q^* = 20$ МДж/м².

Изменение параметров температурного поля при воздействии потока частиц на материал преграды вследствие соударения составляет 250-350 градусов [254]. Повышение температуры происходит в результате адиабатического сжатия. Это температура, которая сохраняется только несколько микросекунд. Структура формируется под влиянием температуры разгрузки, которая в несколько раз меньше. Так, при давлении 10 ГПа для алюминия, меди и титана она составляет соответственно 35, 25 и 29 градусов.

6.4 Выводы по главе

1. Сформирована комплексная оценка характера и особенностей процесса сверхглубокого проникания частиц, разогнанных энергией взрыва, характеристические параметры процесса СГП, а так же критические условия его проявления: скорость метания частиц 1-3 км/с с давлением соударения 12-15 ГПа, дисперсность частиц около 1- 100 мкм обеспечивает глубину проникания в металлические преграды до 100-1000 характерных размеров частиц.

2. Сделан анализ предлагаемых объяснений механизма сверхглубокого проникания частиц с момента открытия СГП, включающие пластические модели, основанные на гидродинамическом обтекании частицы; хрупкие, предполагающие проникание частицы на основе трещинообразования или возникновении кавитации; ударно-волновые, объясняющие сверхглубокое проникание за счёт продольных, поперечных и ротационных волновых процессов и др., каждая из которых однозначно не дающие решение вопроса о физической сущности СГП частиц.

3. Исследованы структурные особенности при сверхглубоком проникании частиц, в частности система канальных структур, состояние ударной частицы внедрённой в объёме преграды из различных металлов и сплавов.

Глава 7 МОДЕЛЬ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ЧАСТИЦ

7.1 Термодинамическое состояние системы «частицы-преграда»

При изучении процесса сверхглубокого проникания частиц необходимо рассмотреть взаимодействие частиц с преградой как индивидуально, так и в виде потока, и роль ударной волны в проявлении процесса СГП.

В результате взаимодействия УВ, формируемой продуктами детонации, с металлом (~ 1 ГПа) увеличивается амплитуда колебаний атомов кристаллической решётки, что увеличивает энергию металла. Поток частиц (на основании значений давления соударения 12 - 16 ГПа) ещё в большей степени оказывает влияние на изменение состояния материала преграды.

Взаимодействие потока частиц с преградой представляет собой процесс индивидуальных воздействий каждой отдельной частицы, которая локально действует на материал, и с другой стороны - это совокупность множества частиц.

Современные баллистические теории постулируют проникание отдельных высокоскоростных частиц на глубину менее 10 диаметров микротел [97, 129].

С точки зрения классической физики (при обтекании отдельной частицы) сверхглубокое проникание одиночной частицы невозможно. Сверхглубокое проникание частиц в преграду описывается только при параметрах матрицы, соответствующих состоянию расплава вблизи канала (вязкость $\sim 10^{-5}$ м²/с, прочность равна нулю, а число Рейнольдса имеет порядок 10^3 [97]).

С другой стороны процесс сверхпроникания можно рассматривать как системное взаимодействие потока метаемых частиц и материала преграды [187, 211]. Такое взаимодействие приводит к формированию существенно неравновесных с термодинамической точки зрения пространственных и временных структур [188]. Значимой является роль совокупности воздействия элементов – частиц при формировании структуры в объёме преграды.

При ударе отдельной частицы имеем точечное воздействие, а при воздействии потока имеет значение его временная протяженность, позволяющая сохранить для подлетающих частиц возбужденное состояние материала с ослабленными межатомными связями за счёт суммарного силового воздействия потока частиц.

При скорости деформирования от 10^3 - 10^5 с⁻¹ при воздействии УВ имеет место смена механизма, контролирующего скорость движения дислокаций, от термоактивируемого к вязкому течению. Пластическая деформация интенсифицирует тепловое движение атомов настолько, что их характеристики приближаются к характеристикам теплового движения атомов в металлах вблизи температуры плавления [190].

Протекание многих процессов (рост кристаллов и другие процессы структурирования) идёт по пути стремления системы к минимизации внутренней энергии [189]. Поэтому при взаимодействии потока частиц и материала преграды в силу диссипативности подсистем будет формироваться необходимый уровень обмена энергии и веществом. Металлическая преграда представляет собой подсистему, которая взаимодействует с потоком высокоскоростных частиц, сформированным в ударной волне. Материал преграды обменивается с потоком частиц не только энергией, но также и веществом в виде проникающих вглубь материала частиц. Следовательно, взаимодействие направленного потока частиц с металлической преградой можно рассматривать как единую термодинамическую систему.

Несмотря на сложность явлений, происходящих при ударно-волновом воздействии потока частиц с металлами, можно оценить термодинамическое состояние «частицы-преграда».

Металл как термодинамическая система до обработки находится в состоянии устойчивости. После приложения определенного давления, когда превзойден динамический предел текучести, в системе происходят необратимые изменения. На основании 2-го начала термодинамики и закона сохранения энергии деформируемый металл в состоянии пластичности является сильно-неравновесной термодинамической системой [191, 203]. При этом энтропия является показателем обратимости процесса и мерой степени беспорядка. После достижения динамического

предела текучести процессы являются необратимыми, что обусловлено производством энтропии.

Энтропия как характеристика структурного состояния системы, ее упорядоченности, может быть термодинамической и статистической. Многие авторы определяют их тождественность [192].

В соответствии с основами статистической термодинамики, по Больцману [203], каждое макроскопическое состояние энтропия S характеризует числом способов, которым оно может быть достигнуто:

$$S = k \ln W, \quad (7.1)$$

где k – универсальная постоянная Больцмана ($k = 1.38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К), W – термодинамическая вероятность макроскопического состояния системы или число способов, которым может быть достигнуто состояние. Возникающие множественные корреляции между элементами системы образуют порядок – новые структурно-упорядоченные состояния.

Определение статистической энтропии позволяет учитывать вклад диссипированной энергии в процессах структурообразования при взаимодействии ударных волн с металлами, с использованием кривых деформирования.

7.2 Роль градиентов давлений и описание термодинамического состояния системы «частицы-преграда» при ударно-волновом воздействии высокоскоростного потока частиц в режиме сверхглубокого проникания

Структурообразование металлических преград зависит от интенсивности процессов деформации под давлением. Деформирование металлов при различных видах нагружения классифицируется по скорости деформации v_d . Так, для металлов и сплавов с г.ц.к. структурой кристаллической решётки v_d соответствует давлению порядка 100 МПа [82]. Поэтому разделяют деформирование металлов как квазистатическое (скорость нагружения $< v_d$) и динамическое (скорость нагружения $> v_d$).

Воздействие высокоскоростного потока частиц реализуется в рамках динамического деформирования металла. Скорость деформации при нагружении потоком частиц составляет $\epsilon = 10^6 \text{ с}^{-1}$ [99]. Поэтому при описании изменения энтропии деформируемого металла с высокими скоростями необходимо учитывать динамические аспекты процесса.

При метании частиц с помощью детонации ВВ ударная волна распространяется в воздухе со скоростью, превышающей скорость потока частиц в несколько раз. Так, истекая в воздух, ударная волна имеет начальную скорость близкой к скорости детонации. Роль УВ заключается в предварительном «раскачивающем» воздействии на материал преграды. При взаимодействии потока частиц с преградой происходит основной энерго-массообмен.

Импульсное нагружение материалов вызывает возмущение, связанное с прохождением волн напряжения. При воздействии продуктов детонации давление имеет значение около 1 ГПа. Это давление, при котором ослабляются межатомные связи, инициируются пластические сдвиги.

Взаимодействие потока частиц с преградой происходит при давлениях, значительно превышающих критические. При $p > p_{кр}$ пластическая (ударная) волна распространяется со скоростью:

$$c_p = \sqrt{K/\rho}, \quad (7.2)$$

где ρ – плотность материала преграды, K – модуль всестороннего сжатия, $K = E / 3 (1 - 2\nu)$, здесь ν – коэффициент Пуассона (для Cu, Al, Ti, Fe коэффициент ν составляет соответственно 0.38, 0.31, 0.32, 0.28 [29]). В таблице 7.1 приведены значения скорости пластических волн в железе, титане, алюминии и меди, а также продольных c_0 и поперечных c_t упругих волн по данным [82].

Таблица 7.1 - Скорости распространения упругих и пластических волн

металл	c_0 , км/с	c_p , км/с	c_{Π} , км/с
Cu	4.7	2.3	4.1
Fe	5.8	3.2	4.98
Ti	6.0	3.5	4.7
Al	6.3	3.1	4.8

Для используемых металлов в применяемом диапазоне нагружения при СГП частиц в основном будет устойчива двухволновая конфигурация, состоящая из упругой и пластической волн. Пластическая волна отстает от упругой и не может догнать и усилить ее. В железе, меди, титане и алюминии при используемой длине образцов упругая продольная волна достигнет торцевой поверхности приблизительно за время (3-5) мкс соответственно. Практически в этом же диапазоне временного интервала лежит распространение пластической волны.

Распространение поперечных волн приводит к образованию тангенциальных напряжений. В железе, меди, титане и алюминии упругая поперечная волна распространяется в образце за время (6 – 9) мкс. Таким образом, время распространения волн в металле сопоставимо с временем взаимодействия потока с преградой.

Взаимодействие ударной волны, сформированной вследствие воздействия потока высокоскоростных частиц с твёрдым телом отражает ударная адиабата $p - V$. Реальные адиабаты при некотором давлении p_1 имеют излом на кривой. Участок кривой oa (рисунок 7.1) отражает упругую деформацию металла. При достижении давления p_1 , имеет место пластическое течение материала, идущее без увеличения приложенного напряжения при начале текучести.

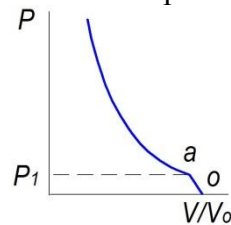


Рисунок 7.1 - Ударная адиабата металлов

Значение динамического предела текучести $\sigma_{\text{дин}}$ связано с критическим давлением p_1 и описывается формулой (5.9).

Критическое давление p_1 описывается зависимостью (5.10). В таблице 7.2 даны значения p_1 , $\sigma_{\text{дин}}$, $\sigma_{0.2}$ для Fe, Al, Cu и Ti по табличным данным [62, 64] и рассчитанные по методике [64], формула (5.10).

Таблица 7.2 - Динамические характеристики металлов

металлы	p_1 , ГПа	$\sigma_{\text{дин}}$, ГПа	$\sigma_{0.2}$, ГПа
Fe	2.10	1.11	0.12
Ti	1.35	0.69	0.3
Al	0.43	0.237	0.155
Cu	0.60	0.233	0.08

Таким образом, при воздействии потока высокоскоростных частиц напряжение в преграде (меди, титана, железа и алюминия) превышает предел текучести и начинается необратимое пластическое деформирование.

Относительную деформацию металлов при импульсном воздействии можно оценить по формуле (5.14) и определить отношение V/V_0 с помощью диаграммы $P-V$ для исследуемых металлов [62, 85] в соответствии с которой в титане, меди, железе и алюминии предел текучести достигается при деформации до нескольких процентов, а реализация процесса сверхглубокого

проникания частиц при значениях деформации $\varepsilon = 16 - 21 \%$. Предел упругости σ_a определяется выражением:

$$\sigma_a = 2 \sigma_d [(1 - \nu)/(1 - 2 \nu)]. \quad (7.3)$$

Напряжение пластического деформирования преграды при давлении динамического воздействия потока частиц p_q определяется зависимостью [204]:

$$\sigma_q = p_q (1 - 2 \nu) / (1 - \nu). \quad (7.4)$$

В этом случае имеется возможность рассмотреть характерные состояния материала в зависимости от деформации: исходное, достижение динамического предела текучести и состояние деформированной металлической преграды при СГП частиц (рисунок 7.2).

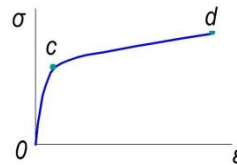


Рисунок 7.2 - Кривая деформирования при ударном нагружении

В настоящее время недостаточно определен пространственно-временной интервал генерирования дефектов в металлах до образования локально устойчивых структур. Известно, что термодинамическое равновесие в металле после прохождения ударной волны устанавливается через 10^{-6} с и более [82]. В связи с этим наиболее адекватно можно рассматривать только качественно возможность соотношения энтропии со степенью деформирования.

При обработке потоком высокоскоростных частиц металл находится в сильнонеравновесном состоянии. Изменение энтропии деформируемого металла можно оценить с использованием методики, предложенной в работе [195], где принята реологическая модель упруговязкопластического тела с линейным упрочнением [196].

Согласно [191, 197] статистическая энтропия по Ландау-Лифшицу [198]:

$$S = k N_0 \int f_1(\tau) \ln f_1(\tau) d\tau \quad (7.5)$$

где k - постоянная Больцмана, N_0 - число частиц, составляющих систему. Плотность вероятности $f_1(\tau)$ характеризует термодинамическое состояние системы в целом, соответствующее переходу к необратимому процессу и определяется по кривым деформирования.

Следовательно, можно оценить изменение параметров энергетического состояния преграды при СГП. На рисунке 7.3 показан общий вид изменения энтропии в соответствии со степенью деформирования металла при СГП. Переход в новое состояние характеризуется производством энтропии и максимумом на кривой. Достижение динамического предела текучести сопровождается диссипацией энергии. Область oa соответствует упругому деформированию. Если пластическая деформация превосходит динамический предел текучести начинается образование новых структурных уровней. Производство энтропии можно рассматривать как меру скорости разрушения структуры [201]. Необходимым условием реализации СГП частиц является наличие достаточного количества энергии для ослабления межатомных связей кристаллической решетки преграды в области взаимодействия. Область as показывает зону образования нового структурного уровня «частицы – преграда» и характеризуется снижением производства энтропии.

Характер кривой изменения энтропии объясняется тем, что при очень большой высокоскоростной деформации напряжение практически линейно зависит от деформации [207]. Резкое падение кривой энтропии соответствует лавинообразному образованию дислокаций при ударных нагружениях и преобразованию энергий полей упругих напряжений в поверхностную энергию новой межзеренной границы. Уже при деформации 5-7% и давлении ~ 1 ГПа имеет место множественное скольжение и ячеистая структура в меди [206].

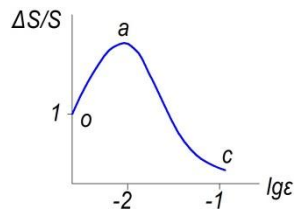


Рисунок 7.3 – Общий вид изменения энтропии от степени деформации металлов при СГП частиц

Процессы ускоренного массопереноса при импульсном воздействии объясняются в различных работах [205, 208]. Сверхпроникание частиц невозможно объяснить за счет ускоренного массопереноса в материале при взрыве, так как скорость проникания частиц в преграде оценивается значением 800-1200 м/с [97], а коэффициент массопереноса при импульсном нагружении $\sim 10^{-7} \text{ м}^2/\text{с}$. Импульсное нагружение вызывает изменение энергии взаимодействия между атомами. При этом частота перескоков атомов в решётке выше, чем в равновесной решётке, что соответствует возрастанию коэффициента диффузии. Возможно даже уменьшение энергии активации разрушения за счёт скоростной деформации [208].

Показанное на рисунке 7.3 общее изменение энтропии показывает, что УВ приводит к ослаблению связей решётки и периоду разупорядоченности структуры.

Исследование условий протекания процесса СГП частиц установило, что материал преграды испытывает в соответствии с величиной деформации комплекс состояний [210]. При достижении предела текучести в системе при малых деформациях возрастает неупорядоченность в точке максимума производства энтропии. После превышения предела текучести в металле начинаются процессы структурообразования и интенсивной генерации дислокаций и других дефектов, соответствующие существенному снижению энтропии. Подобные результаты согласуются с данными работы [200], где термодинамический потенциал металла и величина диссипации энергии в нем при пластической деформации существенно изменяются при переходе от равновесного к сильнонеравновесному состоянию.

Проникающие частицы по размеру сопоставимы с элементами микроструктуры кристаллической решётки материала преграды, поэтому процесс СГП и механизм внедрения частицы целесообразно исследовать с использованием атомно-молекулярного уровня рассмотрения.

7.3 Модель сверхглубокого проникания частиц

Для объяснения природы эффекта сверхглубокого проникания ударников малого размера на глубины в 100 и даже 1000 раз превышающие размер ударников, приведём условия СГП частиц - эффект реализуется в нестрогом размерном интервале ударников порядка 10 - 100 мкм. В качестве ударников используют порошковые частицы. Данный эффект реализован при метании ударников в виде потока плотностью около 1 г/см^3 за счёт энергии взрыва ВВ в установке взрывного ускорителя. Скорость метания составляет 1-3 км/с, давление соударения 10 – 15 ГПа.

Процессы можно рассматривать с точки зрения статической физики, физики сверхвысоких скоростей, давлений и температур, и физики расчётных кинетических и потенциальных энергий и энергий атомных субструктур (квантовой физики). С учётом параметров процесса СГП частиц в модели использованы пограничные физические методы описания второго и третьего уровня.

Основы данной модели изложены в работах [193, 202] и частично в [185, 187, 210 - 211].

Основными факторами, характеризующими эффективность пробивного действия ударников любого типа, являются кинетические и геометрические параметры ударника, а также соотношение прочности (плотности, твёрдости) ударника и преграды. Реальность и место СГП частиц видно, если рассматривать его как часть процессов в линейке изменения скоростей, масс и площадей взаимодействия с учётом прочностных характеристик ударника и преграды. Механизм сверхглубокого проникания проявляется в суммарном воздействии: узком критическом

интервале скоростей и размеров частиц и химического элементного состава самих частиц, наложенных на добавочное ударно-волновое воздействие ПД. Предварительно будут рассмотрены данные процессы, по возможности изолированно.

Кинетическая энергия ударника в общем случае считается основной характеристикой поражающего действия. В целом от энергии удара зависит пробивное действие ударника. Но значительную роль играет лобовое сопротивление в преграде или условно площадь поперечного сечения ударника.

Покажем роль таких характеристик ударника как скорость метания (задаёт кинетическую энергию на единицу массы ударника) и площадь поперечного сечения ударника в направлении метания (задаёт распределение давления на площади).

Кинетическая энергия для шарообразных ударников из прочного элемента вольфрама (плотность $\rho = 19300 \text{ кг/м}^3$) диаметром d разных размеров (16; 4 и 0.1 мм) в скоростном интервале 2-8 км /с отличается внутри интервала в сотни раз, а при сравнении кинетической энергии ударников разных размеров - в миллионы раз (таблица 7.3).

Таблица 7.3 - Сравнение кинетической энергии и энергии, распределённой на площади поперечного сечения ударника

Диаметр ударника из вольфрама, d , мм	Масса ударника, m , г	Кинетическая энергия E , Дж, в интервале скоростей 2 – 8 км/с	Удельная кинетическая энергия E_s , Дж/мм ² , в интервале скоростей 2 – 8 км/с
16	41.4	$\sim 80 \cdot 10^3 - 1300 \cdot 10^3$	398.09 – 6468.95
4	0.65	$\sim 2.6 \cdot 10^3 - 21 \cdot 10^3$	207.0 – 1671.97
0.1	0.00001	$\sim 0.02 - 0.32$	2.55 – 40.76

Так, кинетическая энергия $E=mv^2/2$ (m – масса ударника, v -скорость) или плотность энергии в объёме $E=\rho v^2/2$ (ρ -плотность ударника) являются характеристиками, не учитывающими вектор приложения энергии и градиент распределения в области действия. Поэтому не только величина кинетической энергии обеспечивает пробивное действие ударника. Значительную роль играет общее лобовое сопротивление в преграде или площадь поперечного сечения ударника. Величина удельной кинетической энергии, распределённая на площади взаимодействия ударника и преграды, в представленных оценках делает сопоставимыми характеристики пробивного действия ударников разных размеров (таблица 7.3, рисунок 7.4).

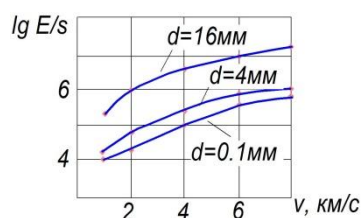


Рисунок 7.4 - Удельная энергия ударников из вольфрама диаметром 0.1, 4 и 16 мм

Влияние размеров поперечного сечения ударника проявляется и для ударников с различной формой головной части, например с оживальной (таблица 7.4).

Данные таблицы показывают роль уменьшения лобового сопротивления. Так, при высоких значениях энергии (АКМ) имеем непробитие бронестали и сквозное пробитие пули МБО в случае с меньшими значениями энергии.

Таблица 7.4 - Проникающее действие ударников

Ударник	Калибр, поперечный размер, мм	Масса, г	Скорость, м/с	Энергия, Дж	Глубина пробития стали (Ст.3), мм	Глубина пробития бронестали толщиной 5.8мм
Пуля ПМ	9	5.9	315	293	3 – 4	-
Пуля АК-74	5.45	3.4	900	1377	-	непробитие
Пуля АКМ	7.62	7.9	720	2048	11-12	непробитие
Пуля «Бегущий олень»	5.45	3.3	1060	1854	-	сквозное пробитие
Пуля СВД	7.62	9.6	820	3228	~20	непробитие
Частица W	~ 0.1	0.00001	2000	0.02	25 - 30 (сталь 10)	12 (сталь Р6М5)

Примечание - Сердечники пуль стальные нетермоупрочнённые.

Из таблицы 7.5 видно, что незначительная кинетическая энергия частицы вольфрама, распределённая на площади взаимодействия с преградой (без учёта формы головной части ударника) сопоставима с удельной энергией обыкновенной пули, пробивающей строительную сталь Ст.3 на глубину 10-11 мм. (Суммарно пуля включает совокупность малых частиц.)

Таблица 7.5 - Сравнение кинетической и удельной энергии пули автоматов АКМ, АК-74 и частицы при сверхглубоком проникании

Ударник	Масса, г	Размер, калибр, мм	Скорость, м/с	Энергия, Дж	Уд.энергия, Дж/мм ²
Пуля АКМ	7.9	7.62	720	2048	44.93
Пуля АК-74	3.4	5.45	900	1377	59.05
Частица W	~0.00001	0.1	2000	0.02	2.55

В первом приближении используем критериальный подход для оценки пробивной силы ударника [21]. По критериальному подходу сравниваются критерий ударника и критерий преграды. Преграда является пробиваемой, если критерий ударника больше или равен критерию преграды $K_{уд} \geq K_{прег}$. В качестве критерия в основном принимается кинетическая энергия или удельная кинетическая энергия (таблица 7.6).

Таблица 7.6 - Критерии преград

Тип преграды	Кинетическая энергия, Дж	Удельная кинетическая энергия, Дж/мм ²
Непрочные преграды	100	1
Небронированная техника	300 – 1000	3 – 10
Легкобронированная техника	2000 - 5000	20 - 50

Из сравнения данных кинетической и удельной энергии ударников из таблиц 7.5 и 7.6 видно, что частицы размером около 100 мкм и скоростью 2 - 3 км/с способны пробить непрочные и даже небронированные преграды.

В целом, глубина проникания ударника зависит от площади поперечного сечения ударника в зоне постоянной прочности (плотности, твёрдости) ударника и преграды (рисунок 7.5).

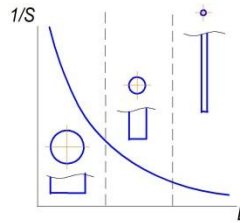


Рисунок 7.5 - Общая зависимость глубины проникания в преграду ударника от его площади поперечного сечения в области их постоянных прочностных параметров

Если принять постоянной скорость метания ударника и его массу, то при уменьшении площади поперечного сечения ударника, т.е. уменьшая лобовое сопротивление, будет увеличиваться глубина пробития преграды до критического снижения энергии внедряющегося ударника.

Если принять постоянными массу и площадь поперечного сечения ударника (рисунок 7.6), то в нижнем скоростном интервале имеют место процессы деформации ударника – зона А. Далее повышение скорости приводит к увеличению пробития преграды – зона В. Затем дальнейшее повышение скорости вызывает дробление ударника и, следовательно, снижение глубины пробития преграды – зона С. В области увеличения количества фрагментов раздробленного ударника и повышения скорости медленно увеличивается глубина пробития – зона D [37]. При дроблении единой массы частицы появляется разноректорность и снижается глубина пробития.

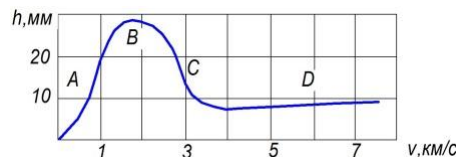


Рисунок 7.6 - Зависимость глубины внедрения ударника от скорости метания

Если увеличивать площадь поперечного сечения и скорость метания ударника, то в нижнем скоростном интервале наибольшую глубину пробития дадут ударники с большой площадью поперечного сечения и большой массой. Далее увеличение глубины пробития происходит только с уменьшением площади поперечного сечения и массы ударника. Таким образом, получаем рабочую зону размеров ударников с максимальной глубиной проникания (рисунок 7.7).



Рисунок 7.7 - Зависимость максимальной глубины пробития от диаметра ударника

Суммируя действие всех главных факторов, принцип пробивания преграды при СГП – это «принцип калибров» - эффект площадного поверхностного разрушения переходит в сверхглубокое узкое пробивание (рисунок 7.8).

Последний случай (рисунок 7.8) показывает снижение глубины проникания ударника при множественном воздействии малых ударников с диаметром $\approx d_4$. Можно считать воздействие плотным потоком эквивалентно единому ударнику большой площади. При этом только отдельные частицы смогут проникнуть достаточно глубоко в преграду, а остальные в плотном потоке разрушают и размывают поверхность и друг друга.

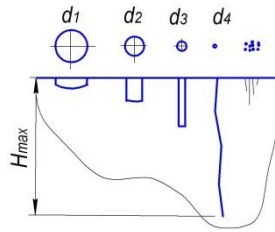


Рисунок 7.8 - Схема изменения глубины внедрения ударника в зависимости от его площади поперечного сечения $d_1 > d_2 > d_3 > d_4$

Кроме того, эффект СГП частиц состоит из совокупности двух процессов: ударное воздействие на заготовку газообразных продуктов детонации и проникающего действия потока порошковых частиц. Действие процессов параллельно и одновременно. Поэтому исследование вклада энергий УВ газообразных продуктов детонации и кинетической энергии удара метаемых частиц является необходимым для описания энергобаланса процесса СГП.

Вклад УВ газообразных продуктов детонации в реализацию СГП частиц.

Ширину фронта УВ Тейлор [21] предлагает оценить с учётом отношения кинематической вязкости к температуропроводности ПД как равными единице по формуле: $d_\Phi = 4 \cdot 10^{-5} / \Delta P$, см. Тогда ширина фронта УВ для давления 10 ГПа составит $\sim 4 \cdot 10^{-9}$ мм, показывающая невозможность захвата частиц непосредственно фронтом УВ.

Скорость детонации используемого для метания взрывчатого вещества $D = 6$ км/с, а время распространения ударной волны $10^{-5} - 10^{-6}$ с. При разлёте со свободной поверхности продукты детонации дополнительно увеличивают скорость $W = D + \Delta$. Скорость метания частиц 1-3 км/с, при этом время подхода потока частиц к преграде зарегистрировано экспериментально и составляет 10 – 12 мкс и более. Происходит обгон продуктами детонации летящих частиц и опережающее взаимодействие ПД с материалом преграды (давление УВ продуктов детонации ~ 1 ГПа и более).

Теоретическое исследование процесса сверхглубокого проникания частиц выявило как одну из основных роль ударной волны в процессе внедрения частиц в преграду. Механизм сверхглубокого проникания проявляется в узком критическом интервале скоростей и размеров частиц, наложенных на ударно-волновое воздействие продуктов детонации.

Отсюда, имеем следующую общую картину процесса сверхглубокого проникания частиц. При воздействии на металл ударная волна газообразных продуктов, частично опережающая подход твёрдых частиц, несёт импульс энергии $E_{УВ}$. Тем самым предварительно прибавляя к имеющейся энергии кристаллической решётки преграды E_0 дополнительный импульс $E_{УВ}$, получая суммарное напряжение решётки металла преграды $E_{НАП}$. При этом в момент ударного воздействия продуктов детонации на кристаллическую решётку общая энергия

$$E_{НАП} = E_0 + E_{УВ} \quad (7.6)$$

Тем самым $E_{УВ}$ для кристаллической решётки становится источником увеличения колебаний атомов, которые приводят к ослаблению связей между атомами, приближаясь к зоне энергии разрушения атомной решётки преграды $E_{РАЗР}$.

Суммарное воздействие энергии $E_{НАП}$ начинает превышать минимально необходимую энергию $E_{РАЗР}$ потенциального начала разрушения атомных связей кристаллической решётки материала преграды, приобретая энергию сверхглубокого внедрения $E_{ВНЕД}$ (рисунок 7.9). В начале процесса внедрения общая кинетическая энергия газообразных продуктов детонации и проникающих частиц максимальна, в верхней точке, отработав, становится равной нулю, а совершённая ею работа становится в виде глубины проникания частицы, локального нагрева материала преграды, электромагнитных излучений, образования новых элементов и др.

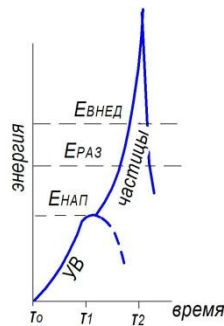


Рисунок 7.9 - Схема изменения энергии во времени при сверхглубоком проникании частиц

Отсюда, общий баланс энергий при СГП частиц представлен на схеме (рисунок 7.10).

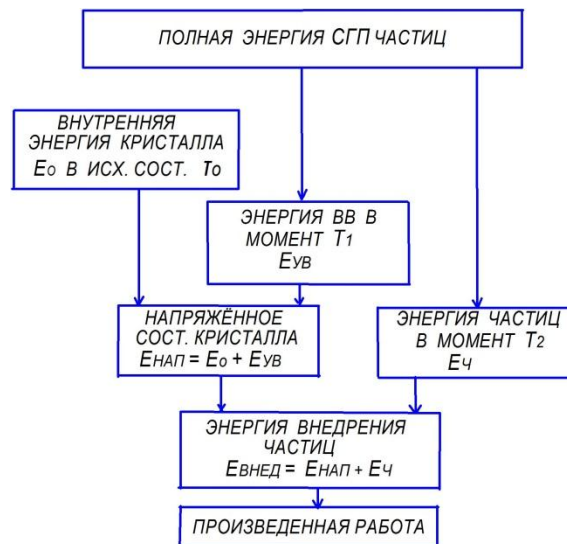


Рисунок 7.10 - Алгоритм энергетического баланса при СГП частиц

При внедрении частиц в преграду энергия частиц $E_{\text{ч}}$ переходит в кинетическую энергию инерционной суммарной массы атомов вещества частицы $E_{\text{и}}$ и реакцию $E_{\text{р}}$ преграды (аналог внутреннего трения).

С точки зрения физики состояния твёрдого тела локальное разрушение металлической преграды начнётся, если энергия любого воздействия превышает энергию активации процесса разрушения $E_{\text{РАЗ}}$. Таким образом, при воздействии ударной волны продуктов детонации снижается активационный барьер разрушения преграды металла или сплава, позволяя метаемым частицам с необходимой энергией разрушать связи между атомами и проникать на сверхбольшие глубины. Область V механического напряжения ослабленных связей, необходимая для начала разрушения, обычно составляет несколько тысяч атомных объёмов [42].

В случае СГП частиц данный объём V может соответствовать объёму канала проникающей частицы. Упрощённо объём канала V и масса m материала в канале: $V = \pi r^2 h$, где r – радиус канала, h – глубина проникания частиц; $m = V\rho$, где ρ – плотность материала преграды.

Известно, что проникающие частицы формируют в материале каналы с поперечным размером разрушенной области - 1 около 1мкм (рисунок 7.11).

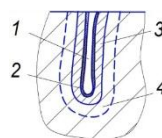


Рисунок 7.11 - Структура канала проникающей частицы, 1- область разрушения со следами частиц, 2-деструктурированный слой, 3 – область вихреобразной пластической деформации, 4 – сильно фрагментированный слой

В среднем глубина проникания частиц составляет 30 – 40 мм (таблица 7.7).

Таблица 7.7 - Геометрические и массовые характеристики каналов частиц в преградах

h, мм	V 10 ⁻¹⁵ , м ³	m 10 ⁻⁹ , г (в Fe)	m 10 ⁻⁹ , г (в Al)	m 10 ⁻⁹ , г (в Ti)	m 10 ⁻⁹ , г (в Cu)
30	23.55	183.7	63.35	105.97	210.1
40	31.4	244.9	84.5	141.3	280.1

Оценим возможность проникания частицы за счёт разрыва межатомных связей кристалла преграды. В качестве примера из числа применяемых в работе мишеней принят алюминий с минимальной плотностью упаковки атомов (гранцентрированная, $a=4.0494 \text{ \AA}$, 4 атома в ячейке, объём элементарной ячейки a^3) и титан с наиболее плотной упаковкой (гексагональная плотноупакованная, $a=2.95 \text{ \AA}$, $c=4.686 \text{ \AA}$, 4 атома в ячейке, объём ячейки $a^2 c \sqrt{3}/2$). Следовательно, число связей в канале объёмом $23.55 \times 10^{-15} \text{ м}^3$ алюминия и титана соответственно составляют 1.4×10^{15} и 2.68×10^{15} . Минимально необходимая энергия связи для образования вакансии в кристалле составляет $\sim 1 \text{ эВ}$ ($1.6 \times 10^{-19} \text{ Дж}$)[41], энергия связи в металлах $\sim 3\text{-}6 \text{ эВ}$. Отсюда, минимальная энергия всех связей, которые необходимо разорвать, в объёме канала алюминия и титана составляет соответственно 2.24×10^{-4} и $4.3 \times 10^{-4} \text{ Дж}$. Кинетическая энергия вольфрамовой частицы размером сто микрометров, метаемая со скоростью 2 км/с, имеет значение 0.02 Дж. Следовательно, суммарная энергия связей в канале составляет 1.12 - 2.15% от кинетической энергии частицы (или как максимум в несколько раз больше), что подтверждает гипотезу о проникании частиц за счёт разрыва связей атомов или молекул, энергия связи между которыми значительно слабее.

Оценим энергию ударно-волнового напряжения материала преграды σ с давлением продуктов детонации при СГП частиц $\sim 1 \text{ ГПа}$. Значения энергии напряжённого состояния материала в УВ $E_{\text{НАП}}' = V\sigma$ даны в таблице 7.8.

Таблица 7.8 - Энергия напряжённого состояния преграды в УВ

Энергия напряжения при давлении УВ, кДж/моль	Fe	Al	Ti	Cu
$V\sigma$	7.15	10.01	10.63	7.12

По ударным адиабатам и данным экспериментов давление соударения частиц с преградой составляет 12 – 16 ГПа. Энергия напряжённого состояния преграды вследствие ударного воздействия частицы приведена в таблице 7.9.

Таблица 7.9 - Энергия напряжённого состояния преграды от ударного давления частиц

Энергия от давления частиц, (Vσ), кДж/моль	Fe	Al	Ti	Cu
12 ГПа	85.89	120.30	127.69	86.47
16 ГПа	114.54	160.48	170.21	114.01

Результат сравнения энергии активации разрушения некоторых металлов при механической активации [209] и энергии ударной волны под напряжением, равным давлению продуктов детонации ($\sim 1 \text{ ГПа}$) дан в таблице 7.10.

Таблица 7.10 - Энергия активации разрушения и напряжённого состояния в УВ

Металл	Энергия активации разрушения $E_{РАЗ}$, кДж/моль	Энергия напряжённого состояния в УВ, $(V \cdot \sigma)$, кДж/моль
Fe (0.032 C%)	6.5	7.15
Al	5.5	10.01
Ta	13.7	10.89
Ni	6.9	6.59
Sn	1	16.25
Zn	0.1	9.17

Энергия напряжения от продуктов детонации сопоставима с энергией активации разрушения и может обеспечить облегченное проникание частиц в материал с предварительно ослабленными межатомными и межмолекулярными связями ударной волной продуктов детонации (таблица 7.10).

Так, возможна реализация управления технологическим процессом с определением расчётных характеристик производства - сознательный выбор рабочей точки пробития микроударниками через дополнительные условия: параметров ударной волны, предварительного нагрева преграды, их комбинации, облучения высокоэнергетическим потоком (волновым или микрочастиц).

Глубина проникания частицы зависит от общей совокупной массы атомов частицы. Торможение частицы и образование канала происходит, пока величина кинетической энергии инерционной массы частицы не станет меньше энергии решётки заготовки. Т.е. в целом сверхбольшая глубина проникания обеспечивается энергией внедрения частицы на глубину $H_{ВНЕД}$. На участке $H_{ЗАГ} - H_{ВНЕД}$, где частицы не проникают, среда остаётся практически невозмущённой воздействием частицы (упругое столкновение): явление моментального затухания колебаний атомной решётки (рисунок 7.12).

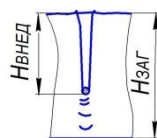


Рисунок 7.12 - Схема внедрения частиц в преграду

Кратко основной механизм СГП – это предварительное напряжение УВ продуктов детонации атомных связей кристаллической решётки преграды, приближаясь к уровню предельной прочности самой решётки, и при внедрении подошедших частиц имеем последующий разрыв межмолекулярных и межатомных связей. При этом для сверхглубокого проникания вероятно необходим разрыв только части межатомных связей на площади взаимодействия ударника с преградой Δ по осевой канала, а по периферии канала материал деструктурируется, образуя хаотические аморфоподобные зоны (рисунок 7.13).

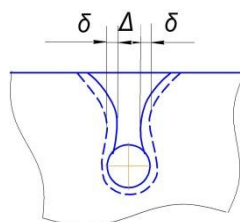


Рисунок 7.13 - Зоны деформации и разрушения кристаллической решётки преграды при СГП

Энергетическая картина процесса сверхглубокого проникания даёт экспериментально подтверждённый характер проникания частицы. Проникающие частицы оставляют в материале треки. Треки могут иметь прямолинейные участки, которые образуются в основном в поверхностных слоях заготовки и связаны с высокой пробивной энергией частицы (рисунок 7.14). Энергия частицы во много раз превышает энергию разрушения кристаллической решётки и частица легко разрывает межатомные связи и проникает по прямолинейной траектории. Прямолинейность определяется мощным вектором инерционной массы частицы.

Криволинейные участки образуются, когда энергия частицы сопоставима с энергией среды (преграды) и реализуется проникание «по пути наименьшего сопротивления», что связано с химической неоднородностью материала преграды, слабостью отдельных химических связей. Глубина проникания частицы зависит от кинетической энергии частицы. Торможение частицы происходит, когда величина кинетической энергии инерционной массы частицы станет меньше энергии решётки металла преграды. Углы внедрения зависят от угла вектора по отношению к поверхности преграды.

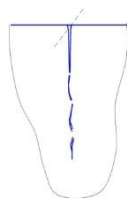


Рисунок 7.14 - Характер треков частиц в преграде

Исследование состояния частиц в интервале скоростей 2 – 8 км/с (рисунок 7.6) даёт возможное обоснование размерных границ микроударников при СГП частиц. Так, размеры проникающих частиц объясняются ударными процессами взаимодействия с преградой (таблица 7.11).

Таблица 7.11 - Ударное взаимодействие частиц разных размеров

Ориентировочный размер частицы	Области протекания явлений
До 1-10 мкм	Возможно испарение (сгорание) частицы при ударе о преграду или переход материала частицы в жидкое состояние
~ 1 – 100 мкм	Сохранение целостности частицы. Имеет место пластическая деформация частицы. Возможно плавление частицы
Более ~100 мкм (или сотен мкм)	Дробление частицы. Возможно проникание отдельных фрагментов частицы с необходимой пробивной энергией и вектором

Оценка глубины разогрева частиц в ПД подтверждает обоснование размерного интервала частиц. Время взаимодействия ударника с преградой зависит от скорости метания (таблица 7.12). При скоростях протекания СГП время взаимодействия частицы с преградой находится в интервале 10^{-6} - 10^{-8} с.

Таблица 7.12 - Время взаимодействия с преградой

Время взаимодействия с преградой, с	10^{-3}	$10^{-4} - 10^{-6}$	$10^{-6} - 10^{-8}$
Скоростной интервал	250 – 500 м/с	0.5 – 2-3 км/с	От 2-3 до 10 км/с

Определим глубину прогрева материала метаемой частицы за время t [166] при импульсном энергетическом воздействии на материал $x = \sqrt{at}$ где a – температуропроводность (для стали $a = 0.1 \text{ см}^2/\text{с}$). Размер частиц, которые могут прогреться до жидкого и возможно газооб-

разного состояния находится в интервале менее 10 мкм (наиболее вероятно до 1 мкм). В этом случае СГП не протекает (рисунок 7.15).

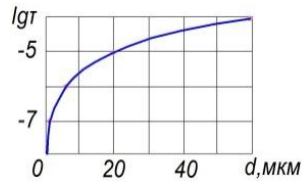


Рисунок 7.15 - Глубина прогрева материала при импульсном воздействии

Возможны резонансные явления при СГП частиц (рисунок 7.16). При воздействии УВ в преграде возникает переменное поле давлений. Имеются периодические зоны сжатия и разрежения из-за упругих столкновений (пружинно-кинетического характера). При ударе фронтом подошедшей волны, возникающие в заготовке остаточные резонансные колебания жёсткой атомной решётки быстро затухают, но способны влиять на внедрение отдельных ударников, взаимно совпадая по направлению, накладываясь и усиливаясь, или взаимоослабляясь. В сравнении с приведенными расчётными величинами напряжений, возникшие резонансные напряжения незначительны и попадают в зону погрешности влияний.

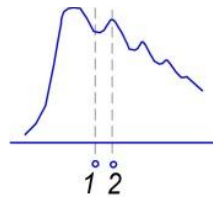


Рисунок 7.16 - Взаимодействие частиц с волновым полем в преграде

На атомно-молекулярном уровне энергетических процессов при сверхглубоком проникании протекают реакции, реализуемые в пограничных диффузионных атомных слоях структуры преграды и структуры материала внедряемой частицы (рисунок 7.17). Происходит преодоление или разрыв и образование новых атомных связей. Преодоление выражается в раздвигании материала при движении частицы за счёт пластического сдвигообразования. Вокруг канала проникающей частицы возникает разупорядоченная область аморфоподобной структуры с наноразмерными характеристиками. За разупорядоченной зоной в разрезе структуры канала микроскопически фиксируются волнообразные контуры, которые образуются за счёт ротационных процессов.

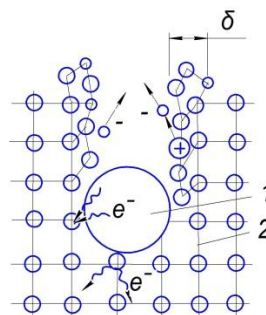


Рисунок 7.17 – Общая схема внедрения частицы – 1 в кристалл преграды – 2 за счёт разрыва межатомных связей

Возможно изменение энергетического состояния атомов в пограничном диффузионном слое частица-преграда со сбросом энергии или захватом энергии других атомов. Процесс внедрения сопровождается множественными «попытками» в общей динамике реакции разрушения молекулярных и атомных структур. Сопровождается образованием молекул новых химических

веществ. Возможно превращение нестабильных изотопов одного элемента в изотоп другого, экспериментально подтверждённые в работе [10].

Сопутствующие электромагнитные волновые и корпускулярные излучения. В результате ударного возбуждения атомов и молекул возникает электромагнитное излучение. Высокочастотное последовательное воздействие частиц (частота f до 10^{10} с^{-1}) приводит к интенсивному излучению электромагнитных волн. Ударное действие совокупности частиц на преграду вызывает поток электромагнитных волн. Данные эффекты сверхглубокого проникания частиц подтверждаются фактами засветки рентгеновской плёнки при обработке преграды потоком частиц [182, 186].

Из проведенных выше исследований можно сделать вывод, что вероятнее всего скоростной интервал 1 – 3.5 км/с, который обеспечивает соответствующие давления соударения, может быть значительно повышен. Верхняя скоростная граница выявлена по взаимодействию порошков в основном технически чистых металлов, и затем перенесена на все порошковые материалы. Данные материалы не обладают высокой прочностью, поэтому при скоростях выше 3 км/с возможно их испарение или дробление до состояния невозможности проникать разрушенным фрагментам ввиду их малости, общей разновекторности (в отличие от единого мощного вектора кинетической энергии целой частицы) и выброса в обратном метанию направлении.

Следовательно, метание высокопрочных частиц корунда, алмаза и т.п. материалов может проводиться с более высокими скоростями и высокими энергиями. В результате получим максимально большие глубины проникания в заготовку металлов и сплавов.

7.4 Выводы по главе

1. В рамках неравновесной термодинамики исследованы условия протекания процесса сверхглубокого проникания, изучено структурно-энергетическое состояние исследуемых металлов при динамическом воздействии потока высокоскоростных частиц, позволяющее учитывать вклад диссипированной энергии.

2. Показано, что СГП частиц представляет собой системный процесс обмена энергией и веществом за счет развитой неустойчивости в материале, вызванной ударным воздействием ПД и метаемых частиц.

3. Исследование влияния ударной волны при динамическом взаимодействии высокоскоростных частиц с материалами позволило выявить, что вклад ударно-волнового воздействия продуктов детонации в реализации эффекта сверхпроникания проявляется как фактор, обеспечивающий неравновесное состояние материала, усиление теплового колебания атомов кристаллической решётки и облегчения разрыва атомных связей при внедрении частиц.

4. Разработана модель сверхглубокого проникания частиц, в соответствии с которой сверхглубокое проникание реализуется на основе принципа «калибров» - площадное поверхностное разрушение переходит в сверхглубокое туннельное пробивание. Реализуется атомно-молекулярный механизм проникания частиц, т.е. частица, обладающая необходимой энергией, разрушает межатомные и межмолекулярные связи материала преграды, ослабленные прохождением УВ продуктов детонации, при этом проявляются такие эффекты, как образование новых химических веществ в диффузионной области частицы-преграды, электромагнитное волновое и корпускулярное излучение.

5. В соответствии с моделью обоснованы критические условия проникания – глубина, характер образования каналов, размерный интервал частиц, скорость частиц и давление соударения.

6. Предложены перспективные условия реализации сверхглубокого проникания - характеристики метаемых частиц, скоростей и ВВ зарядов, обеспечивающих метание при СГП.

Глава 8 ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА ПРЕГРАДЫ

8.1 Характеристики исследуемых материалов преграды и частиц

Для исследования процесса сверхглубокого проникания частиц применялись материалы с различными свойствами и структурой. В качестве преграды использованы широко применяемые в промышленности железо и его сплавы - армко-железо, сталь У8, 3Х3М3Ф, а так же технологичный сплав технически чистого титана ВТ 1-0, медь марки М1, М3 и алюминиевый сплав АМгб.

Из технически чистых металлов применялись армко-железо, титан и медь, так как они значительно отличаются по характеру проникания частиц в процессе СГП [218]. Стали - из групп инструментальных (У8) и легированных (3Х3М3Ф). Алюминиевый сплав совмещает свойства прочности и пластичности и отвечает цели исследования - наиболее качественного выявления характера пластического деформирования материала при ударном воздействии частиц, не приводя к значительному разрушению преграды.

8.1.1 Характеристика материалов преграды

8.1.1.1 Железо и его сплавы

Стали являются наиболее распространённым конструкционным, строительным и инструментальным материалом. Возможность реализации эффекта СГП в железе и его сплавах – актуальная задача народного хозяйства, в частности машиностроения. Для экспериментов использованы техническое железо, инструментальная углеродистая сталь - У8 (применяется для элементов форм литья под давлением, слесарно-монтажного инструмента типа зубила, отвёрток, топоров и др.), инструментальная штамповая сталь - 3Х3М3Ф (используется для инструментов горячего деформирования). Химический состав железа и его сплавов даны в таблице 8.1 [41, 163].

Таблица 8.1 - Химический состав железа и его сплавов, примеси (% не более)

Марка железа, стали	Армко-железо	Сталь У8	Сталь 3Х3М3Ф
С	0.015	0.76-0.83	0.27-0.34
Mn	0.02	0.17-0.33	0.2-0.5
Si	0.01	0.17-0.33	0.1-0.4
Cr	-	Не более 0.20	2.8-3.5
Cu	0.1	Не более 0.25	До 0.3
Ni	-	Не более 0.25	До 0.35
S	0.02	Не более 0.028	До 0.03
P	0.01	Не более 0.030	До 0.03
O ₂	0.15	-	-
Mo	-	-	2.5-3
V	-	-	0.4-0.6

Параметр решётки безуглеродистого α -Fe при комнатной температуре равен 0.286 нм. Параметр решётки а аустенита в зависимости от содержания углерода при комнатной температуре в сталях с содержанием углерода свыше 0.6-0.7% показан на рисунке 8.1 [41]. В зависимости от содержания углерода различают: от 0.02 до 0.8%С – доэвтектоидные стали, 0.8%С – эвтектоидные, от 0.8 – 2.14%С – заэвтектоидные.

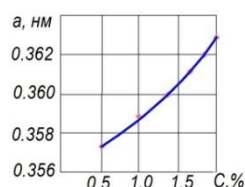


Рисунок 8.1 - Параметр решётки аустенита

Механические свойства материалов в состоянии поставки при соответствующей обработке даны в таблице 8.2 [41, 163].

Таблица 8.2 - Механические свойства железа и его сплавов

Марка железа, стали	Армко-железо	Сталь У8 (закалка 780 ⁰ С, масло, отпуск 400 ⁰ С, 2ч)	Сталь 3Х3М3Ф (закалка 1040 ⁰ С, масло, отпуск 550 ⁰ С, 2ч)
σ_B , МПа (при растяж.)	250	1420	1670
$\sigma_{0.2}$, МПа (при растяж.)	120	1230	1470
Удлинение δ , %	50	10	10
Сужение ϕ , %	85	37	51
Твёрдость НВ, МПА	80	1870	2290-2410

8.1.1.2 Технический титан

Технически чистый титан высокопластичный и хорошо деформируемый сплав. Химический состав сплава ВТ 1-0 (таблица 8.3) в состоянии поставки обеспечивает необходимые технические свойства.

Таблица 8.3 - Химический состав технического титана, примеси (% не более).

Марка титана	Fe	Si	C	O	H
ВТ 1-0	0.18	0.10	0.07	0.12	0.010

Твёрдость технического титана НВ=140-200 кг/мм². Плотность при 20⁰С имеет значение 4.501 г/см³. Предел прочности и текучести при растяжении соответственно составляют $\sigma_B = 200-400$ МПа и $\sigma_{0.2} = 350$ МПа.

Титан может существовать в двух полиморфных модификациях: низкотемпературной α - и высокотемпературной β -модификации [220-221]. Модификация α имеет гексагональную кристаллическую решётку, параметры которой для технически чистого титана при 20⁰С имеют значения [220]: $a = 2.9511 \text{ \AA}$, $c = 4.6843 \text{ \AA}$, отношение $c/a = 1.5873$. Для β -модификации $a = 3.282 \text{ \AA}$. Технический титан ВТ 1-0 относится к α -сплаву. Стабильные α -сплавы термически не упрочняются.

Полиморфное превращение в титане может происходить как по мартенситному механизму, так и диффузионным путём. При высоких температурах превращение происходит обычным диффузионным путем, а при значительном переохлаждении, когда подвижность атомов мала - по бездиффузионному мартенситному механизму. В первом случае образуется полиэдрическая структура α - твердого раствора, во втором - игольчатая.

Фактором, инициирующим появление и рост метастабильной фазы, является разность свободных энергий старой и новой фаз. Новая фаза имеет более низкие значения свободной энергии. В α -сплавах термодинамические условия таковы, что в зависимости от скорости охлаждения, концентрации примесей и температуры возможно образование метастабильной пересыщенной α' - фазы или равновесной α - фазы [220].

Мартенситное превращение в титане связано с кооперативным движением атомов, в отличие от типов зарождения новой фазы и ее роста в полиморфном превращении, которые

контролируются термически активированной диффузией атомов. Кооперативное движение атомов приводит к превращению одной кристаллической решётки в другую.

В идеальном случае процесс мартенситного превращения не является термоактивированным и происходит с высокой независимостью от температуры скоростью [221]. В нелегированном титане возможно простое атермическое превращение, но в сплавах ситуация меняется. Локальный эффект от легирования проявляется в затруднении смещения атомных плоскостей. Это приводит к уменьшению расстояний, в пределах которых может происходить перестройка атомов.

8.1.1.3 Техническая медь

Медь обладает рядом уникальных свойств для промышленности. Высокая пластичность и теплопроводность обусловили выбор этого материала для исследовательских целей. В таблице 8.4 приведен химический состав применяемых марок технической меди.

Таблица 8.4 - Химический состав технической меди (примеси, % не более), механические свойства

Марка меди	Cu	Bi	Pb	Прим.	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	НВ, МПа
М1	99.9	0.001	0.005	0.1	290	-	95
М3	99.5	0.003	0.05	0.5	400-490	300-450	110

Техническая медь имеет кубическую гранецентрированную решётку с параметром $a = 3.6074 \text{ \AA}$ и плотность 8.96 г/см^3 (при 20°C) [222]. Плавление меди происходит при температуре 1083°C с теплотой плавления $0.7427 \text{ кДж/(г ат)}$. Небольшие примеси висмута (0.001%) и свинца (0.01%) в меди приносят качество ломкости. Поэтому в итоге модуль нормальной упругости чистой меди составляет 120 ГПа.

8.1.1.4 Алюминиевый сплав

Наиболее характерным свойством алюминия является невысокая плотность 2.7 г/см^3 (для сплава АМг6 плотность составляет 2.64 г/см^3) и низкая температура плавления (660°C). Алюминий кристаллизуется в гранецентрированной решётке [223]. Период решётки алюминия $4.0494 \text{ \AA}$. Химический состав алюминиевого сплава АМг6 приведен в таблице 8.5.

Таблица 8.5 - Химический состав алюминиевого сплава АМг6, примеси (% не более).

марка сплава	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	Zn	Ni	Ti
АМг6	0.02	0.65	6.4	0.24	0.16	0.05	0.01	0.05

Содержание магния определяет уровень механических свойств. В таблице 8.6 приведен ряд значений механических свойств алюминия с содержанием магния 5-7% (в отожжённом состоянии) [224].

Таблица 8.6 - Механические свойства сплава Al - Mg.

содержание магния, %	НВ, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
5 - 7	600-800	250-350	120-250	20-30

Термообработка не вызывает существенного упрочнения такого сплава. Прочность сплава при сжатии приблизительно равна прочности при растяжении. Деформируемые сплавы с содержанием магния 4-6 % имеют предел усталости 130 - 140 МПа. Испытания в условиях давления увеличивают предел усталости.

Наличие магния в алюминии приводит к возникновению небольшого количества β - фазы, которое находится в равновесии с алюминиевым твёрдым раствором. Плотность β - фазы составляет 2.24 г/см^3 и описывается формулой Mg_5Al_8 . При увеличении содержания магния на 0.1% параметр решётки алюминия увеличивается приблизительно на $0.005 \text{ \AA}$.

Таким образом, используя в экспериментах металлы и сплавы с различными физико-механическими свойствами, возможно выявить наиболее общие закономерности и особенности протекания процесса сверхглубокого проникания частиц и структурообразования.

8.1.2. Свойства порошковых частиц

В экспериментах по обработке материалов высокоскоростным потоком частиц использованы характерные свойства порошков [213, 214]. В целом порошок в насыпном состоянии представляет собой совокупность находящихся в соприкосновении твёрдых микротел небольших размеров. Существенным отличием дисперсного состояния материала от монолитных тел является наличие избыточной поверхностной энергии, что связано с большой удельной поверхностью порошков. Некоторые особенности по сравнению с монолитными материалами имеет и коллективное поведение совокупности частиц как своеобразного малосвязанного тела, занимающего промежуточное положение между жидким и твёрдым телами.

В экспериментах применялись в основном порошки дисперсностью $\sim 10 \text{ мкм}$, являющиеся среднedisперсными, полидисперсные смеси. Ряд экспериментов проведено с порошками дисперсностью в среднем до $\sim 160 \text{ мкм}$. Для таких смесей имеет значение информация о гранулометрическом составе. Для используемых порошков гранулометрический состав определен с помощью микроскопического анализа по критерию - среднему диаметру частиц по их числу [225]:

$$D_n = \sum D_i n_i / \sum n_i \quad (8.1)$$

При проведении экспериментов по сравнению воздействия частиц различных порошков на преграду была учтена насыпная плотность порошка. Масса навески для обработки материалов рассчитана исходя из условия создания равноплотного потока частиц необходимой плотности.

Метаемые частицы характеризуются разнообразным спектром по удельной плотности: от большой – вольфрам ($\rho = 19350 \text{ кг/м}^3$), средней – никель ($\rho = 8910 \text{ кг/м}^3$) и др., до малой – углерод в форме графита ($\rho = 2200\text{-}2300 \text{ кг/м}^3$). Использованы термостойкие металлы и неметаллы, а также твёрдые и тугоплавкие химические соединения (таблицы 8.7, 8.8).

Таблица 8.7 - Механические характеристики элементов частиц

Элементы частиц	Плотность, кг/м^3	$T_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	Модуль Юнга E, ГПа	Твёрдость НВ, МПа	Свойства
W	19300	3420	350-400	3200	Исп. в износостойких, сверхтв., жаропр. сталях
Ni	8900	1453	200-220	800	Исп. в антикоррозионных и жаропрочных сталях
Ti	4500	1665	110	600	Искл. химически стоек
Cr	7190	1890	280-315	1000	Не окисл. на возд., антикорр-й
Zr	6450	1855	84-97	570	Коррозионостоек, исп. для огнеупоров, керам. (стекла), «нейтронопрозрачен»
C (графит)	2200-2300	-	-	1.5 (Моос) $H_u = 6.8\text{-}11.8 \text{ МПа}$	Огнеупорный, замедлитель нейтронов, электропроводн., исп. для смазок.

Таблица 8.8 - Механические характеристики химических соединений частиц

Химическое соединение	Плотность, кг/м ³	T _{пл} , °C	Твёрдость	Свойства
TiB ₂	4520	3230	25-35 ГПа	Прим. для огнеупорных, износост., жаропр. сплавов
TiC	4930	3140	H _μ =31500 МПа 9-9.5 по Моосу	Огнеупорный материал, исключит. твёрдый
SiC	3170	1830	H _μ =3300-3600 кг/мм ² 9.5 по Моосу	Исп. как абразив, высоко инертен

8.2 Методы исследования структуры и свойств материалов, подвергнутых обработке потоком высокоскоростных частиц

8.2.1 Рентгеноструктурный анализ

Изменения микроструктуры и кристаллического строения материалов заготовки, обработанных потоком высокоскоростных частиц, исследованы с применением метода рентгеноструктурного анализа. Рентгеноструктурное исследование проводилось дифракционным методом на дифрактометре ДРОН-3.0. При выборе рентгеновского излучения необходимо учитывать, что материал анода и соответственно, длина волны характеристического излучения влияет на вторичное флюоресцентное излучение. Для улучшения контрастности отражений необходимо, чтобы элемент анода рентгеновской трубки имел такой же атомный номер или больше, что и атомный номер основного элемента исследуемого образца [226]. Следовательно, для исследования титана, меди, железа и сплава алюминия были использованы длины волн CuK_α и FeK_α излучений.

Уменьшение флюоресцентного фона дифрактограммы обеспечено фильтрами, устанавливаемыми перед счётчиком импульсов, регистрирующим картину рассеивания лучей веществом. При этом решаются следующие задачи рентгеноструктурного анализа: определение фазового состава, нахождение периода решётки, изучение искажения кристаллической решётки, блочность структуры и исследование текстур. В методе исследования образцов при помощи характеристического излучения образец во время съёмки вращается, чтобы обеспечить условие отражения в непрерывном угловом спектре и получить полную дифракционную картину.

8.2.1.1 Интенсивность дифракционных максимумов

При рентгеноструктурном исследовании поликристаллических образцов интенсивность отражений непосредственно связана с расположением атомов в элементарной ячейке и зависит от ряда факторов, т.е. множителей интенсивностей [227]. При определении интенсивности лучей, рассеянных в любом дифракционном направлении, учитывается рассеяние электроном, атомом, элементарной ячейкой. Вычисление интегральной интенсивности представляет одну из составляющих рентгеноструктурного анализа при определении структуры вещества, искажений кристаллической решётки и изучении субструктуры.

Ударно-волновое воздействие приводит к значительным деформационным процессам в материале заготовки и концентрации дефектов. На высоту деформационного максимума влияет колебание атомов, которое приводит к смещению атомов из узлов идеальной решётки. Вследствие чего появляется дополнительная разность фаз между лучами, рассеянными разными атомами, что даёт уменьшение амплитуды интенсивности дифракционных максимумов [226].

Смещение атомов вследствие деформационных процессов приводит к появлению в материале дефектов упаковки при ударных воздействиях порядка 10 -15 ГПа. Наличие в металле дефектов упаковки также приводит к ослаблению интегральной линии рентгенограммы [228]. Исходя из этого, можно не прибегая к прецизионным методам вычисления интенсивности кос-

венно судить о наличии вклада такого рода дефектов по изменению высоты дифракционного максимума.

8.2.1.2 Разделение вклада дисперсности и микродеформаций в физическом уширении дифракционных линий

На геометрию интерференционного максимума влияют как значения микронапряжений и дисперсность кристаллитов, определяемая область когерентного рассеяния (ОКР), так и неоднородность излучения и геометрические условия съёмки. Поэтому при изучении микронапряжений и величины ОКР, необходимо исключить из ширины исследуемой линии долю ширины обусловленную геометрией съёмки. Для этого одновременно с исследуемым материалом снимают эталон.

Эталоны подготовлены путём рекристаллизационного отжига образцов, достигая при этом отсутствия микронапряжений и величины ОКР $> 10^{-5}$ см. Температура отжига определялась по формуле Бочвара в зависимости от температуры плавления $T_{пл}$: $T_{рекр} = (0.4 - 0.6)T_{пл}$, здесь коэффициент 0.4 используется для чистых материалов, 0.6 – для сплавов. Подготовлены образцы титана, отожжённого до 700°C в течение 2 ч., а также меди и сплава алюминия, отожжённых до 400°C , железа и его сплавов до $650-700^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.

Учёт поправки на геометрию съёмки при помощи эталона позволяет выделить истинное физическое уширение, обусловленное деформационными процессами. Выделение физического уширения производилось методом аппроксимации функции распределения интенсивности биквадратичной функцией типа $f = (1 + \gamma_1^2 x^2)^{-2}$, которая используется наиболее часто в практике рентгенографии деформированных материалов, как в случае воздействия УВ. Рекомендуется использовать биквадратичную функцию Коши и для исследования материалов с кубической сингонией [228].

Физическое уширение равно:

$$\beta = 0.5B(1 - \frac{b}{B} + \sqrt{1 - \frac{b}{B}}) \quad (8.2)$$

где B - интегральная ширина экспериментальной линии, b - интегральная ширина линии эталона.

С помощью графиков [228] определяется поправка на дублетность и геометрическое уширение. Угловая зависимость физического уширения позволяет определить основной источник уширения. Если $\beta \approx \sec\theta$, то уширение вызвано дисперсностью кристаллита, а если $\beta \approx \tg\theta$, то причиной уширения являются дислокации или их скопления, характеризующиеся дальнедействующими полями искажения [226].

Возможен случай, когда угловая зависимость уширения лежит между $\tg\theta$ и $\sec\theta$, так как в деформированных материалах уширение вызвано, как правило и искажением кристаллической решётки и измельчением блоков мозаики. Зная значение физического уширения двух линий одного вещества, можно определить долю факторов и микроискажений на основе методики [229].

Разделение эффектов, обусловленное дисперсностью и микродеформациями, основано на положении, что уширение описывается функцией измельчения блоков $M(2\theta)$ и функцией искажения решётки $N(2\theta)$. Аппроксимируя эти функции аналитическими выражениями можно получить, используя зависимость для интегральной ширины линии

$$B = \beta b / [\int f(y)g(y)dy] \quad (8.3)$$

связь между β , β_N и β_M , где

$$\beta_N = \int \frac{N(2\theta)d2\theta}{N(0)} \quad \text{и} \quad \beta_M = \int \frac{M(2\theta)d2\theta}{M(0)} \quad (8.4)$$

Хороший результат получается, если аппроксимировать $M(2\theta)$ функцией Коши, а $N(2\theta)$ – функцией $-(1 - \gamma(2\theta)^2)^{-2}$. Тогда

$$\beta = (\beta_M + 2\beta_N)^2 / (\beta_M + 4\beta_N) \quad (8.5)$$

Если $M(2\theta) = [1 + \gamma(2\theta)^2]$, а $N(2\theta) = \exp[-\gamma(2\theta)^2]$, то

$$\beta \sim 0.5(\beta_M + \sqrt{\beta_M^2 + 4\beta_N^2}) \quad (8.6)$$

Учитывая, что $\beta_M = \lambda / D \cos \theta$ физическое уширение, обусловленное микроискажением кристаллической решётки, а $\beta_N = (4\Delta d / d) \tan \theta$ - выражение для определения среднего размытия максимума от дисперсности кристаллитов, возможно, определив для двух линий с индексами «1» и «2», решить уравнение 8.6 относительно D и $\Delta d / d$.

Исходя из этого составлена система уравнений:

$$\begin{cases} \beta_1 = 0.5(\beta_{M1} + \sqrt{\beta_{M1}^2 + 4\beta_{N1}^2}) \\ \beta_2 = 0.5(\beta_{M2} + \sqrt{\beta_{M2}^2 + 4\beta_{N2}^2}) \end{cases} \quad (8.7)$$

Подставив значения β_M и β_N

$$\begin{cases} \beta_1 = 0.5 \left(\frac{\lambda}{D \cos \theta_1} \right) + \sqrt{\frac{\lambda^2}{D^2 \cos^2 \theta_1} + 4 \cdot 16 \left(\frac{\Delta d}{d} \right)^2 \tan^2 \theta_1} \\ \beta_2 = 0.5 \left(\frac{\lambda}{D \cos \theta_2} \right) + \sqrt{\frac{\lambda^2}{D^2 \cos^2 \theta_2} + 4 \cdot 16 \left(\frac{\Delta d}{d} \right)^2 \tan^2 \theta_2} \end{cases} \quad (8.8)$$

После преобразования получено:

$$D = \lambda \left[\frac{\beta_1 \tan^2 \theta_2}{\cos \theta_1} - \frac{\beta_2 \tan^2 \theta_1}{\cos \theta_2} \right] / (\beta_1^2 \tan^2 \theta_2 - \beta_2^2 \tan^2 \theta_1), \quad (8.9)$$

$$\frac{\Delta d}{d} = \sqrt{\beta_2^2 - \left(\frac{\beta_2 \lambda}{D \cos \theta_2} \right)^2} / 4 \tan \theta_2 \quad (8.10)$$

Полученные выражения для D и $\Delta d / d$ программируются.

Наиболее совершенным разделением эффектов, обусловленных дисперсностью и микродеформациями можно получить при использовании дифракции с различными порядками отражения от одного семейства плоскостей. Но в случаях, когда линию второго порядка трудно зарегистрировать экспериментально, возможно использовать пару линий, образующих сравнительно малый угол (10-30 градусов) в направлении друг с другом [226].

Деформационные процессы в материалах после ударно-волновых воздействий характеризуются снижением интенсивности дифракционных максимумов и сильным диффузным рассеянием линий, особенно на больших углах дифракций. Вследствие этого разделение эффектов, вызванных дисперсностью кристаллитов и микродеформациями, для меди и сплава алюминия проводят по линиям (111) и (200), в титане по линиям (101) и (002).

8.2.1.3. Определение плотности дислокаций

Определение плотности дислокаций проводилось рентгенографически по методике, изложенной в работе [226].

Из теории рассеяния рентгеновского излучения известно, что

$$\beta = A_1 \sqrt{\rho} \operatorname{tg} \theta \quad (8.11)$$

где β - физическое уширение, ρ - плотность дислокаций, θ - угол дифракционного максимума, A_1 - коэффициент, зависящий от типа дислокаций и упругих свойств кристалла.

В предположении хаотического распределения дислокаций [230] было найдено:

$$\beta = b \sqrt{\rho} \sqrt{L_1} \sqrt{f(v, HKL)} \operatorname{tg} \theta, \quad (8.12)$$

где b - модуль вектора Бюргерса, $L_1 = \ln[\sqrt{\pi} \alpha C_v \ln(\sqrt{\pi} \alpha C_v)]$, $f(v, HKL)$ - функция, учитывающая ориентационные и упругие особенности дислокаций. Wilkens M. выдвинул теорию ограниченно-хаотического распределения дислокаций, согласно которой эффективное значение размера зерна R_2 лишь в несколько раз превышает среднее расстояние между дислокациями, т.е. $R_2 = C_v / \sqrt{\rho}$. Величина C_v характеризует особенности распределения дислокаций и взаимодействие их упругих полей. Для материалов с высокой энергией упаковки ≥ 60 МДж/м², подобно алюминию и меди, $C_v = 5 - 6$.

Для винтовой дислокации в среде с ГЦК решеткой $f(v, HKL) = (1 - \Gamma)/3$, где $\Gamma = (H^2 K^2 + K^2 L^2 + L^2 H^2) / (H^2 + K^2 + L^2)$ [230].

Выражение для f в случае краевой дислокации более громоздко, однако, его численное значение мало отличается от значения для винтовой дислокации.

Учитывая, что α принимается для ГЦК решетки равным 0.08, можно получить, что при размерности плотности дислокаций см⁻² и измерении физического уширения линий в радианах, коэффициент A_1 для меди и сплава алюминия будет равен 1.785×10^{-8} см⁻¹ и 2.083×10^{-8} см⁻¹ соответственно.

Ввиду сложности расчёта функции, учитывающей ориентационные и упругие особенности дислокаций $f(v, HKL)$, для гексагональной сингонии, возможно использовать выражение плотности дислокаций, см⁻²:

$$\rho = 3.46 \times 10^{15} \beta^2 \quad (8.13)$$

Для оценки плотности дислокаций в титане использовано значение физического уширения дифракционной линии 10.1 α -фазы.

8.2.2 Электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ

Сверхпроникание частиц после обработки в режиме СГП предполагает количественное определение материала метаемых частиц (Zr, W, Cr и др.) в заготовке. Поэтому характер распределения исследуемых элементов по глубине железа, сталей, титана, меди и сплава алюминия исследован методом рентгеноспектрального микроанализа с микронным разрешением [250]. Рентгеновский микроанализатор «Superprob JCXA -733», на котором производилось исследование микроструктуры характеризуется рентгеновским излучением, возникающим под действием электронной бомбардировки. Чувствительность «Superprob JCXA -733» достигает 0.0001% концентрации элементов по массе, что позволяет определять частицы дисперсностью до 0.5 мкм. Анализ характеристического рентгеновского излучения даёт качественную и количественную информацию состояния образца.

При количественных исследованиях подлежащая анализу зона образца перемещается под электронным пучком. Генерируемые пучки состоят из электронов, траектории которых почти параллельны с расходимостью порядка 10^{-2} рад (0.5°) и менее и фокусируются в очень малый кружок.

Получаемое изображение в электронном микроскопе строится по информации, построенной из точек положения пучка на образце, который он сканирует.

Падающий электронный пучок характеризуется диаметром зонда. Минимальный размер зонда рентгеновского микроанализатора 2000 Å. Данный размер пятна существенно меньше диаметра области возбуждения рентгеновского излучения в образце (1 мкм) [215]. Малый размер пучка такого порядка позволяет легко получить растровое изображение анализируемых областей.

Химический анализ титана, меди и сплава алюминия, подвергнутых динамическому микролегированию, проводился с использованием микро-ЭВМ по стандартной программе линейного анализатора LINE1 / LINE2 путём ступенчатого перемещения электронного пучка. Химический анализ в рентгеновском анализаторе осуществляется с помощью измерения энергии и интенсивности рентгеновского излучения, генерируемого при бомбардировке образца, сфокусированным пучком, в каждой исследуемой точке. Измерение осуществлялось при ускоряющем напряжении электронного пучка 25 кВ, силе тока 10^{-7} А и скорости движения диаграммной ленты 10 мм/мин.

Качественный микроспектральный анализ титана, меди и алюминиевого сплава в любой точке исследуемого материала проводился с использованием рентгеновского энергодисперсионного анализа с использованием Si (Li) детектора.

При определении интегральных значений концентрации внедренных частиц по сечению заготовки отклонение от среднего значения составляет два - пять процентов и менее. В результате построены концентрационные кривые, отражающие количество внедренных частиц при динамическом воздействии потока на исследуемые материалы.

В связи с длительностью и объёмами данной работы, использованы различные виды электронных растровых микроскопов с аналогичным принципом работы. Для количественной оценки анализируются образцы в сравнении с эталоном. Отношение изменённых интенсивностей I_i рентгеновского излучения элементов в образце и интенсивности I этого элемента от эталона характеризует относительное содержание элемента C_i в материале [215]:

$$C_i = I_i / I \quad (8.14)$$

Для точного определения содержания элементов в многокомпонентной системе применяют выражение:

$$C_i = (I_i / I) / f_i(C_1, C_2, \dots, C_n), \quad (8.15)$$

где $C_1, C_2, \dots, C_n$ – концентрация содержащихся в образце элементов; $f_i(C_1, C_2, \dots, C_n)$ – поправочная функция, учитывающая поправки на атомный номер $f_i(Z)$, на поглощение и дополнительное флуоресцентное возбуждение $f_i(v)$.

Элементный химический состав участков железа и его сплавов осуществлялся методом микрорентгеноспектрального анализа на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A с приставкой - микроанализатором Jeol JED-2200. Концентрацию компонентов определяли как среднее значение из 4 ÷ 5 локальных измерений на различных участках матрицы послойно.

Исследование субструктуры и распределения концентрации частиц в технической меди проведено на электронном сканирующем микроскопе FEI Quanta-200 с увеличением более 100 000 крат. Максимальное разрешение микроскопа 3.5 нм. Микроанализ проникающих частиц проведен рентгеновским микроанализатором EDAX Quanta-200.

8.2.3 Металлографический анализ и измерение твёрдости и микротвёрдости

8.2.3.1 Металлографический анализ

Для изучения геометрии структурных особенностей и зонального распределения сегрегаций дефектов металлической заготовки использован металлографический анализ. Исследуемые поперечные и продольные шлифы предварительно подвергались последовательно шлифованию и полированию. Качество поверхности определялось оптически до стадии исчезновения рисок на полированной поверхности образца.

Для выявления микроструктуры использовано химическое травление. Для определения фазового состава титана применен реактив из 3% плавиковой кислоты и 3% азотной кислоты, остальное вода. Границы зерен проявляет состав из 30% плавиковой кислоты и воды. Для выявления скоплений углерода использован состав из равных количеств плавиковой и азотной кислоты [232].

Для выявления структуры алюминиевого сплава использована плавиковая кислота (0.5%) и H_2O с соответствующей выдержкой [233], а также азотная кислота (HNO_3) с водой. Травление медной матрицы осуществлялось в растворе азотной кислоты (таблица 8.9).

Для инструментальной стали У8 особенности микроструктуры проявляются при травлении составом в режиме №2 [232] (таблица 8.9).

Таблица 8.9 - Методы травления

№	Состав	Режим
1	70 мл. H_2O_2 (3%), 5 мл. HF (40%) 40 мл. H_2O	30-90 с при 20-30 ⁰ С
2	1-5 мл. HNO_3 , 98-99 мл. C_2H_5OH (или 95-99 мл. H_2O)	10-20 с при 15-20 ⁰ С

8.2.3.2 Определение твёрдости и микротвёрдости

Качественное исследование прочностных свойств металлической заготовки проводилось путём определения твёрдости и микротвёрдости.

Оценка твёрдости материалов в микроскопически малых объемах после воздействия потока частиц проведено на микротвердомере ПМТ-3. Измерение микротвёрдости произведено методом вдавливания индентора (в виде четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием). Наносимый индентором отпечаток измеряется при помощи микроскопа. Микротвердость вычисляется по формуле [234]:

$$H = 1.854 P / d^2, \quad (8.16)$$

где P - нагрузка на индентор, d - диагональ отпечатка. Численный множитель связан с геометрической формой индентора.

Нагрузка на индентор подбиралась так, чтобы диагонали отпечатка были порядка 20-30 мкм и деформация краёв отпечатка была наименьшей. Это условие выполняется при нагрузке 1 и 2 Н, при этом погрешность измерения может достигать 10%.

Измерение микротвердости осуществлялось по глубине радиального сечения образца. Кривые изменения микротвёрдости построены по точкам, соответствующим среднему значению микротвёрдости.

Измерение микротвёрдости позволяет выявить тенденцию изменения межатомного расстояния. Для металлических кристаллов микротвёрдость характеризуется зависимостью, где значение микротвёрдости обратно пропорционально кратчайшему межатомному расстоянию [235].

Наличие волнового характера изменения свойств материала при СГП частиц обусловило методику измерения микротвёрдости по сетке в радиальном направлении и по прямым линиям при измерении по глубине. Изменение твёрдости материалов проводилось по методу Виккерса путём вдавливания алмазной пирамиды на твердомере ТП-Р-1. При этом нагрузка, исходя из свойств исследуемых материалов, составляла 10 и 20 кг. Измерение производилось по глубине преграды в радиальном направлении. Даны оценки изменения твёрдости армо-железа, сталей, титана, меди и алюминиевого сплава, подвергнутых обработке потоком частиц, по точкам, соответствующим усреднённому значению твёрдости.

8.2.4 Измерение плотности материалов

Измерение плотности материала заготовки до и после обработки потоком частиц проведено методом, основанным на физическом законе Архимеда о численном равенстве выталкиваю-

щей силы гидростатического давления, которой подвергается тело, погруженное в жидкости в объеме, вытесненном телом.

Значение плотности определяется по формуле:

$$\rho_T = \frac{M_{Т.В.} \cdot \rho_{ж}}{M_{Т.В.} - M_{Т.Ж.}}, \quad (8.17)$$

где $M_{Т.В.}$ и $M_{Т.Ж.}$ - масса тела, взвешенного в воздухе и жидкости соответственно, $\rho_{ж}$ - плотность используемой жидкости.

Измерение массы образцов, предварительно разрезанных на отдельные пластины, проводилось на весах ВК-300, обеспечивающих погрешность до 0.005 г. Для снижения погрешности измерения плотности образцов использована очистка поверхности измеряемых тел ацетоном, что повышает коэффициент смачиваемости поверхности при погружении в жидкость.

В качестве жидкости используется дистиллированная вода (плотность воды при 18 °C имеет значение 0,99862 г/см³). Кроме того, при определении массы образцов в воздухе осуществляется предварительное смачивание в жидкости волосяной нити, на которой подвешен образец. Проводились контрольные измерения плотности в 96% спирте для исключения влияния пузырьков воздуха на образцах и нити. В результате, погрешность измерения может достигать 2-5 %.

8.3 Исследование структуры и свойств материалов, обработанных в режиме сверхглубокого проникания частиц

8.3.1 Кратерообразование

Обработка металлических преград потоком высокоскоростных порошковых частиц сопровождается интенсивным кратерообразованием на поверхности преграды.

Форма кратеров изменяется от неглубоких, с соотношением глубины кратера H к условному диаметру D (размеру в поперечнике) менее 0.5, до углублённых, где за кратером формируется трек внедряемой частицы [162].

Так, данные размытые кратеры формируются при попадании пучка частиц одновременно примерно в одну зону поверхности мишени [121]. На фото (рисунок 8.2) показаны кратеры на поверхности армко-железа, обработанного частицами диборида титана дисперсностью ~10 мкм.



Рисунок 8.2 - Неглубокие кратеры размером ~2 мм

На рисунке 8.3, а показаны кратеры в армко-железе, образованные при метании карбида титана, плакированного никелем (средняя дисперсность 160 мкм). Крупные частицы оставляют достаточно крупные одиночные кратеры, уходящие вглубь мишени (рисунок 8.3, б).

Распределение микрократеров на поверхности материалов, обработанных высокоскоростным потоком частиц, мало изучено в различных динамических системах, хотя значительно влияет на качество и характер обработки. Интерес представляет исследование зависимости концентрации проникающих частиц и кратерообразования.

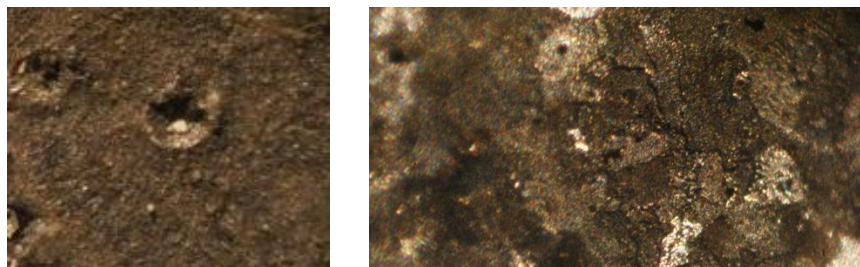


Рисунок 8.3 - Одиночные микрократеры от дискретных частиц размером в поперечнике ~ 300 мкм – а, поперечные следы пробитых каналов – б

Проведены эксперименты по обработке материалов высокоскоростным потоком частиц, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ, с навесками порошков $\text{TiC}+\text{Ni}$ и TiB_2 . Частицы, метаемые по данной схеме, порошкообразные TiC плакированные Ni и TiB_2 дисперсностью соответственно 160 и 10 мкм.

Проникание частиц в объёме мишени при обработке $\text{TiC}+\text{Ni}$ не очень значительно, отдельные следы наблюдаются с концентрацией до 0.01%Ti на глубине 3 - 4 мм.

Исследование проникающей способности TiB_2 показало наличие данных элементов на глубине 4 – 6 мм с концентрацией 0.05 - 0.1%Ti. На поверхности образца концентрация титана достигает 18%.

Обработка по 1-му варианту обеспечивает более высокую равномерность плотности распределения микрократеров по поверхности образца, что косвенно характеризует однородность микролегирования (рисунки 8.4, 8.5).



Рисунок 8.4 - Поверхность образца технического железа, обработанного потоком частиц диборида титана, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ

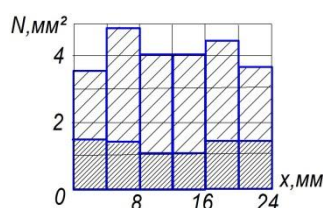


Рисунок 8.5 - Распределение микрократеров на поверхности образца железа, обработанного потоком частиц диборида титана, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ,

/// - кратеры размером ~ 100 мкм, - кратеры размером $\sim 200 - 300$ мкм.

Таким образом, обработка материалов высокоскоростным потоком порошковых частиц, разогнанных энергией канальных ВВ, обеспечивая сверхглубокое проникание частиц даёт достаточно хорошую однородность обработки материалов.

Объёмное микролегирование металлов и сплавов по ударно-волновой схеме торцевого метания частиц через воздушный промежуток реализует эффект СГП частиц и обеспечивает также достаточно однородное поле кратерообразования, особенно мелких кратеров (рисунок 8.6), которое характеризует поле распределения проникающих частиц при метании по нормали.

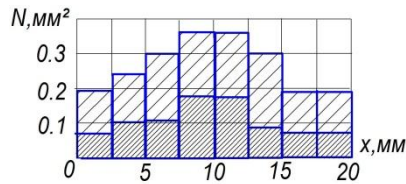


Рисунок 8.6 - Распределение микрократеров на поверхности образца железа, обработанного путём торцевого метания через воздушный промежуток потоком частиц вольфрама, - кратеры размером ~ 200 мкм, - кратеры размером ~ 500 мкм

Проведены исследования изменения концентрации проникающих частиц в зависимости от кратерообразования на поверхности армко-железа в зависимости от плотности потока порошковых частиц диборида титана и вольфрама.

Концентрация проникающих частиц зависит в целом от плотности потока и характера распределения частиц в потоке [84, 121]. Для оценки средней плотности потока принято экспериментально зарегистрированное время взаимодействия потока с матрицей ~ 10 мкс [256]. В зависимости от внутреннего объёма ориентирующего канала, по которому движется поток частиц и массы навески, рассчитана средняя плотность потока частиц TiB_2 дисперсностью 10 мкм (таблица 8.10). Из таблицы 8.10 видно, что при плотности потока менее 1 г/см^3 регистрируется концентрация внедрённых частиц диборида титана в заготовку армко-железа. При удвоенной плотности потока частиц значительная концентрация проникших частиц в объёме матрицы практически не наблюдается.

Проникающая способность частиц характеризуется также размерами кратеров на поверхности и равномерностью их распределения [121]. Максимально возможное проникание частиц вольфрама и объёмное микролегирование наблюдается в титане ВТ 1-0, если в областях поверхности заготовки равномерно распределены небольшие микрократеры с поперечным размером около 2 – 300 мкм и возможно, с соотношением глубины кратера к диаметру более ~0.5 (таблица 8.10, рисунок 8.7).

Таблица 8.10 - Влияние плотности потока на концентрацию проникающих частиц

Условная масса навески	Плотность потока, г/см^3	Концентрация Ti, %, при обработке TiB_2	Кратеры размером 1-2 мм, % по площади	Кратеры размером 0.1-0.3 мм, % по площади
M	0.75	0.05 – 0.1	0.04	1.38
2xM	1.5	-	7.3	0.06

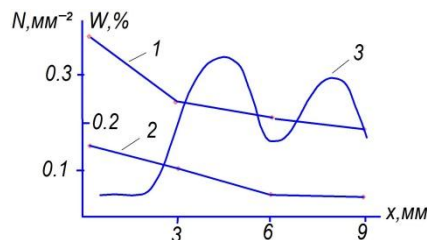


Рисунок 8.7 - Число кратеров размером ~1 мм в поперечнике - 1, кратеров размером (2-300) мкм - 2, концентрация частиц вольфрама в матрице титана в радиальном направлении - 3

Таким образом, из вышеприведенных исследований можно сделать выводы о влиянии плотности потока на проникающую способность частиц.

Метаемые частицы со скоростью около 1 – 3.5 км/с имеют необходимую энергию для проникания вглубь преграды. Но при высокой плотности поток воздействует на поверхность

преграды подобно «пескоструйной» обработке, не позволяя частицам проникать. Если исходить из предположения о равномерности распределения частиц в потоке с указанной выше плотностью на площадке преграды 1 см^2 при обработке частицами типа Ti, то практически одновременно в слое от 10 до 100 мкм ударяет соответственно порядка нескольких сот или тысяч частиц. Интервал воздействия между частицами составляет 100 – 500 мкм. Это означает, что большое число частиц одновременно ударяет вблизи друг друга, размывая поверхность преграды и формируя «плоские» большие кратеры с соотношением глубины к диаметру значительно менее половины. При этом выносимый материал поверхности как бы срезает соседние частицы. Последующие частицы так же бомбардируют предшествующие частицы на подлёте или в поверхности преграды, изменяя их начальный градиент и энергетический потенциал и препятствуя прониканию.

Низкая концентрация проникающих частиц в области крупных кратеров согласуется с исследованиями [179], где показано, что в потоке могут следовать один ударник за другим в одну и ту же область поверхности преграды. Последующий ударник имеет более низкую пробивную способность, чем предшествующий, так как имеет пониженную скорость - взаимодействует с дном кратера в преграде, которое может включать значительную реактивную компоненту преграды.

Следовательно, имеет место корреляция концентрации проникающих частиц и размеров кратеров на поверхности преграды, так при равномерном распределении небольших $\sim (2 - 300)$ мкм углублённых кратеров концентрация внедрённых частиц максимальна.

8.3.2 Характер проникания частиц

Наиболее чётко треки внедрённых частиц выявляются в прочных материалах, таких как стали. В материалах после проникания частиц треки «схлопываются» [126], но в прочных сплавах, сталях в локальных пробитых частицами путях формируются продольные волокна, которые выявляют при исследовании структуры преграды. Сложно зафиксировать треки частиц в пластичных материалах, например в чистых металлах – меди, железе, алюминии и др. Проникание частиц сопровождается «завариванием» пробитого пути.

Сложность регистрации треков частиц вытекает из конфигурации самого трека, который в объёме имеет сложный извилистый характер (рисунок 8.8). Форма треков в продольном шлифе стали У8 (вдоль направления внедрения частиц) имеет волнообразную конфигурацию [131].



Рисунок 8.8 - Треки внедрённых частиц вольфрама в стали (x700)

Прямолинейный и наиболее широкий участок в основном можно наблюдать вблизи поверхности мишени (рисунок 8.9).



Рисунок 8.9 - Поверхность титана с треками внедрённых частиц карбида титана (x400)

Форма треков в титане в поверхностном слое прямолинейного вида [36].

Поэтому, основной формой регистрации и свидетельства внедрённых частиц остаётся элементный анализ материала мишени. Данный метод позволяет раскрыть характер распределения внедрённых частиц. Не оставляет сомнения, что общий характер внедрённых частиц имеет затухающий вид (рисунок 8.10). Так как на поверхности мишени после обработки потоком высокоскоростных частиц имеется концентрация частиц в среднем 40 – 60%. В объёме заготовки концентрация частиц изменяется от сотых долей до процентов.



Рисунок 8.10 - Общий характер распределения внедрённых частиц в преграде при СГП

Рассматривая характер распределения внедрённых частиц за поверхностью вглубь мишени имеем не монотонный уровень концентрации, а квазипериодическое распределение частиц. Попытки провести аналогии с жёстким волновым характером не могут быть доведены до чётких корреляций из-за сложного вида кривых распределения, вырождения волновых конфигураций и необходимости очень большого объёма экспериментальных исследований [185]. Хотя частичная корреляция в распределениях внедрённых частиц очевидно имеется (рисунок 8.11). Так, обработка технически чистой меди потоком частиц титана, циркония и вольфрама (дисперсностью ~10 мкм) метаемых торцевым методом даёт квазипериодическое распределение по глубине [237]. Распределение имеет периодические локальные максимумы, каждый из которых можно трактовать как наибольшую область торможения частиц в мишени. В мишени меди различные частицы примерно одной дисперсности имеют коррелирующие максимумы.

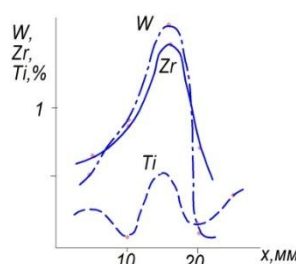


Рисунок 8.11 - Распределение внедрённых частиц Ti, W, Zr по глубине заготовки технической меди

Если сравнивать распределение частиц одного элемента в различных материалах, например, при обработке частицами хрома меди МЗ и сплава АМг6 (рисунок 8.12), то максимумы в распределении мало коррелируют друг с другом.

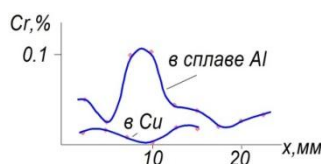


Рисунок 8.12 - Распределение внедрённых частиц Cr по глубине заготовки технической меди и сплава алюминия

Данное соотношение имеется и при обработке титана ВТ 1-0 и меди МЗ частицами вольфрама (рисунок 8.13).

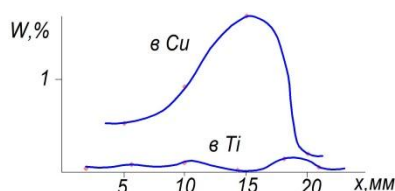


Рисунок 8.13 - Распределение внедрённых частиц W по глубине заготовки технической меди и титана

Окончательно вышеизложенные выводы о корреляции в распределении можно сделать только при большом числе наблюдений.

Объёмное распределение концентрации внедрённых частиц в мишени показано на рисунке 8.14.

Как видно из рисунка 8.14, имеется сложный квазипериодический характер распределения частиц титана в меди с максимумами концентраций частиц смещённых в параллельных слоях. Данное распределение в объёме объясняется интенсивным пластическим деформированием с ротационной компонентой.

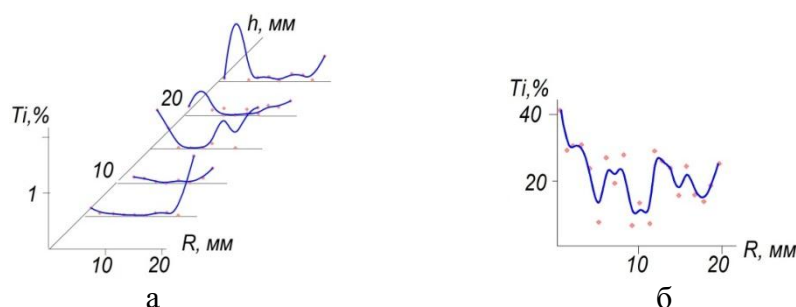


Рисунок 8.14 - Концентрация титана в объёме медной заготовки - а и на поверхности - б

Обработка материалов частицами, разогнанными в косой волне под 45° даёт немонотонное распределение частиц по глубине образца. Как показано на рисунке 8.15 при обработке частицами вольфрама стали У8 проникающая способность частиц вольфрама составляет около 18 мм.

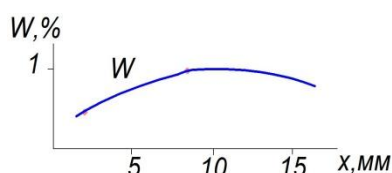


Рисунок 8.15 - Изменение концентрации элементов внедрённых частиц после обработки стали У8 порошком вольфрама

Основное отличие обработки материалов по нормали и под углом заключается в нахождении наибольшего максимума, который при обработке по нормали сдвигается к задней поверхности заготовки, а при обработке косой волной находится ближе к фронтальной поверхности заготовки.

Теоретически, появление периодических концентраций можно объяснить наложением следующих процессов: проникания порошковых частиц, волнового резонансного распространения УВ продуктов детонации внутри металла, дополнительно напрягающего совокупного воздействия слоя подошедших частиц.

8.3.3 Влияние обработки потоком высокоскоростных частиц на изменение состояния материала мишени

Ударно-волновое воздействие потока частиц на металлическую заготовку вызывает изменение свойств, как по глубине, так в радиальном направлении по закону распространения волн в средах [216, 231]. При распространении ударной волны в металле имеет значение градиент напряжений, возникающий во фронте УВ. Характер прохождения ударной волны через реальный материал зависит от параметров ударной волны и сопровождается действием волны нагрузки, областью практически постоянного давления и действием волны разгрузки. При взаимодействии потока частиц с заготовкой при СГП имеется ударное воздействие продуктов детонации, потока частиц и их сверхглубокое проникание.

По результатам исследования плотности преграды при сверхглубоком проникании частиц выявлено квазипериодическое её изменение. Так, обработан титан ВТ1-0 потоками частиц с различными свойствами (W, Ni, C). Из рисунка 8.16 видно, что плотность титана после обработки изменяется относительно исходного значения периодически увеличиваясь или уменьшаясь.

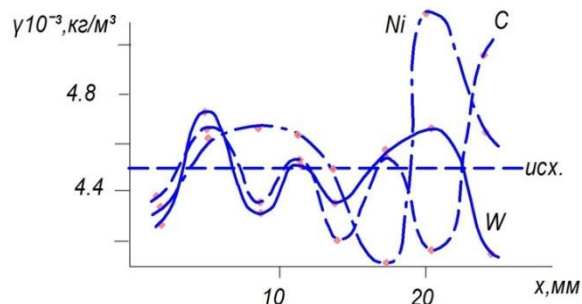


Рисунок 8.16 - Изменение по глубине плотности заготовки титана, обработанного потоками частиц никеля, углерода и вольфрама

Немонотонное изменение плотности регистрируется при обработке заготовки алюминиевого сплава АМг6 частицами хрома ($\rho = 7190 \text{ кг/м}^3$), как показано на рисунке 8.17.

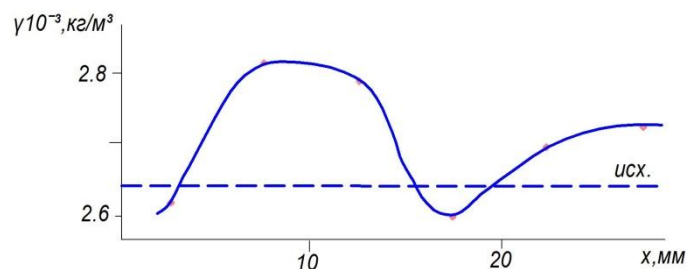


Рисунок 8.17 - Изменение плотности алюминиевого сплава АМг6, обработанного потоком частиц хрома

Для уровня давлений, соответствующего режиму СГП по кривой Гюгонио увеличение плотности может достигать 10%. Изменение плотности преграды при СГП не превышает нескольких процентов. Плотность заготовки может изменяться как за счёт внедрения элементов внедрённых частиц в решётку атомов материала преграды, так и за счёт значительных искажений кристаллической решётки.

Характер изменения плотности материалов при СГП можно объяснить процессами поляризации дефектов при ударном воздействии волны [236]. Поведение вакансий прямо противоположно поведению межузельных атомов. Во фронте волны нагрузки инициируется движение вакансий в сторону, противоположную распространению ударной волны. Межузельные атомы или увлекаются ударной волной или дрейфуют термоактивируемым путём в ее фронте. В волне разгрузки вакансии, так же как и межузельный атом, замедляет свое движение [236]. Поведение

дислокаций в поле плоской ударной волны определяется сдвиговой компонентой напряжения и изменением упругих свойств среды. Краевые дислокации движутся в плоскости скольжения в направлении ударного импульса, а винтовые - в перпендикулярном направлении вдоль фронта волны [206].

Обработка под углом 45° потоками порошков вольфрама формирует немонотонное изменение распределения плотности углеродистой стали. На рисунке 8.18 показаны кривые плотности стали У8 (исходная плотность 7.839 г/см^3) после обработки частицами вольфрама (дисперсность в среднем $\sim 10 \text{ мкм}$).

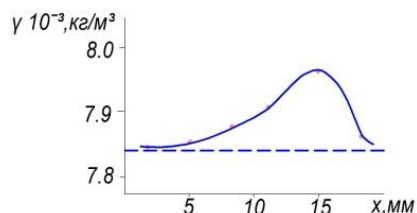


Рисунок 8.18 - Изменение по глубине плотности заготовки углеродистой стали, обработанной потоками частиц вольфрама

Из рисунка 8.18 видно, что в результате внедрения частиц, разогнанных кривой УВ имеем некоторое увеличение общей плотности мишени. Данный эффект объясняется углом соударения УВ с мишенью - большими затратами энергии частиц при пробивании мишени под углом.

Имеющиеся экспериментальные данные могли бы ответить на вопрос о массе проникающих частиц, но к сожалению данный метод не позволяет этого сделать из-за сложного характера сверхпроникания частиц с одновременным возникновением треков, которые могут быть в различном состоянии – полностью «заваренными» или с продольными структурами, сформированными вдоль канала. Поэтому возникает новый фактор – пористость мишени [254]. Явление пористости в мишени при СГП было частично исследовано в [93].

Суммарное изменение плотности преграды может быть выше или ниже исходной (таблица 8.11). Если обобщить явление пористости в мишени и концентрацию проникающих частиц, то имеем зависимость суммарной плотности преграды от энергии частиц, построенную для титана, где $E_1 < E_2 < E_3$.

Таблица 8.11 - Относительное изменение плотности заготовки

Вид обработки	Материал заготовки	Материал частиц	Относительная плотность, ρ / ρ_0
УВ	Титан ВТ1-0	-	1.014
Торцевое метание	Титан ВТ1-0	С	1.012
		Ni	0.993
		W	0.984
		W (2 навески)	1.011
УВ	Сплав алюминия АМг6	-	1.017
Торцевое метание	Сплав алюминия АМг6	Cr	1.022
		W	0.940
Торцевое метание	Медь МЗ	Cr	1.019
		W	1.004
Косая УВ	Сталь У8	-	1.009
Косая УВ	Сталь У8	W	1.006

Как показано на рисунке 8.19, суммарное увеличение плотности титана имеется только при обработке углеродом, который по данным [93] в меньшей степени концентрации проникает

в различные материалы и вероятно, в малой степени формирует микроканалы. При этом суммарная плотность мишени, как известно, в ударной волне увеличивается. Частицы с относительно высокой энергией как вольфрам не дают суммарно высокого повышения плотности материала, что вероятно связано с формированием большого числа микроканалов.

Выявленная обратная зависимость плотности мишени титана от энергии частиц, проявляется для ряда других металлов и сплавов, обработанных различными частицами, метаемыми торцевым методом и УВ.

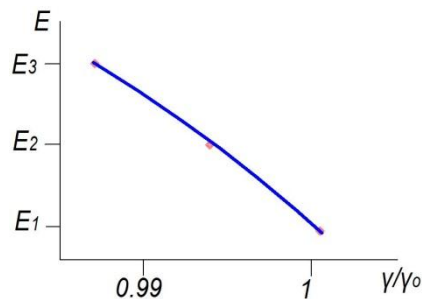


Рисунок 8.19 - Изменение плотности заготовки титана от энергии метаемых частиц, E_1, E_2, E_3 – энергия частиц, УВ

8.3.4 Исследование прочностных свойств материалов преграды

Одной из целей импульсного динамического нагружения материалов является возможность их упрочнения. Представляет интерес изменение прочности и твёрдости материала преграды при СГП частиц. Экспериментально проведены замеры твёрдости и микротвёрдости материала преграды.

Воздействие струи ПД в комплексе с высокоскоростными частицами вызывает в материале преграды деформирование, подчинённое закону прохождения ударной волны в твердой среде. Ввиду высокой пластичности медной заготовки эволюция волновых процессов отражается на микросвойствах материала. На рисунке 8.20 показано изменение микротвёрдости в объёме заготовки технической меди, обработанной частицами титана по торцевой схеме метания. Концентрационная зависимость внедренных частиц титана в радиальном направлении имеет качественное соответствие с кривой микротвёрдости, явная периодичность которой постепенно вырождается с глубиной. В среднем в объёме микротвёрдость повышается на 20-30%, а в поверхностном слое в 1.4 - 1.7 раз.

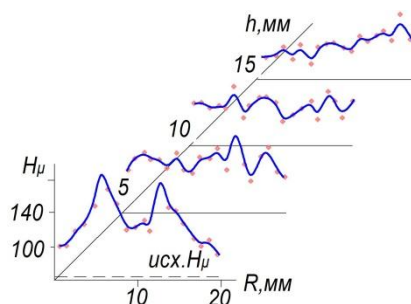


Рисунок 8.20 - Изменение микротвёрдости в радиальном срезе медной преграды, обработанной частицами титана по торцевой схеме метания

Обработка армко-железа частицами $TiC+Ni$ и TiB_2 , каналными зарядами обеспечивает значительное увеличение прочностных характеристик заготовки.

Прочностные характеристики при данном методе обработки в 4 и более раз увеличивают свои значения (на поверхности) по сравнению с исходным состоянием, как видно из рисунка 8.21. Так, минимально микротвёрдость в приповерхностных слоях составляет 630 МПа и увеличивается на глубине от 4 мм и далее к тыльной поверхности образца.

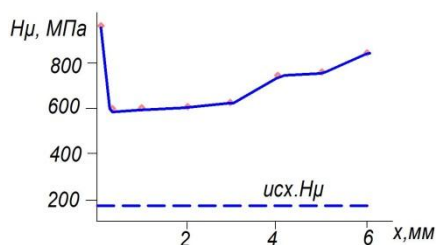


Рисунок 8.21 - Изменение микротвёрдости по глубине образца технического железа, обработанного потоком частиц диборида титана, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ

Как видно из рисунка 8.21, показатели микротвёрдости хорошо коррелируют с данными о наличии проникающих частиц в области повышенной микротвёрдости. Распространение только ударной волны в материалах показывает лишь монотонное ослабление действия ударной волны от поверхности вглубь материала и как следствие - снижение упрочняющего действия, степени измельчения зерна, значений твёрдости и прочности [78].

Проведено исследование микротвёрдости при метании потока частиц торцевым методом в режиме СГП. Обработка потоком частиц вольфрама в целом даёт значительное повышение микротвёрдости. Но имеются слои по глубине мишени с более низким значением микротвёрдости по отношению к исходной (рисунок 8.22), что может быть связано с высокоэнергетичным воздействием частиц вольфрама, формирующих в приповерхностных зонах много каналов и тормозящихся в центральной и нижней части заготовки.

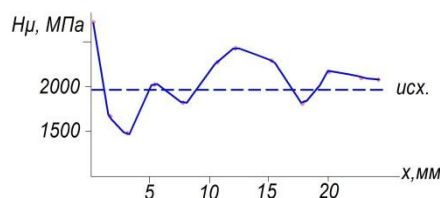


Рисунок 8.22 - Изменение микротвёрдости по глубине образца титана ВТ 1-0, обработанного потоком частиц вольфрама

Измерение твёрдости мишени показало основное повышение ее значений в поверхностных слоях на 15%, что соответствует 170 HV.

Проведен анализ и исследования возможности реализации эффекта сверхглубокого проникания частиц под различными углами обстрела потоком частиц углеродистой стали (0.8 % С) [121]. Углы обстрела – это направление обстрела соосно оси образца (0°) и под углом между направлением обстрела и осью образца 30° и 45°.

Проведен анализ результатов метания частиц вольфрама дисперсностью около 10 мкм и нитридом титана средней дисперсностью 40 мкм. Основное отличие в микроструктуре и свойствах, которые наблюдаются при различных углах обстрела – это наличие значительных максимумов микротвёрдости в центральной части образцов для углов метания 0° и 30° и выравнивание значений микротвёрдости по всей площади поперечного сечения мишени при углах метания 45°. Максимальный размах в увеличении микротвёрдости в центре наблюдается на глубине 4 мм (таблица 8.12).

Данные изменения объясняются жёстким ударным взаимодействием высокоскоростных элементов при нормальном соударении (или небольших углах обстрела) и формировании боковых отражённых волн разрежения, которые снижают эффект упрочнения у боковой поверхности.

Таблица 8.12 - Изменение микротвёрдости стальной заготовки в зависимости от угла метания высокоскоростным потоком дискретных частиц

Углы метания частиц	Метание частиц вольфрама			Метание частиц нитрида титана		
	maxH _μ , МПа, в центре среза	min H _μ , МПа, у боковой поверхности	ΔH _μ , МПа	maxH _μ , МПа, в центре среза	minH _μ , МПа, у боковой поверхности	ΔH _μ , МПа
0°	2300	2150	150	2500	1950	550
30°	2400	2250	150	2950	2000	950
45°	2350	2250	100	2600	2250	350

Примечание - Исходная микротвёрдость составляет H_μ = 1800 МПа.

При метании с большими углами обстрела реализуется удар по касательной, который при значениях более 45° может приводить даже к рикошету, скольжению отдельных частиц по поверхности. При больших углах метания частиц имеет место также сглаживающее действие интерференции падающей ударной волны и боковой отражённой волны, которое выравнивает прочностные свойства материала по всему поперечному сечению образцов.

Обработка частицами TiN и W, разогнанными в косой УВ под углом 45° даёт увеличение микротвёрдости более чем на 30% (обработка УВ только на ~20%).

В целом динамическое нагружение УВ в совокупности с ударным воздействием потоком частиц при СГП обеспечивает объёмное и поверхностное упрочнение материала.

8.3.5 Влияние термообработки на свойства материалов, обработанных в режиме сверхглубокого проникания частиц

Определение влияния термического нагрева на изменение свойств материалов, обработанных высокоскоростным потоком частиц и сверхпроникания, представляет технологический интерес с целью получения и доводки к стабильности характеристик прочности и твёрдости. Влияние нагрева изучено для инструментальных сталей - по данным [176] заготовки стали Р6М5 подвергались упрочнению путём воздействия высокоскоростной струёй порошковых смесей на основе никеля, карбонитрида титана, которые после термообработки испытывали на прочность при изгибе и износостойкость, при этом проведено термоциклирование образцов. Установлены оптимальные режимы термообработки стали Р6М5 после СГП, обеспечивающей прочность на изгиб 4560 МПа, что на 20% выше, чем исходная, а износостойкость увеличилась в 1.9 раз.

Хорошие упрочняющие эффекты получены при обработке порошками смесью карбонитрида титана и никеля (Ni+TiCN), диборида титана (TiB₂), а также Si, Ni, Fe, W для ряда инструментальных сталей: быстрорежущей Р6М5К5 и Р9М4К8, инструментальной стали 10 и др. [93]. Наиболее эффективным является режим закалка + отпуск. При этом повышается изгибная прочность, износостойкость и ударная вязкость.

При высокотемпературном нагреве под закалку стали Р6М5 [176] происходит зарастание каналов, при этом их плотность уменьшается в 2-3 раза. На стадии отпуска закалённой стали появляются зоны специфической структуры с наличием элементов метаемого порошка, размер которых достигает 30 – 40 мкм в зависимости от режимов термообработки и химического состава порошковых частиц.

Исследовано влияние термообработки на распределение микротвёрдости по глубине заготовки алюминиевого сплава АМг6, обработанного потоком частиц вольфрама дисперсностью ~10 мкм в режиме СГП (рисунок 8.23) [239, 254]. Для этого после обработки потоком частиц вольфрама проведен отжиг АМг6 при температуре 200° С в течение двух часов.

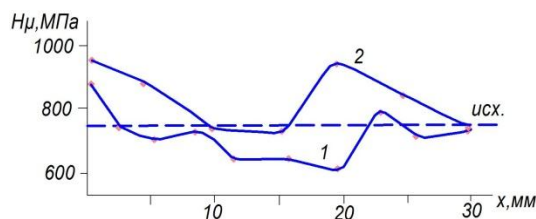


Рисунок 8.23 - Изменение микротвёрдости алюминиевого сплава до – 1 и после – 2 термообработки

Среднее увеличение микротвёрдости после отжига составляет ~16%. Сохраняется квазипериодический характер изменения микротвёрдости по глубине.

Основными причинами увеличения твёрдости является объёмное микролегирование АМг6 частицами вольфрама, который имеет практически на порядок большую твёрдость чем АМг6, на что указывает и смещение максимумов твёрдости. Также наиболее вероятным является заваривание треков частиц с дальнейшим повышением плотности материала.

Небольшой вклад в рост твёрдости могут вносить процессы формирования центров зародышеобразования и формирования зон Гинье-Престона. Образование зон Гинье-Престона имеет место в стареющих алюминиевых сплавах с малым различием атомных радиусов или при наличии большого пересыщения. Повышение твёрдости имеется у искусственно состаренных сплавов [238].

При последеформационном отжиге наиболее вероятным является изменение концентрации вакансий, имеющих минимальную для дефектов энергию активации образования. Равновесная концентрация вакансий определяется [41]: $C = \exp\left(-\frac{E_F}{kT}\right)$, где E_F - энергия образования вакансии (для алюминия 0.76 эВ [41]), k - постоянная Больцмана. После обработки частицами вольфрама концентрация вакансий в алюминии составляет 1.85×10^{-5} . При охлаждении вакансии могут сконцентрироваться на имеющихся дислокациях, выйти на поверхность или вызвать скопления дефектов. Таким образом, в результате воздействия потока высокоскоростных частиц, сформированного в ударной волне, происходит насыщение материала дефектами в виде вакансий, а возможно и кластерами вакансий [239], причём присутствие гексагонального магния для АМг6 способствует существенному формированию вакансий при СГП частиц.

После отжига так же проведено измерение твёрдости алюминиевой заготовки, обработанной потоком частиц вольфрама. Твёрдость АМг6 после отжига по системе Виккерса изменилась максимально до значения 170-180 HV и составляет около 120% по отношению к исходной (~150 HV). Соответственно прочность может достигать 580 – 610 МПа.

Сплавы системы Al-Mg являются термически неупрочняемыми. Эффекты повышения твёрдости и микротвёрдости после отжига можно объяснить тем, что при динамическом воздействии потока частиц в основном имеется упрочнение за счёт армирования заготовки материалом внедрённых частиц, а так же имеет место повышенная концентрация дефектов кристаллической решетки, которые могут быть центрами зародышеобразования и вызывать диффузионную подвижность атомов. Разрыхление решётки за счет избыточного содержания вакансий при нагреве облегчает диффузию. Это может инициировать процессы старения [240]. Благоприятным для образования зон Гинье-Престона является меньший, чем у алюминия атомный радиус вольфрама 0.141 нм, тогда как алюминий имеет атомный радиус 0.143 нм. При отжиге сверхравновесной концентрации вакансий количество избыточных вакансий уменьшается. Обработка в режиме СГП обеспечивает микролегирование объёма АМг6, что в результате может привести к инициированию процессов старения с участием сегрегаций атомов внедрённых частиц и увеличению твёрдости и микротвёрдости.

8.3.6 Структура материала преграды при обработке потоком высокоскоростных частиц

В объёме материала преграды, обработанного в режиме СГП, пластическая деформация осуществляется по разным механизмам и структурообразование происходит на различных структурных уровнях. Структурообразование в сталях, сплаве алюминия и техническом железе, титане и меди при взаимодействии потока высокоскоростных порошковых частиц имеет свои особенности.

Для заготовок небольшой высоты эволюция структурообразования по высоте не очень интенсивна. На рисунке 8.24 показана микроструктура армко-железа, обработанного потоком TiB_2 канальными зарядами (концентрация 0.05 - 0.1%Ti на глубине 4 – 6 мм).

После обработки потоком частиц наблюдается значительное измельчение ферритовых зёрен с исходного 50 – 100 мкм до 30 - 40 мкм в верхних слоях (на глубине 1- 2 мм). В направлении от поверхности к тыльной стороне образцов идёт уменьшение размеров зерна в среднем на 5 мкм (рисунок 8.24, 8.25).

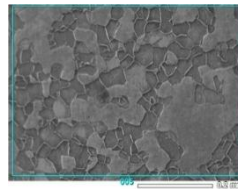


Рисунок 8.24 - Микроструктура поверхностных слоёв технического железа, обработанного потоком частиц TiB_2 , разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ

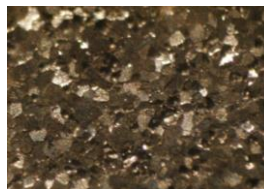


Рисунок 8.25 - Микроструктура на глубине 6 мм технического железа, обработанного потоком частиц TiB_2 , разогнанных энергией взрыва канальных зарядов ВВ

Зоны интенсивной травимости с различным содержанием титана (рисунок 8.26 и 8.27) показывают, что структура в области с повышенным содержанием элемента внедрённой частицы (титана) в железе является более пористой, хаотичной и неоднородной. Имеются следы инородных включений вокруг пор (рисунок 8.27).

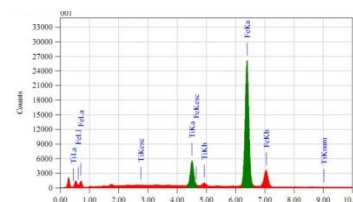
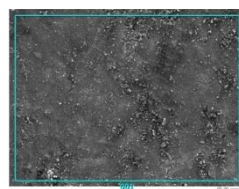


Рисунок 8.26 - Микроструктура области армко-железа с низким содержанием титана

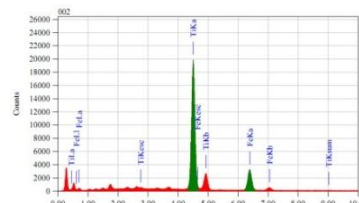
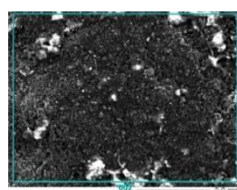


Рисунок 8.27 - Микроструктура области армко-железа с высоким содержанием титана

Обработка заготовки инструментальной стали 3Х3М3Ф частицами вольфрама дисперсностью 10 мкм реализует сверхглубокое проникание частиц по высоте (5 мм) и увеличение проч-

ности в объёме в 1.2 – 1.4 раза. Исследовано изменение микроструктуры по глубине стали 3Х3М3Ф, обработанной потоком частиц вольфрама (рисунки 8.28, 8.29). Метание порошковых частиц сопровождается образованием кратеров и микрократеров на поверхности (рисунок 8.28,б). Треки внедрённых частиц практически не регистрируются оптическим микроскопом в стали 3Х3М3Ф.

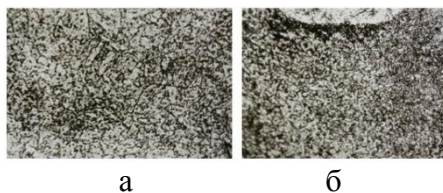


Рисунок 8.28 - Микроструктура стали 3Х3М3Ф (х 400), а – исходная структура, б – разрез кратера на поверхности преграды, обработанной частицами W путём торцевого метания зарядом ВВ

Сталь 3Х3М3Ф относится к доэвтектоидной стали. В исходном состоянии имеет феррито-перлитовую структуру. После обработки потоком частиц наблюдается измельчение структурных элементов. Выявлено текстурирование структурных элементов стали (рисунок 8.29) и вытягивание фрагментов структуры в направлении потока частиц (рисунок 8.29,б) [212]. В тыльных слоях заготовки появляются ферритовые включения (рисунок 8.29, г).

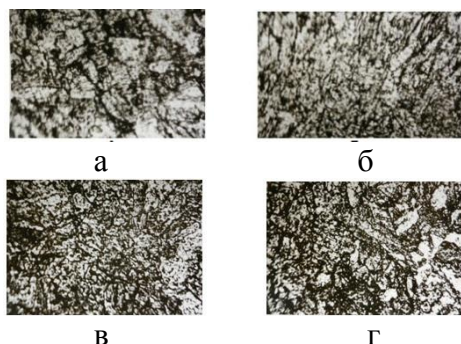


Рисунок 8.29 - Эволюция микроструктуры стали 3Х3М3Ф после обработки частицами W по глубине: а – 0.5 мм, б – 1.5 мм, в – 2 мм, г – 4 мм (х1500)

Обработка углеродистой стали У8 потоком частиц вольфрама позволяет зарегистрировать в поперечном шлифе следы треков частиц.

По содержанию углерода сталь У8 относится к эвтектоидной. В соответствии с диаграммой Fe-Fe₃C структура эвтектоидной стали может состоять только из перлита, образующегося из аустенита при охлаждении (структура заэвтектоидной стали состоит из перлита и вторичного цементита). Микроструктура перлита чётко проявляется при высокой кратности. Исходная микроструктура У8 состоит из зернистого перлита (белые вкрапления), по границам и внутри зерна перлита – карбид железа. Вытянутые зёрна в виде пластинок – пластинчатый перлит (рисунок 8.30, а).

Наличие внедрённых частиц вольфрама показано на рисунке 8.30, б, представляющие тёмные вытянутые образования. Фрагменты тёмного цвета можно трактовать как треки проникающих частиц или соединения материала частиц с элементами преграды, так как не являются структурными элементами эвтектоидной стали. Структура У8, обработанная потоком вольфрамовых частиц содержит зернистый и пластинчатый перлит.

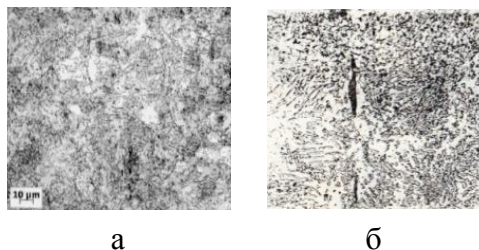


Рисунок 8.30 - Микроструктура стали У8, исходная - а и обработанная частицами W - б (x700)

Металлографический анализ титановой матрицы показал, что исходная структура представляет зёрна равноосной α -фазы твёрдого раствора примесей в α -титане (рисунок 8.31, а). Микроструктура образцов после воздействия ударной волны (рисунок 8.31, б) имеет также в основном равноосную α -фазу. При ударно-волновом нагружении титана происходит образование новых межзёренных границ за счёт увеличения дефектности. Внутризёренная структура практически адекватна исходной и сформирована при критическом давлении начала пластического течения металла. Схема нагружения предполагает распространение и взаимодействие сдвиговых волн, способствующих относительному перемещению микрообъёмов металла. Это способствует формированию новых межзёренных границ за счет преобразования энергии полей упругих напряжений.

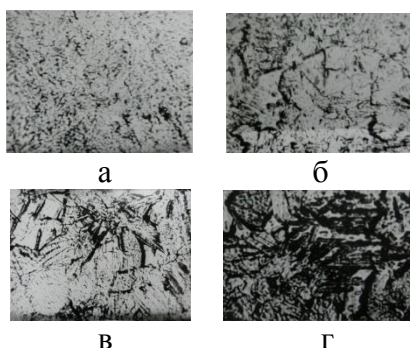


Рисунок 8.31 - Микроструктура титана в исходном состоянии – а, обработанная УВ –б, высокоскоростным потоком частиц диборида титана – в и вольфрама – г (x1500)

Качественно меняется структура после обработки высокоскоростным потоком частиц W и TiB_2 [241, 242]. Величина зерна после обработки потоком высокоскоростных частиц имеет значение ~ 40 мкм. На рисунке 8.31, в и г показана микроструктура сплава ВТ1-0 после обработки высокоскоростным потоком диборида титана и вольфрама, где видны зоны повышенной травимости, что обусловлено значительной пластической деформацией, и новая структура α -фазы. Можно отметить интенсивное двойникование с выходом за границу зерна. α -фаза представлена пластинчатым или корзиночным типом [242]. Выявлены и радиально расходящиеся экстинкционные контуры. Выявленная структура наблюдается по всему поперечному срезу преграды кроме области оплавленной поверхности.

Наличие α -фазы пластинчатого типа очевидно связано с деформационным характером структурного превращения и появлением одной из метастабильных фаз α^m . Рентгенографический анализ говорит о возможности образования деформационной метастабильной фазы α^m в виду значительного размытия интерференционных линий, характерных для мартенсита α' . При СГП частиц нет предпосылок для образования свойственной α' -структуре степени пересыщения [190]. Образование деформационной α' -фазы возможно, так как оно не является термоактивированным и происходит с высокой, независимой от температуры скоростью [221], что находит объективное подтверждение, учитывая кратковременность динамического воздействия. Появление пластинчатой α -фазы можно интерпретировать как двойниковый мартенсит деформаци-

онного происхождения. Чем ниже энергия дефекта упаковки материала (титан обладает наиболее низкой – 10 МДж/м^2), тем при более низких степенях деформации начинают образовываться деформационные микродвойники [82].

Деформационные структурные превращения происходят в сплавах с неустойчивостью кристаллической решетки к сдвигу, в число которых входит и титан. В случае формирования под нагрузкой из всех кристаллографически эквивалентных направлений, свойственных метастабильной фазе сдвигов, реализуются те, направление которых совпадает с приложенным напряжением [243].

Необходимо учесть, что структурообразование материала проходит в стесненных условиях, ввиду внедрения частиц и армирования преграды, что приводит к инициированию сильно напряженного состояния. Металлографическое исследование образцов показало, что подобные структурные изменения имеют место во всем объеме преграды, обработанной высокоскоростным потоком частиц.

Исследована эволюция структуры в местах скопления частиц и в зонах с их минимальной концентрацией. На рисунке 8.32 показана микроструктура титана на глубине 3, 5, 10, 15 и 19 мм, что соответствует периодичности появления максимумов и минимумов концентрации вольфрама (рисунок 8.22). Общие изменения структуры по глубине характеризуются увеличением дисперсности фрагментов. В областях максимумов концентрации частиц можно отметить большую ориентированность фрагментов структуры вдоль направления воздействия потока. Появляются зоны включений, формируемых в результате внедрения частиц, соответствующие интенсивному пластическому деформированию, свидетельствующие о направленности деформационных процессов.

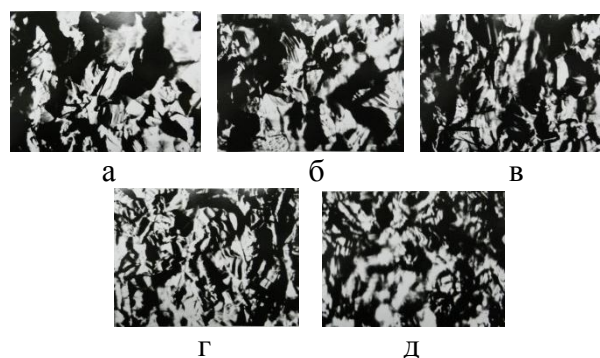


Рисунок 8.32 - Микроструктура титана (x800), обработанная высокоскоростным потоком частиц вольфрама, на глубине а - 3, б - 5, в - 10, г - 15 и д - 19 мм

Электронно-микроскопические исследования титановой заготовки, обработанной частицами различных материалов, показывают наличие изменений в тонкой структуре металла. Исходная структура титана представлена упорядоченной квазиравноплотной системой. При воздействии потока высокоскоростных частиц вольфрама наблюдается увеличение протяженности и ширины границ микрофрагментов в субструктуре материала (рисунок 8.33, а и б). При обработке частицами никеля (рисунок 8.33, в и г) темные включения можно трактовать как результат проникания. Изменения субструктуры можно объяснить на основе рентгеноструктурного анализа, который выявил искажения кристаллической решетки и периодические изменения уширений дифракционных линий.

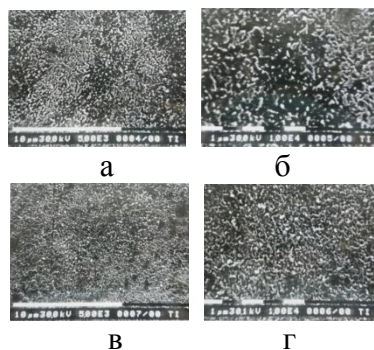


Рисунок 8.33 - Микроструктура титана, обработанного высокоскоростным потоком частиц вольфрама - а, б и никеля - в, г

После обработки титанового сплава ВТ 1-0 углеродом сделана попытка выявить характер взаимодействия внедрённых частиц с материалом. Поперечный шлиф подвергнут травлению раствором в равных количествах плавиковой и азотной кислоты для выявления карбидов в титане. При этом в микроструктуре шлифа проявлены области вытравленных зон, обогащённых углеродом. Из рисунка 8.34 видно, что выявлены также соединения углерода, находящиеся во внеканальной зоне материала. Возможно, что происходит взаимодействие внедренного углерода с образованием карбидов титана, который приводит к значительному упрочнению титановых сплавов. Микротвердость заготовки титана, обработанной углеродом, увеличилась с исходной ~2000 МПа до ~2600 МПа.

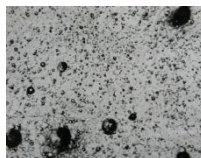


Рисунок 8.34 - Титан, обработанный высокоскоростным потоком частиц углерода (x250)

Пластическое деформирование в титане при импульсном воздействии потока порошковых частиц может развиваться по двум механизмам: путем множественного скольжения и двойникованием. Множественное скольжение в металлах может происходить даже при небольших степенях деформации. Значение плотности дислокаций в титане, обработанном потоком вольфрама, составляет порядка $4.6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Скольжение в α -титане в отличие от других металлов с гексагональной структурой происходит преимущественно не по базовой плоскости (0001), а по призматической $\{10\bar{1}0\}$ и пирамидальной плоскостям $\{10\bar{1}1\}$, что обусловлено следующим [244]:

- соотношение осей c/a равное для титана приблизительно 1.587 меньше теоретического для идеальной плотноупакованной гексагональной структуры (~ 1.633), поэтому в титане наиболее плотно упакованы и наиболее удалены друг от друга не плоскости базиса, а плоскости $\{10\bar{1}0\}$,

- энергия дефектов упаковки в базисной плоскости α -титана значительно больше, чем в призматической $\{10\bar{1}0\}$.

Изменение длины кристаллов вдоль оси c может быть вызвано двойникованием. В титане двойники $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ и $\{11\bar{2}3\}$ приводят к расширению решётки вдоль оси c [244].

Градиенты давлений волнового фронта частиц при деформировании материала преграды проявляют свое воздействие на уровне микроискажений решётки. В поле внешних напряжений каждый атом дефектной структуры испытывает дополнительное смещение. При обработке титана потоком высокоскоростных частиц происходит увеличение параметра решётки c . Обработка частицами вольфрама вызывает максимальное изменение параметра решетки с α -фазы и имеет значение $4.688 \text{ \AA}$.

При импульсных нагрузках увеличение параметра решётки может быть связано с интенсивным двойникованием, вызванным отраженными волнами, воздействие которых имеет место при СГП частиц [78]. Данное предположение вполне обоснованно, если исходить из форм пластического деформирования – сдвигообразования и двойникования. Скорость распространения двойников приближается к скорости распространения упругой волны (~ 2000 м/с) [82]. Скорость же перемещения дислокаций на порядок меньше скорости звука.

При динамическом взаимодействии потока высокоскоростных частиц с титаном обоснованным является предположение о роли двойникования в процессе пластического деформирования. Резонансная частота дислокационных реакций 60-80 кГц, а скорость пластического деформирования непосредственно при взаимодействии частиц с матрицей более, чем на порядок выше - локальная скорость деформирования при сверхпроникании частиц имеет значение 10^6 с⁻¹.

Структурообразование в алюминиевом сплаве и меди носит неоднородный характер и имеет зональность. Металлографический анализ показал, что в исходном состоянии сплав алюминия АМг6 имеет структуру с размером зерна 400-500 мкм. На рисунке 8.35, а, с видом большеугольной границы показано, что микроструктура сплава в исходном состоянии сохраняет однородность во всём объеме материала. Структура АМг6 представляет неоднородный α -твёрдый раствор магния в алюминии. Фрагменты светлого цвета - неравновесная β -фаза Al_8Mg_5 . Образующиеся с магнием и примесью кремния и железа силицид магния Mg_2Si и фазы $(Mn,Fe)Al_6$ и $(Mn,Fe)_3Si_2Al_6$ тёмного цвета выделяются по границам ячеек и зёрен твёрдого раствора на основе алюминия. При гомогенизационном отжиге неравновесная β -фаза может растворяться и остаются включения частиц фаз железа и силицида магния.

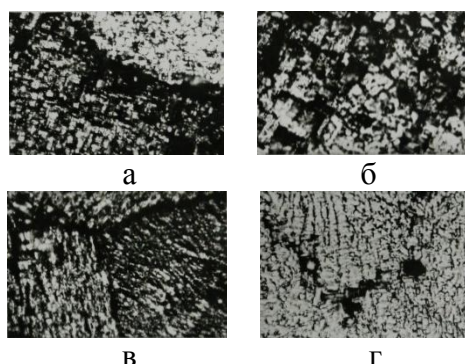


Рисунок 8.35 - Микроструктура АМг6 (x200) в исходном состоянии - а и после обработки потоком частиц хрома в поверхностном слое - б и на глубине 15 мм - в и 25 мм - г

После обработки сплава алюминия потоком частиц хрома в объеме заготовки происходит неоднородное деформирование. Микроструктура, образуемая на поверхности, показана на рисунке 8.35,б. Поверхность и центральная зона заготовки сильно деформированы и имеют рыхлую структуру. На глубине ~ 15 мм наблюдается значительная внутризёрная направленная переориентация (рисунок 8.35, в). Изменяется форма зерна, что напоминает так называемую механическую текстуру, т.е. вытягивание зёрен вдоль направления наибольших деформаций. На глубине ~ 25 -30 мм имеется более однородная мелкофрагментированная структура, подобная областям поверхности с возможным выделением неравновесной β -фазы и следами внедрённых частиц (рисунок 8.35, г).

Исходная структура внутри большого фрагмента представляет α -твёрдую фазу с небольшими включениями β -фазы (рисунок 8.36). После обработки появляются более крупные неоднородные скопления фрагментов β -фазы.

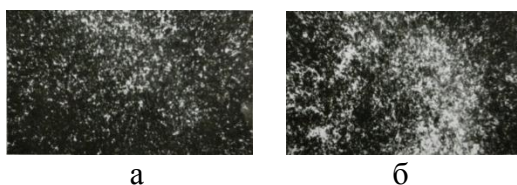


Рисунок 8.36 - Микроструктура АМг6 (х350) в исходном состоянии - а и обработанная потоком частиц хрома - б

Микроструктура внутри фрагмента АМг6, подвернутого УВ характеризуется меньшей степенью хаотичности структуры, чем обработанного потоком частиц хрома с проявлением фрагментов β -фазы, их дисперсностью и разориентацией (рисунок 8.37).

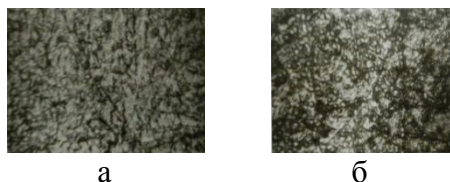


Рисунок 8.37 - Микроструктура АМг6 (х400) обработанная УВ - а и потоком частиц хрома - б

Образование дислокационных структур и их пространственная упорядоченность указывает на развитие кооперативных явлений [245, 246]. Коллективные способы движения включают самосогласованное упорядоченное перемещение больших групп дислокаций, что должно приводить к пространственно неоднородному развитию пластической деформации (на расстояниях значительно превышающих средние междислокационные). Эволюция дислокационного ансамбля приводит к возникновению неоднородных дислокационных распределений. Плотность дислокаций в наиболее деформируемой зоне достигает $\rho \sim 6.3 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

В технической меди после обработки порошком вольфрама однозначно регистрируются проникающие частицы (рисунок 8.38).

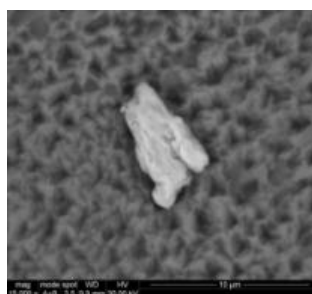


Рисунок 8.38 - Область меди с внедрённой частицей вольфрама

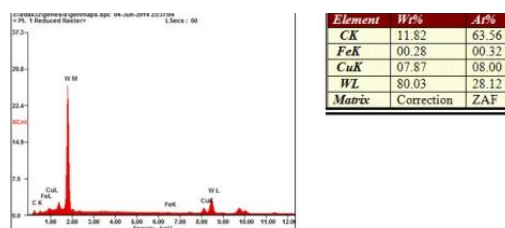


Рисунок 8.39 - Спектр элементов в области нахождения частицы вольфрама в меди

Отдельного исследования заслуживают фрагменты торможения частиц с их дроблением (рисунок 8.40). В области торможения в преграде формируются пластические волны от торцевой волны вставшей частицы [255].

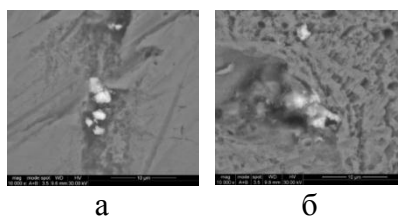


Рисунок 8.40 - Раздробленные частицы циркония в технической меди на глубине 5-а и 10 –б, мм

Металлографическое исследование меди [255] показало, что при обработке меди потоком частиц вольфрама наблюдается ярко выраженная зональность, происходит неоднородное деформирование в объеме материала (рисунок 8.41, а и б). Внутри фрагмента меди, обработанного потоком частиц хрома, в целом имеется направленность пластической деформации (рисунок 8.41, в).

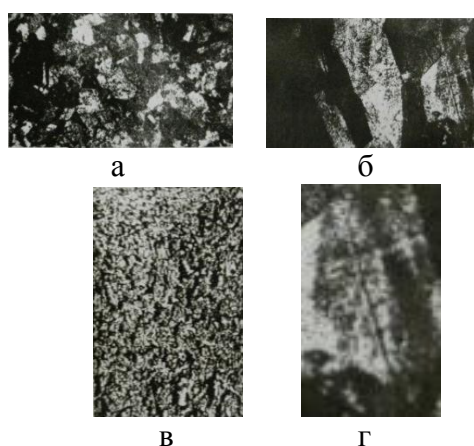


Рисунок 8.41 - Микроструктура меди в исходном состоянии (х350) - а и обработанная потоком частиц вольфрама (х160) - б и хрома (х600) – в, пересечение зерна треком частицы вольфрама (х800)

На поверхности наблюдается оплавленный слой в среднем шириной ~30 мкм. В местах формирования кратеров оплавленная зона распространяется на большую глубину (рисунок 8.42, а). На рисунке 8.42, б показана структура технической меди после обработки потоком частиц хрома. Исходный кристалл состоял из достаточно больших зерен. Такие зерна имеют размер ~300 мкм. Обработка потоком высокоскоростных частиц вызывает образование более мелких элементов субструктуры - субзёрен величиной 10-15 мкм внутри крупных. Наибольшее число таких областей образуется вблизи поверхности и опорной стороне мишени. Аналогичные процессы, связанные с появлением мелких субзёрен внутри зёрен зафиксировано при взрывной деформации монокристаллов меди [82].

При развитой пластической деформации идет интенсивная фрагментация структуры металлов, сопровождающаяся формированием большого числа границ фрагментов. Данное явление возможно интерпретировать как процессы, которые контролируются групповыми коллективными свойствами большой совокупности атомов, составляющих дефектную область и объединенных по определенному закону в новый физический объект [247].

Уровень пластической деформации преграды определяется структурными изменениями. При наличии в материале систем множественного скольжения и разориентировок микрообластей, как в различных материалах при СГП частиц, имеется развитая пластическая деформация. Формирование деформационной структуры при ударном воздействии происходит так же вследствие дислокационных реакций, но вероятно в области температуры разгрузки, а не в области температур адиабатического сжатия, которые в несколько раз больше.

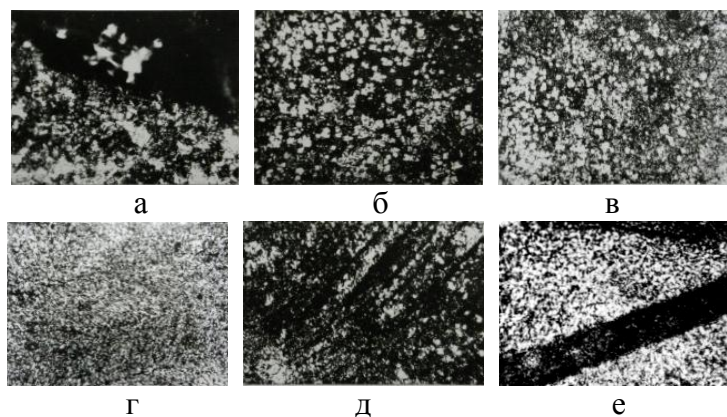


Рисунок 8.42 - Микроструктура меди (x200), обработанной потоком частиц хрома: оплавленная поверхность - а, образование мелких субфрагментов внутри зерна - б и - в, двойники - г и следы скольжения – д, деформация зерна - е

Медь при воздействии потока высокоскоростных частиц показала себя материалом однозначно повысившей свои прочностные характеристики, т.к. для меди характерно упрочнение при легировании. После обработки потоком частиц твердость медной заготовки повысилась с исходного 110 HV до 180-190 HV.

Так же пластическое деформирование в объеме медной заготовки после обработки потоком высокоскоростных частиц происходит за счёт деформации зерна (рисунок 8.42, е), двойникования и скольжения. Множественное скольжение наблюдается в зонах с мелкими элементами субструктуры (рисунок 8.42, г), т.е. в средней части заготовки. Такой уровень деформирования соответствует плотности дислокаций $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Из рисунка 8.42, г, видно, что в материале образуется система множественного скольжения не подчиненная единственному превалирующему направлению, но с ротационной компонентой.

Двойникование наблюдается в зонах, где сохранились крупные фрагменты структуры (рисунок 8.42, в), которое происходит вследствие симметричной переориентации областей кристаллической решётки внутри крупного фрагмента. Обычно двойникование происходит при малых степенях деформации. Но возможно, что двойниковые пластины могут развиваться очень быстро в результате процессов, связанных с дислокациями (частичными) [248].

Таким образом, процесс СГП обусловлен ударно-волновым воздействием потока высокоскоростных частиц. Прохождение ударной волны влияет в большей мере на микроискажения кристаллической решётки, т.к. время релаксации решетки $\sim 10^{-13} \text{ с}$. Процессы, происходящие на мезоуровне (микродвойники, система скольжения, дислокационный ансамбль, субзерно) имеют время релаксации $\sim 10^{-11} \text{ с}$. Пластическое деформирование в титане и меди идет путём скольжения и двойникования. Структурообразование протекает в условиях не только адиабатического сжатия, время которого практически равно времени взаимодействия материала с потоком частиц, но и в области температур разрежения. В связи с этим структурообразование не носит ярко выраженной корреляции с концентрацией внедренных частиц, а протекает во всей области изменения температур.

Таким образом, в целом сравнивая с воздействием на материалы УВ, при СГП имеется более интенсивная пластическая деформация в объёме преграды с ротационной волновой компонентой. Следы проникания частиц наиболее явно фиксируются в хрупких твёрдых материалах.

8.3.7 Анализ корреляции пластической деформации на микро- и макроуровне при сверхглубоком проникании частиц

С целью комплексного исследования материала преграды, обработанной высокоскоростным потоком частиц в режиме СГП, использованы рентгеновские методы для выявления направленности и полей корреляций свойств, микродеформаций, а так же общей картины пластического деформирования.

Рентгеновский послойный анализ показал, что в объеме преграды деформационные процессы происходят неоднородно и подчинены квазипериодическому режиму изменения [254]. На рисунке 8.43 и рисунке 8.44 показано изменение интегральной интенсивности для линий (111) и (200) в радиальном направлении в меди и АМгб после обработки хромом. Последующий ряд линий трудно зафиксировать ввиду их сильного размытия.

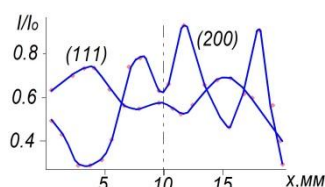


Рисунок 8.43 - Изменение интегральной интенсивности линий (111) и (200) радиально в медной заготовке, обработанной потоком хрома

Из рисунков 8.43 и 8.44 видно, что центральная часть образца является областью, где обе линии (111) и (200) имеют малую интенсивность и значительное диффузионное размытие. Эта область соответствует наиболее интенсивному воздействию продуктов детонации. Характер изменения интенсивности дифракционных линий соответствует картине кратерообразования и радиальному распределению проникающих частиц, как показано для титана и железа на рисунках 8.2-8.6.

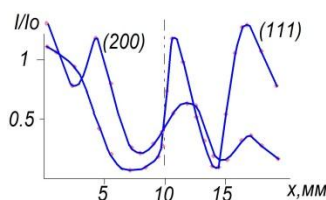


Рисунок 8.44 - Изменение интегральной интенсивности линий (111) и (200) радиально в заготовке АМгб, обработанной потоком хрома

Используемые в экспериментах медь и алюминиевый сплав обладают размером зерна около 300 и 400 мкм соответственно. Поэтому вид кривых определяется крупнокристаллическим строением данных металлов, а так же имеет волновой характер деформационных процессов. Имеется соответствие с периодичностью изменения концентрации частиц в меди. Изменение интенсивности линий (111) и (200) происходит в противофазе или с фазовым сдвигом. Следовательно, те кристаллографические направления, которые эквивалентны направлению распространения волны сжатия, отвечают изменениям интенсивности. Изменения интенсивности в других направлениях соответствуют областям разрежения, которые теоретически находятся в противофазе.

Изменение уширения дифракционных линий $\beta(00.2)$ и $\beta(10.1)$ в титане, обработанном потоком частиц вольфрама, и плотности дислокаций происходит в качественном соответствии (родственной соразмерности длин волн кривых) с периодичностью распределения концентрации внедренных частиц по глубине. Из рисунка 8.45 видно, что характер немонотонных зависимостей уширения может определяться релаксационными процессами при прохождении ударной волны и направленном проникании частиц. Наблюдается чередование областей искажения решетки в одном кристаллографическом направлении с минимальными искажениями в другом.

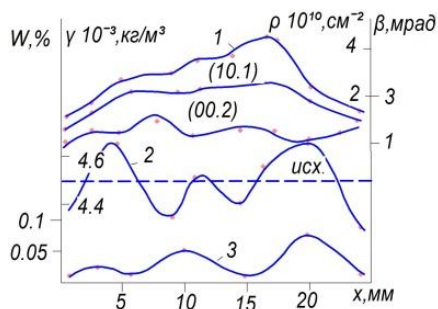


Рисунок 8.45 - Изменение в титане, обработанном потоком вольфрама, плотности дислокаций -1, плотности преграды-2, концентрации внедрённых частиц -3 и физического уширения дифракционных линий (10.1) и (00.2)

Известно, что микрокинетика при деформировании металлов зависит от ориентации кристалла по отношению к направлению распространения ударной волны. В зависимости от кристаллографического направления изменяется степень скольжения и двойникования и их характер. При ударном нагружении монокристалла меди вдоль направления [100] двойники образуются при прохождении ударной волны сжатия, а при нагружении вдоль [111] - волны разрежения. С другой стороны необходимо учесть, что поликристалл состоит из различно ориентированных кристаллитов. Плотность дислокаций в среднем соответствует величине напряжений при давлениях СГП.

Изменение средних значений микротвёрдости при ударно-волновом нагружении и воздействии потока высокоскоростных частиц подтверждает волновой характер пластического деформирования материала преграды. Распространяющаяся по кристаллу ударная волна высокого давления вызывает локальное изменение упругих констант среды в области своего действия. Во фронте волны нагрузки упругая сила превосходит силу трения в этой области, дислокации и точечные дефекты ускоряют свое движение. Во фронте волны разгрузки упругая сила начинает уменьшаться, а сила трения постепенно увеличиваться и подвижные дефекты тормозятся [206]. График изменения среднего значения микротвердости титана при ударно-волновом нагружении, изменение свойств которого определяется незначительной пластической деформацией и лежит в области упругих взаимодействий, коррелирует с распределением внедренных частиц.

Анализируя процесс СГП в г.ц.к. металлах меди и алюминии выявляется корреляция плотности дислокаций и концентрации хрома по глубине при СГП (рисунок 8.46 и 8.47).

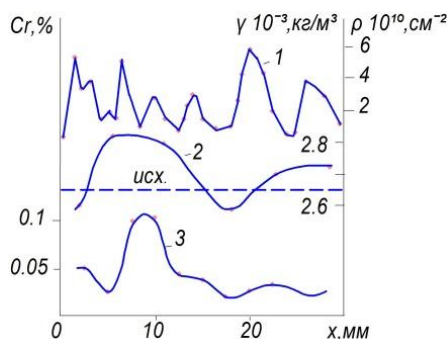


Рисунок 8.46 - Изменение в сплаве АМг6, обработанном потоком хрома, плотности дислокаций - 1, плотности преграды - 2 и концентрации внедрённых частиц хрома - 3

Проникание хрома с атомным радиусом 0.128 нм в медь (с тем же размером радиуса атома) и алюминий с большим атомным радиусом вызывает аналогичные изменения плотности дислокаций по глубине меди и алюминия. Следовательно, на макродеформационные процессы при проникании частиц не оказывают влияние соотношение атомных радиусов материалов частиц и преграды. Микроискажения кристаллической решётки в большей степени обусловлены воздействием пластической волны и проявляют себя во всём объеме заготовки, а не только в

локальных областях проникания частиц. Концентрационные максимумы внедрённых частиц локализируются в местах снижения удельного веса материала преграды. Твёрдость меди как недостаточно тонкая характеристика в исследовании распределения свойств, соответствует максимальному пластическому деформированию (увеличению плотности преграды) и упрочнению.

В радиальном направлении максимумы концентрации частиц чередуются с максимумами изменения микротвёрдости. Это показано на рисунке 8.47 для медной заготовки, подвергнутой обработке частицами титана.

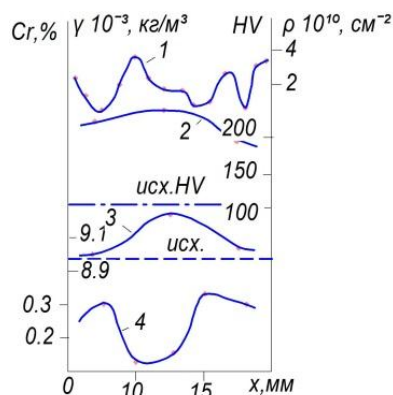


Рисунок 8.47 - Изменение в меди, обработанной потоком хрома, плотности дислокаций -1, твёрдости - 2, плотности преграды - 3 и концентрации внедрённых частиц хрома - 4

Механизм перестройки кристаллической решетки в условиях интенсивного динамического нагружения определяется тем, что атомы перестраиваются таким образом, чтобы удельная энергия металла была минимальной. Этому состоянию соответствует максимальное сближение атомов и как в случае всестороннего, так и при одноосном сжатии. Релаксация напряжений может осуществляться посредством перевода части атомных плоскостей, параллельных фронту ударной волны, в плоскость, перпендикулярную фронту [249].

Максимальная концентрация частиц наблюдается в областях, где уширения дифракционных линий в большей степени определяются микронапряжениями кристаллической решетки. Это обстоятельство может соответствовать динамике релаксационных процессов. Вслед за областями максимального сжатия и всестороннего искажения решетки появляются области, где термодинамически выгодным становится изменение параметра решетки и изоморфные превращения.

Периодическое изменение дефектной структуры заготовки объясняют на основании данных работы [248]. Поглощение энергии в волне сжатия и прямой фазовый переход сменяется выделением энергии при обратном фазовом переходе, сопровождающимся ростом температуры на фронте ударной волны разрежения. Вследствие неравномерности нагружения и нескомпенсированного ударного воздействия частиц вероятно возникают локальные области больших растягивающих напряжений.

В меньшей степени амплитуда изменения свойств характерна для обработки потоками частиц, метаемых косоугольной ударной волной (рисунок 8.48). Так, обработка стали У8 частицами вольфрама под 45° также имеет неравномерный немонотонный характер изменения твёрдости, плотности стали и распределения концентрации вольфрама.

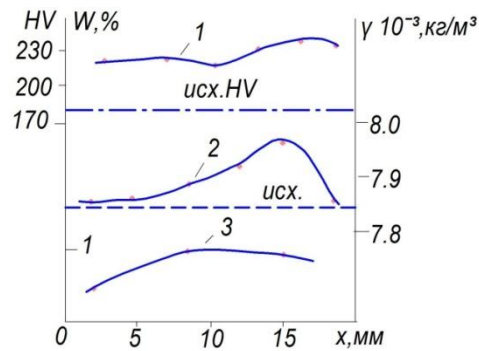


Рисунок 8.48 - Изменение в стали У8, обработанной потоком вольфрама, твёрдости - 1, плотности преграды - 2 и концентрации внедрённых частиц - 3

Динамическая схема обработки преграды частицами, метаемыми каналными зарядами так же реализует общность характеристик плотности дислокаций, микротвёрдости и концентрации внедрённых частиц (рисунок 8.49). Пластичность армко-железа несмотря на более высокие давления взаимодействия проявляется в наличии редких максимумов изменения свойств, хотя это может быть в связи с небольшой высотой преграды.

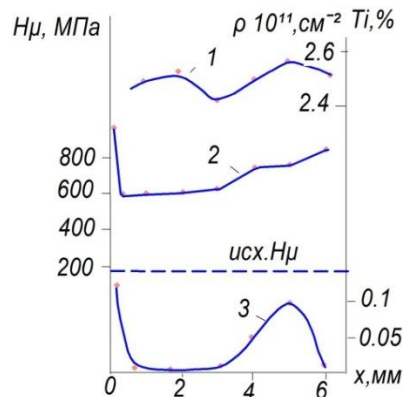


Рисунок 8.49 - Изменение в армко-железе, обработанном потоком диборида титана, плотности дислокаций - 1, плотности преграды - 2 и концентрации внедрённых частиц - 3

При сравнении зависимостей среднего значения микротвёрдости можно установить, что максимумы для ударно-волнового нагружения соответствуют минимумам для нагружения потоком частиц, где перед областями повышенного содержания частиц находятся зоны наиболее интенсивного пластического деформирования. Поэтому можно считать, что частицы проникают вслед за ударным фронтом повышенного давления, но существенную роль возмущения среды играют механические деформации, вызванные упругими силами, которые могут оказывать влияние на характер перемещения и распределения частиц, т.е. имеет место фазовое наложение процессов.

8.3.8 Система структурообразования при сверхглубоком проникании частиц

Одной из основных задач является анализ структурообразования в процессе сверхглубокого проникания частиц. Как показано ранее, преобладающим фактором реализации процесса является энергетическое воздействие потока частиц.

В физике выявлен класс систем, в которых при значительном удалении от термодинамического равновесия упорядоченное в пространстве состояние становится неустойчивым, происходит усложнение организации пространственных структур. Формирование структур при необратимых процессах связано с определенными условиями - должен наблюдаться качественный скачок при достижении пороговых (критических) значений параметров системы. Чтобы в си-

стеме началось формирование структуры, отдача энтропии должна достигнуть и превысить некоторое критическое значение. Таким образом, упорядочение системы является сверхкритическим явлением.

Профессор И.Р.Пригожин назвал пространственные, временные и пространственно-временные структуры, которые возникают вдали от равновесия в нелинейной области, когда параметры системы превышают критические значения, диссипативными структурами.

Описание новых упорядоченных состояний вдали от равновесных условий должно исходить из теории флуктуаций [203]. Физический механизм неустойчивости является аналогичным для ряда различных процессов. Показателем неустойчивости является положение границы раздела фаз, определяемых перераспределением в пространстве некоторого поля (температуры, давления и др.) [251]. Флуктуация на поверхности раздела фаз вызывает искажение первоначального градиента поля.

Так, при воздействии ударной волны на материал преграды возникает фронтальная зона перехода системы в новое состояние. В результате развития неустойчивости могут возникать различные структуры. При сварке взрывом, например, когда осуществляется метание пластины одного вида металла на пластину другого типа металла, возникает эффект неустойчивости на поверхности раздела двух сред. Появляются периодические распределения на линии контакта двух металлов в виде волн, пиков и впадин. Волны заострены в сторону более мягкого металла, независимо от того, какой из металлов был неподвижен. В зоне гребней волн наблюдается повышенная пластическая деформация, резко направленная в сторону распространения детонации [82].

При воздействии потока высокоскоростных частиц на поверхность заготовки возникает большое количество неустойчивостей, приводящих к формированию диссипативной структуры. Каждая частица несет поверхности ударную микроволну, прибавляя приращение кинетической энергии. При этом устанавливается новый тип организации материала. Образуется диссипативная структура в материале преграды. Поток высокоскоростных частиц в ударной волне представляет собой поток вещества, несущего поле энергии. Воздействуя на материал преграды, он перестраивает систему, что выражается в образовании новой структуры «частицы-преграда».

При проникании отдельных частиц в силу диссипативности системы «частицы-преграда», т.е. из-за реакции материала при движении частицы, происходит уменьшение кинетической энергии и совершается переход в новое состояние. В результате неустойчивости при СГП частиц возникают различные типы структур, в зависимости от материала преграды, согласующиеся с развитым представлением о структурных уровнях деформации [177, 205, 257].

Наряду с пространственной организацией в объеме преграды в процессе пробивания частицами кристаллической решётки формируются пограничные аморфоподобные слои. В канале наблюдается образование хаотической неоднородной структуры. Это подтверждается в работах [95, 155], в которых при сверхпроникании в канальной зоне обнаружен хаотичный, как бы аморфный слой.

На основе обобщения исследованных структур и субструктур при СГП в различных материалах сформирована система структурообразования (рисунок 8.50). В данной системе проявляется иерархический уровень микроструктур.

Данная система структурообразования при СГП охватывает все уровни от канальной трековой зоны частицы, её приканальной субструктуры до объема преграды в целом. Фазовые переходы могут осуществляться в объеме преграды при достижении критических условий давлений.

Таким образом, система структурообразования иллюстрирует процессы деформирования при СГП на структурном и субструктурном уровне материала.

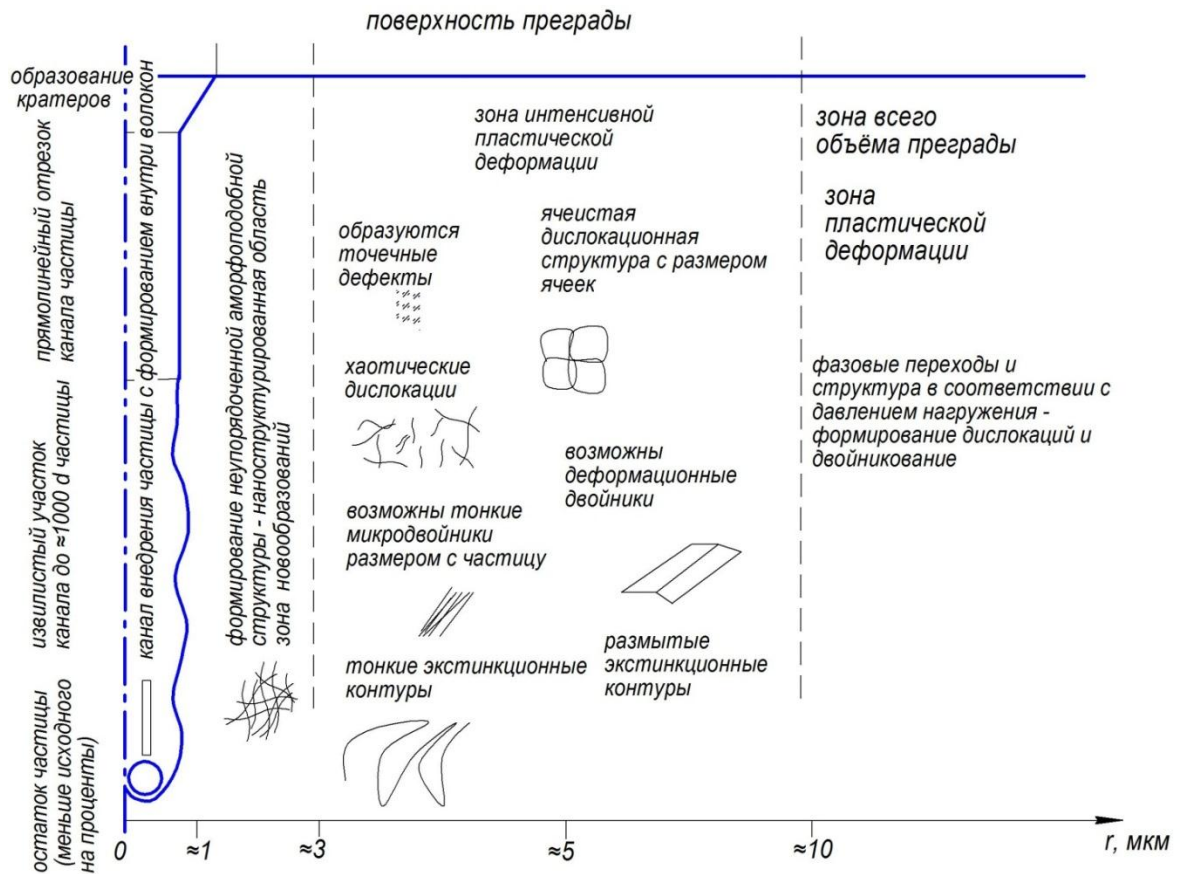


Рисунок 8.50 - Система структурообразования при СГП

8.4 Область применения материалов, обработанных потоком порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания

Внедрение взрывного метода обработки металлической заготовки, обеспечивающего сверхглубокое проникание частиц, реализует основное его достоинство - объемное микролегирование. Поэтому сверхглубокое проникание частиц используется для упрочнения и повышения износостойкости крупногабаритного инструмента, бурильного и горнорудного, упрочнение сварного стыка рельсового шва, что является экономически эффективным (Приложения Д-Е).

Повышение производительности производств основано на автоматизации, быстрой смене неперетачиваемого инструмента. Так, возможно упрочнение сменных пластинок с помощью СГП частиц с учётом анизотропии свойств обработанных материалов в наивыгодном направлении, снижение износа режущей кромки инструмента.

СГП частиц может широко применяться для упрочнения деталей машин и транспорта.

Для получения однородной высоконасыщенной легирующими добавками с уникальными свойствами заготовки существует возможность обработки потоком высокоскоростных частиц с различных направлений и многократно [93, 253].

Возможные направления применения обработки материалов в режиме СГП - создание пористых материалов, например, облегченных сталей высокой прочности.

Современные достижения техники и технологии находят свое применение не только в промышленных процессах производства, но и в медицинской практике.

Из врачебной практики известно, что в прошлом веке усиленно развивалось направление по восстановлению утраченных элементов костных структур за счет металлических имплантов.

тов, применялись золото, серебро, алюминий, бронза, железо, сталь, медь, цинк, никель индивидуально и в сплавах.

По данным медицинской публицистики в 30-40 годах прошлого века применялись металлы хирургического класса – прочные сплавы кобальта и хрома, как наиболее совместимые с живыми тканями. Но для длительного нахождения в тканях не приемлемы, так как находятся под влиянием различных типов химических реакций.

Основными требованиями к имплантатам являются достаточная прочность и упругость, а также стойкость к химическим реакциям организма.

В последнее десятилетие применяется титан и его сплавы, так как титан антикоррозионный и имеет хорошую биосовместимость с живыми тканями. Титан и его сплавы, находясь внутри тканей, образуют окисный слой, повышая коррозионностойкость. На чистый титан не зафиксировано ни одного случая аллергических реакций.

В зарубежной медицинской имплантологии также применяется технически чистый титан, но так как он имеет невысокую прочность, то необходимые механические свойства титана получают плазменным многократным напылением нескольких слоёв порошка разного состава.

Широкое распространение получил никелид титана, хотя соединения с никелем подходят не всем организмам.

Неплохо зарекомендовали в имплантологии титановые сплавы BT1-00, BT1-0, BT5 и BT9, содержащие алюминий, ванадий и др. Но с увеличением прочности имеет место низкая износостойкость и прочность на сдвиг.

Конструкционные титановые сплавы с легирующими компонентами, содержат элементы, негативно действующие на биосреду организма. Повышение механических свойств титана за счёт введения дополнительных легирующих элементов, например ванадия, хрома в сплавах $Ti5Al12.5Sn$, $Ti5Al13V11Cr$ [258], снижают биосовместимость и способствуют накоплению токсичных элементов.

Ряд элементов благотворно для тканей, находясь в сплаве титана. Это фтор, бор, углерод, ниобий, а также цирконий, получивший в последнее время одобрение имплантологов.

Предлагаемый в данной работе метод объёмного упрочнения титановых сплавов путём обработки высокоскоростным потоком дискретных порошковых частиц, разогнанных энергией взрыва, удовлетворяет основным требованиям к имплантатам, а также обладает достаточной простотой и доступностью [252, 255-256]. Объёмное упрочнение титана дискретными частицами необходимых элементов, разогнанными энергией взрыва – один из способов решить данную проблему и обеспечить насыщение значительных объёмов титана только позитивно действующими на ткани элементами.

Для целей биомедицины проводилась обработка технически чистого титана BT1-0 потоком порошковых частиц диборида титана, титана, углерода, циркония, никеля, из которых особый интерес представляет сочетание материалов, где для обеспечения высокой биосовместимости в качестве преграды и взаимодействующего порошка применяется пара $Ti \rightarrow Ti$.

Реализация режимов обработки материалов (давление соударения частиц 10-15 ГПа, дисперсность частиц 10-100 мкм, плотность потока около 1 г/см³, скорость метаемых частиц 1-3 км/с) обеспечивает максимально глубокое насыщение металлов и сплавов элементами порошковых частиц с поверхности материала и ударно-волновое упрочнение объёма металлической преграды.

Реализация процесса обработки высокоскоростным потоком частиц включает два этапа – формирование высокоскоростного потока и взаимодействие потока с преградой.

Разгон частиц осуществляется за счёт инициирования цилиндрического заряда без кумулятивной облицовки. В целях получения титановых материалов для биомедицины кумулятивная облицовка не пригодна, так как вносит в упрочняемый материал элементы облицовки. Взрывчатое вещество, используемое для заряда в предлагаемом способе, относится к группе полного газообразования.

Получение материалов для биомедицины путём обработки металлов высокоскоростным потоком дискретных частиц имеет ещё одно преимущество – это каналные структуры. Кон-

центрация насыщения материала каналами определена при обработке высокоскоростными частицами титана BT1-0 с помощью травления среза матрицы и достигает 27.5%.

Исследования, проведенные по сращиванию живых тканей, показали, что наличие пор на поверхности имплантатов позволяет повысить взаимопроникание. В настоящее время применяемое покрытие нитрита титана с пористостью 5-40% с дисперсностью 10-100 мкм является наилучшей.

Свойства материалов в значительной мере изменяются в зависимости от вида порошковых частиц. Высокопрочные соединения, такие как карбиды и дибориды титана и других элементов дают больший эффект в упрочнении.

Предлагаемый метод обеспечивает достаточно однородное взаимодействие потока частиц с исходными заготовками, обеспечивая получение высокой прочности и износостойкости материала. Эксплуатационная стойкость упрочнённых материалов в условиях ударно-вибрационных нагрузках повышается в 1.3 раза.

Прочность повышается в 1.3-1.5 раза. Пластичность незначительно изменяется, относительное удлинение 15% [93]. Плотность дислокаций достигает порядка $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Микротвёрдость Нд увеличилась с исходной 1900 МПа до 2600-2800 МПа после обработки потоком порошковых частиц.

Ударно-волновое упрочнение технически чистого титана также может эффективно использоваться в качестве материалов биомедицины, обеспечивая высокие прочностные характеристики заготовок высотой 10-15 мм.

Для формирования любой сложной формы изделия для биомедицины из титана, упрочнённого высокоскоростным потоком порошковых частиц, может быть рекомендован электроэрозионный метод обработки, обеспечивающий высокую размерную точность и получение полостей и отверстий малых размеров сложной конфигурации.

Предлагаемая обработка технически чистого титана марки BT1-0 потоком частиц, не вызывающих побочных реакций в живых тканях, обеспечивает упрочнение технически чистого титана и получение износостойкой поверхности, дает возможность применения для целей биомедицины. Технически чистый титан является одним из наиболее приемлемых материалов для изготовления имплантатов, который хорошо срачивается с тканями, а длительность нахождения в организме человека обусловлена прочностью и долговечностью.

8.5 Выводы по главе

1. Проведены экспериментальные исследования свойств и структуры материалов, обработанных потоком порошковых частиц, разогнанных энергией взрыва зарядов насыпного ВВ торцевым методом через воздушный промежуток (в скоростном интервале метания частиц 1.5 – 2.5 км/с и давлении соударения частиц 12-14 ГПа) и канальных зарядов (скорости метания 3 – 3.5 км/с и давлении соударения 28-30 ГПа), обеспечивающих сверхглубокое проникание частиц и микролегирование объёма преграды.

2. Исследована корреляция концентрации проникающих частиц и размеров кратеров на поверхности заготовки, так при равномерном распределении небольших $\sim (2 - 300)$ мкм углублённых кратеров концентрация внедрённых частиц максимальна.

3. Изучено влияние плотности потока метаемых частиц в диапазоне от 0.75 – 1.5 г/см³ на проникающую способность частиц, в зонах обработки металлической преграды потоком частиц повышенной плотности (более 1 г/см³) снижается сверхглубокая проникающая способность частиц.

4. Общий характер распределения концентрации внедрённых частиц от поверхности вглубь мишени имеет убывающую зависимость, на поверхности концентрация достигает в среднем 40-60%, в объёме преграды 0.05 – 1.5%.

5. Показано квазипериодическое распределение концентрации частиц в объёме преграды, что можно объяснить наложением процессов: проникания порошковых частиц, волнового

резонансного распространения УВ продуктов детонации внутри металла, дополнительно напрягающего совокупного воздействия слоя частиц.

6.Изменение плотности преграды после обработки потоком порошковых частиц имеет квазипериодический характер с зонами выше и ниже исходных значений. Суммарное изменение плотности преграды в целом имеет обратную зависимость от энергии метаемых частиц: при обработке низкоэнергетичными малопрочными частицами (например, углерод) имеется увеличение плотности, а частицы с относительно высокой энергией не дают значительного суммарного увеличения плотности преграды, что связано, вероятно, с формированием большого числа микроканалов. Выявленная зависимость плотности мишени от энергии частиц проявляется так же при обработке преграды частицами, разогнанными плоской и кривой УВ.

7.Прочностные свойства материалов преграды в основном зависят от схемы обработки. Максимальное увеличение микротвёрдости достигается при обработке канальными зарядами, при этом в поверхностных слоях имеется увеличение более 4-х раз, в объёме – до 2-х раз. По методу торцевого метания в поверхностных слоях повышается микротвёрдость до 2 –х раз и в объёме на 20-30%.

8.Дорекристаллизационный нагрев алюминиевого сплава АМг6, подвергнутого обработке потоком частиц вольфрама, сопровождается повышением микротвёрдости за счёт внедрённых частиц.

9.Послойное исследование микроструктуры образцов показало стабильную эволюцию дефектных структур в направлении распространения УВ и внедрения частиц в результате действия пластических волн и ротационных процессов.

10.Динамическое воздействие потока высокоскоростных частиц на металлические материалы характеризуется проявлением разных механизмов пластического деформирования и уровней формирования пространственно-упорядоченных структур. Получено измельчение структурных элементов металлических преград. В меди зафиксировано появление более мелких субфрагментов внутри крупных, двойников и следов множественного скольжения. Наблюдается образование пластинчатой структуры α' -фазы в титане.

11.Электронно-микроскопические исследования однозначно регистрируют в объёме преграды элементы метаемых частиц, структурное состояние внедрённых частиц в преграде.

12.Выявлен квазипериодический характер изменения свойств материала преграды и качественная корреляция по глубине концентрации внедрённых частиц, плотности материала, микротвёрдости, твёрдости, физического уширения дифракционных линий, плотности дислокаций.

13.Сформирована система структурообразования, в которой проявляется иерархический уровень микроструктур при СГП в различных металлах и сплавах. Данная система структурообразования охватывает все уровни от канальной трековой зоны частицы, её пограничной наноструктурированной области до объёма преграды в целом.

14.Показана широкая область применения материалов, подвергнутых обработке порошковых частиц в режиме СГП – это упрочнение деталей машин, транспорта и инструментов, получение облегченных пористых материалов с высокими прочностными свойствами, а также применение уникальных свойств титана для биомедицины.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. На основе исследования ударно-волновых процессов взаимодействия высокоскоростных элементов, пуль со свинцовым или стальным нетермоупрочнённым сердечником, с разнесённой преградой разработаны инженерные средства защиты 3 и 5 класса по ГОСТ Р 51112-97.

2. В результате расчётно-экспериментального моделирования разработана элементная многослойная броня 5 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97 от пуль ЛПС патрона 57-Н-323С винтовки СВД, позволяющая реализовать простоту монтажа конструкции при срочной внеплановой и нетиповой защите (Патент RU N 125326 U1 МПК F 41 H 1/02).

3. Сформулирована динамическая цепь факторов, определяющих формирование заброневой травмы при соударении пули стрелкового оружия с индивидуальными пулестойкими средствами бронезащиты. Созданы усиленные конструкции с броневставками из сплавов и их композиций для бронезилетов из баллистической ткани 1 класса защиты по ГОСТ Р 51112-97 с понижением запреградного эффекта. Предложено использовать демпфирующий принцип бронепреград с целью снижения запреградного действия на основе исследования эффектов рассеяния энергии колебаний в материале преграды.

4. Предложен новый принцип динамической бронезащиты против пуль стрелкового оружия и осколков, основанный на образовании обратного кумулятивного эффекта, реализованный в виде сотовой конструкции, состоящей из последовательно-параллельных слоёв материалов с наружным и внутренним стальными листами, с промежуточным легко деформируемым металлическим листом и взрывчатой многослойной композицией, включающей передний метательный дисперсный слой высокотвердых частиц корунда и активный слой взрывчатого вещества (Патент RU №126114 U1 МПК F41 H 5/02).

5. На основе анализа процессов высокоскоростного удара и бронепробития различных материалов определена общая концепция пробития преграды, основанная на принципе перераспределения кинетической энергии удара в переходе с площадного поверхностного взаимодействия в углублённое пробитие преграды, объясняющая эффекты сверхглубокого проникания микроударников в критических условиях параметров соударения.

6. Разработана модель сверхглубокого проникания частиц, базирующаяся на положении о ведущей и определяющей роли кинетической энергии удара при пробитии преграды, - проникание частиц малого размера, обладающих необходимой кинетической энергией, происходит за счёт разрыва межмолекулярных и межатомных связей материала преграды, ослабленных предварительным ударно-волновым нагружением продуктов детонации.

7. Оработана на образцах из технически чистых металлов (армко-железо, ВТ 1-0, М1, М3) и сплавов технология объёмного микролегирования в режиме сверхглубокого проникания частиц с использованием зарядов взрывчатых веществ торцевым и канальным методом, обеспечивающих метание частиц дисперсностью от одного до нескольких сот микрометров в скоростном интервале 1 – 3.5 км/с, при этом обеспечивается эффективность обработки за счёт перехода к метанию рабочего порошка эффективным слоем (Патент RU № 2 501 882 С2, МПК С22F 1/18). Общий характер распределения внедрённых частиц при этом от поверхности вглубь преграды имеет убывающую зависимость (на поверхности концентрация частиц 40-60%, в объёме матрицы 0.05 – 1.5%).

8. Показана зависимость прочностных свойств материалов преграды от схемы обработки: максимальное увеличение микротвёрдости достигается при обработке канальными зарядами, при этом в поверхностных слоях имеется увеличение более 4-х раз, в объёме – до 2-х раз; по методу торцевого метания в поверхностных слоях микротвёрдость повышается до 2-х раз и в объёме на 20-30%.

9. Выявлено влияние плотности потока метаемых частиц в диапазоне от 0.75 до 1.5 г/см³, определённой по массе навески порошка, на проникающую способность частиц, показано, что повышение плотности потока свыше 1 г/см³ в зонах обработки металлической преграды снижает проникающую способность частиц. Определена корреляция концентрации проникающих ча-

стиц и размеров кратеров на поверхности преграды - при равномерном распределении небольших $\sim (2 - 300)$ мкм углублённых кратеров концентрация внедрённых частиц максимальна.

10. Разработан механизм управления рабочими режимами параметров с максимальным эффектом проникания. Предложена принципиальная схема ударно-волнового метания частиц в режиме сверхглубокого проникания, обеспечивающая максимальную поверхность обработки с минимальной расходной массой порошка, и комплексный подход микролегирования с упрочнением материалов за счёт эффекта сверхглубокого проникания и интенсивной пластической деформации.

11. Выявлен квазипериодический характер изменения свойств материала преграды после обработки потоком порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания и качественная корреляция по глубине концентрации внедрённых частиц, плотности материала, микротвёрдости, плотности дислокаций. Сформирована система структурообразования, в которой отражён иерархический уровень микроструктур, охватывая области от канальной трековой зоны частицы, включая зоны наноструктурирования материала, её приканальной субструктуры до объёма преграды в целом.

12. Показана широкая область применения материалов, подвергнутых обработке порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания для машиностроительной промышленности, обеспечивающее упрочнение деталей машин и инструмента, транспорта, получение облегченных пористых материалов с высокими прочностными свойствами, а так же применение уникальных свойств динамически микролегированного титана для биомедицины (Патент RU № 2 501 882 C2, МПК C22F 1/18).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1.Панин, В.Е. Физическая мезомеханика деформируемого твёрдого тела как многоуровневой системы. II. Явление взаимного проникания частиц разнородных твёрдых тел без нарушения сплошности под воздействием концентрированных потоков энергии / В.Е.Панин, А.В.Панин, Д.Д.Моисеенко, А.Д.Шаляпин, Ю.С.Авраамов, В.И.Кошкин // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9. - N4.- С.5-14.
- 2.Григорьев, С.Н. Технология обработки концентрированным потоком энергии / С.Н. Григорьев, Е.В.Смоленцев, М.А.Волосова. - Старый Оскол:ТНТ, 2009. - 278 с.
- 3.Дёмин, В.П. Формирование наноструктур при воздействии высоковольтного импульсного разряда / В.П.Дёмин, С.В.Мельничук, Б.С.Селухин //Известия Вузов. Физика. – 2011. – N11.- С.33-36.
- 4.Афанасьева, С.А. Исследование ударно-волновых явлений в композиционных материалах / С.А.Афанасьева, Н.Н.Белов, Ю.А.Бирюков, В.В.Бурков, В.М.Захаров, А.Н.Ищенко, А.В.Скосырский, А.Н.Табаченко, И.Е.Хорев, Н.Т. Югов // ИФЖ. – 2011. - Т.84. - N1. - С.47-56.
- 5.Мещеряков, Ю.И. Переход металлов в структурно-неустойчивое состояние при ударно-волновом нагружении / Ю.И.Мещеряков, Н.И.Жигачёва, А.К.Диванов, И.П.Макаревич, В.К.Барахтин // ПМТФ. - 2010. - Т.51. - N5. - С.132-146.
6. Патент RU N127892 U1 МПК F42B 5/145, опубл. 10.05.2013 г. Пиротехническая кассета для массовой высадки семян деревьев с использованием авиации / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров.
- 7.Захаров, И.В. Авиационный метод высадки лесов и других видов растений с применением пиротехнических кассет / И.В.Захаров, С.Е.Алексенцева // Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки". - 2013.- N4(40). - С.106-113.
- 8.Патент RU N135876 U1, МПК A01C 1/06, опубл. 27.12.2013. Капсула для массового посева семян деревьев и других растений с использованием авиации / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров.
- 9.Лазарев, В.Б. Структурная устойчивость и динамическая прочность неорганических материалов / В.Б.Лазарев, А.С.Баланкин, А.Д.Изотов, А.А.Кожушко. - М.: Наука, 1993 – 175 с.
- 10.Sobolev, V.V. Physics of Super-Deep Penetration of Micro-Particles into Metals / V.V.Sobolev, S.M.Usherenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. – Kiev, Ukraine, 16 - 21 September. - 2012. - P. 171-179.
- 11.Тимошенко, С.П. Теория упругости / С.П.Тимошенко, Дж.Гудьер. - Пер. с англ. М.И.Реймана; Под ред. Г.С.Шапиро.- 2-е изд. – М.:Наука, 1979 – 560 с.
- 12.Зукас, Дж.А. Динамика удара / Дж.А.Зукас. – М.: Наука, 1985 – 296 с.
- 13.Калашников, В.В. Исследование влияния конструкции пули на процесс пробивания стальной преграды / В.В.Калашников, С.Е.Алексенцева // Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки". - 2009.- N2(24). - С.99-104.
- 14.Патент США N 6497966, МКИ B32B 15/08, F41H 5/02, Н Кл. 428/626, опубл. 2002.
- 15.Патент RU N 125326 U1 МПК F 41 H 1/02, опубл. 27.02.2013. Многослойная броня / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров.
- 16.Алексенцева, С.Е. Элементная броня / С.Е.Алексенцева, И.В. Захаров // Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны. Extreme states of substance. Detonation. Shock waves. Межд. конф. XV Харитоновские тематические научные чтения. Int. conf. XV Kharitons Topical Scientific Readings. Сборник докладов. Proceedings. - Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». 2013.- С.592-596.
- 17.Сагомоян, А.Я. Динамика пробивания преград / А.Я.Сагомоян. – М.: МГУ, 1988 - 221 с.
- 18.Патент RU N2064647 C1 МПК F41H1/02, F41H5/04, опубл. 27.07.1996. Многослойная броня / Г.В.Авраамов, В.Л.Баранов, А.М.Геворкян, И.В.Лопа.
- 19.Некрылов, Ю.В. Торможение пуль стрелкового оружия в различных средах / Ю.В. Некрылов, М.В.Ненашев, С.Е. Алексенцева, В. Горбунов // Тез. докл. Международной научно-

технической и методической конференции «Современные проблемы специальной технической химии» - Казань, КГТУ, 21-22 декабря. - 2007. - С.336 – 337.

20.Сулименко, Л.М. Общая технология силикатов: уч-к / Л.М.Сулименко – М.:Инфра-м, 2010 – 336 с.

21.Физика взрыва/ Под ред. Л.П.Орленко. – Изд. 3-е, перераб. – Т.2.- М.:ФИЗМАТЛИТ, 2002.-656 с.

22.Калашников, В.В. Влияние процесса разрушения пули на выбор элементов многослойных пулестойких строительных металлоконструкций / В.В.Калашников, М.И.Мушкаев, С.Е.Алексенцева, Е.С. Матвеев // Вестник СамГТУ. Серия «Технические науки». - 2004.- В.24. - С.103-106.

23.Данилин, Г.А. Основы проектирования патронов к стрелковому оружию / Г.А.Данилин, В.П.Огородников, А.Б. Заволокин. - С.Пб.: Балт. гос. техн. ун-т., 2005. - 374 с.

24.Григорян, В.А. Перспективы создания броневых преград повышенной стойкости на основе ультравысокопрочных сталей / В.А.Григорян, А.М.Легкодух, А.П.Матевосьян, Н.С.Кудрявцева, Е.И.Фанасова // Труды третьей Всероссийской научно-практической конференции «Актуальные проблемы защиты и безопасности» - С.-Пб., 4-6 апр. - 2000. - Т.2. - С.110-115.

25.Thomson, V. T. The approached theory of punching of the reservation / V. T.Thomson // Mechanic - N1.- V.35.

26.Lambert, J.P. Ballistic Research Laboratory / J.P.Lambert // ARBRL.– 1978.- MP-02828 (AD B027660 L).

27.Любарский, И.М. Металлофизика трения / И.М.Любарский, Л.С.Палатник // Серия «Успехи современного металлостроения». – М.: Металлургия, 1976. – 176 с.

28.Калашников, В.В. Исследование процесса взаимодействия пули с многослойными стальными преградами с целью повышения их пулестойкости / В.В.Калашников, С.Е.Алексенцева // Спецборник. / Под ред. Калашникова В.В.- 2010. г. - В.5– С.35-45.

29.Бабищев, А.Н. Физические величины. Справочник /А.Н.Бабищев, Н.А.Бабушкина, А.М.Братковский и др.; Под ред. И.С.Григорьева, Е.З.Мейлихова.-М.: Энергоатомиздат, 1991.- 1232 с.

30.Алексенцева, С.Е. Инженерно-технические средства защиты / С.Е.Алексенцева, А.А.Башарин, Е.С.Матвеев // Ежегодное приложение к журналу «Вестник Академии военных наук», Труды Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 18-20 апреля. - 2007. – С.13-14.

31.Алексенцева, С.Е. Стационарные пулестойкие посты охраны / С.Е.Алексенцева, А.В.Гановичев, Е.С.Матвеев, С.А.Стеценко // Ежегодное приложение к журналу «Вестник Академии военных наук», Труды Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 23-25 апреля. - 2008. – С.15-18.

32.Сорокина, И.Е. Разработка конструкции банковского защитного шлюза / И.Е.Сорокина, Е.С.Матвеев, С.Е. Алексенцева // Мат. Российской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 19-20 апреля. - 2001. – С.48.

33.Зайцева, О.Ю. Разработка пулестойких защитных конструкций / О.Ю.Зайцева, Е.С.Матвеев, С.Е.Алексенцева // Мат. Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 21-23 апреля. - 2004. – С.28.

34.Скоков, М.В. Проектирование защитных сооружений двойного назначения / М.В.Скоков, Ю.В.Некрылов, С.Е. Алексенцева // Мат. Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 21-23 апреля. - 2004. – С.29.

35.Алексенцева, С.Е. Влияние демпфирующих свойств сплавов на пулестойкость / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров // Вестник СамГТУ. Серия «Технические науки». - 2011.- N4(32). - С.88-95.

36.Алексенцева, С.Е. Исследование заброневого эффекта бронеконструкций / С.Е.Алексенцева, И.Ю.Коробатов // Ежегодное приложение к журналу «Вестник Академии

военных наук», Труды Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 24-26 апреля. - 2013. – С.12-14.

37. Орленко, Л.П. Физика взрыва и удара / Л.П.Орленко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006.- 304 с.

38. Холмогорова, Н. Пока моргнет глаз / Н.Холмогорова // Оружие. - 1997. - №3.- С.38-39.

39. Аптуков, В.Н. Прикладная теория проникания / В.Н.Аптуков, Р.Т.Мурзакаев, А.В.Фонарёв. - М.: Наука, 1992. - 104 с.

40. Фавстов, Ю.К. Металловедение высокодемпфирующих сплавов / Ю.К.Фавстов, Ю.Н.Шульга, А.Г.Рахштадт. – М.: Металлургия, 1980. - 272 с.

41. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П.Гуляев, А.А.Гуляев. - 7-е изд., перераб. и доп.- М.: Альянс, 2012. - 643 с.

42. Физический энциклопедический словарь / Гл. ред. А.М.Прохоров; Ред.кол. Д.М.Алексеев, А.М.Бонч-Бруевич, А.С.Боровик-Романов и др.- М.: Сов.энциклопедия, 1983. - 928 с.

43. Киселёв, В.А. Расчёт пластин / В.А.Киселёв. - М.:Стройиздат, 1973. – 151 с.

44. Григорян, В.А. Перспективы совершенствования тканевой защиты для создания изделий средств индивидуальной бронезащиты (СИБ) / В.А.Григорян, О.Б.Дашевская, Б.Д.Чухин, В.А.Хромушин // Труды третьей Всероссийской научно-практической конференции «Актуальные проблемы защиты и безопасности» - С.-Пб., 4-6 апр. - 2000. - Т.2. - С.104-109.

45. Политехнический словарь/ Гл. ред. А.Ю.Ишлинский; Ред. кол. А.Ф.Белов, Г.В.Воскобойников, В.А.Дубровский и др. - М.: Больш. Рос. энциклопедия, 2000. - 656 с.

46. Боженков, В.В. Повышение стойкости индивидуальных средств защиты 1 класса для снижения забронированного действия пули / В.В.Боженков, С.Е.Алексенцева, Е.С.Матвеев // Труды Всероссийской научно-технической конференции «Наука. Промышленность. Оборона.» - Новосибирск, НГТУ, 20-22 апреля. - 2005. – С.72.

47. Shwartz, V. Explosive Reactive Armour How it Works and How to Defeat It / V.Shwartz // Military Technology. - 1991. - №8. - p.57-64.

48. Воротилин, М.С. Вопросы моделирования и конструирования кумулятивных зарядов: учебное пособие / М.С.Воротилин, С.В.Дорофеев, Л.Н.Князева, А.Н.Чуков. - Тула: ТулГУ, 2003. - 168 с.

49. Конструкторские и технологические идеи танкостроителей Т-90 против танка M1A1 «Abrams» // Гл. инж. Упр. пром. пр-вом.-2009. - № 5. - С.55-56.

50. Pappert, G. General system aspects of active armored vehicle protection / G. Pappert, K.Schlueter, V.Koch // Proc. SPIE. - 2002. – 4718. - С. 415-425.

51. Сауткин, А. Н. Защитный комплекс от угроз террористических актов с применением боеприпасов кумулятивного действия / А. Н.Сауткин // Материалы 4 Всероссийской научно-практической конференции «Современные охраняемые технологии и средства обеспечения комплексной безопасности объектов», Заречный (Пенз. обл.), 21-23 мая. - 2002. - С. 205-211.

52. Григорян, В.А. Частные вопросы конечной баллистики / В.А.Григорян, А.Н.Белобородько, Н.С.Дорохов, И.Ф.Кобылкин, А.В.Коновалов, В.М.Маринин, И.В.Соколов. - М.: МГТУ, 2006. - 592 с.

53. Лазоркин, В.И. Локальные заградительные поля с перестраиваемой зоной контроля для систем активной защиты / В.И.Лазоркин, В.А.Лебедев, П.И.Уляков, Н.В.Шикунов // Труды третьей Всероссийской научно-практической конференции «Актуальные проблемы защиты и безопасности» - С.-Пб., 4-6 апр. - 2000. - Т.2. - С.116-117.

54. Соколов, В.Я. Интегральная живучесть – концепция защиты танка 21 века за рубежом / В.Я.Соколов, В.В.Степанов, В.А.Личкова, А.В.Ерохин // Труды третьей Всероссийской научно-практической конференции «Актуальные проблемы защиты и безопасности» - С.-Пб., 4-6 апр. - 2000. - Т.1. - С.243-247.

55. Патент RU N 2868 U1 МПК⁵ F41 H 5/007, опубл. 16.09.1996. Реактивная броня объекта защиты / Ю.А.Бобыльков, Б.М. Куракин и др.

56. Организация и безопасность проведения контрольного отстрела огнестрельного оружия / И.В.Захаров, С.Е.Алексенцева. - Самара: РИО СамГТУ, 2012. - 74 с.

57. Патент RU N 5860 U1 МПК⁵ F41 Н 5/007, 16.01.1998. Навесная реактивная броня объекта защиты / А.П.Болдырев, Ю.А.Бобыльков и др.
58. Патент RU N2284004, МПК⁵ F41 Н 5/007, опубл. 20.09.2006. Динамическая защита / А.А.Акимов, И.Н.Кирюшкин и др.
59. Патент RU №126114 U1 МПК F41 Н 5/02, опубл. 20.03.2013 г. Активная броня / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров.
60. Алексенцева, С.Е. Повышение живучести строящихся блокпостов на основе принципа активной кумулятивной защиты / С.Е.Алексенцева // Механизация строительства. -2015.- №4(850). - С.55-57.
61. Алексенцева, С.Е. Оценка возможности инициирования взрывчатой композиции активной брони / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров // Спецсборник. / Под ред. Калашникова В.В.- 2014. г. - В.8 – С.11-16.
62. Баум, Ф.А. Физика взрыва / Ф.А.Баум, Л.П.Орленко, К.П.Станюкович и др.; ред. К.П.Станюковича - М.: Наука, 1975. - 704 с.
63. Альтшулер, Л.В. Применение ударных волн в физике высоких давлений / Л.В.Альтшулер //Успехи физических наук.-1965. - Т.85. - В.2. - С.197-258.
64. Мак-Куин, Р. Высокоскоростные ударные явления / Р.Мак-Куин, Дж.Тейлор, С.Марш и др. - Пер. с англ. - М.: Мир, 1973. - С.299 – 427.
65. Дерибас, А.А. Универсальная зависимость параметров упрочнения металлов от интенсивности ударно-волнового воздействия / А.А.Дерибас, В.Ф.Нестеренко, Т.С.Тесленко // ФГВ. - №6. – 1982. – С.68-74.
66. Мурр, Л.Е. Микроструктура и механические свойства металлов и сплавов после нагружения ударными волнами: Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Л.Е.Мурр; ред. М.А.Мейерс, Л.Е.Мурр. - М.: Металлургия, 1984. - 512 с.
67. Физика взрыва / Под ред. Л.П.Орленко. – Изд. 3-е, переработанное. – В 2-х томах - Т.1.- М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002. - 656 с.
68. Селиванов, В.В. Ударные и детонационные волны. Методы исследования / В.В.Селиванов, В.С.Соловьёв, Н.Н.Сысоев. -М.: Изд.МГУ, 1990.-256 с.
69. Зельдович, Я.Б. Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений / Я.Б.Зельдович, Ю.П.Райзер. - М.: Наука, 1966. - 686 с.
70. Канель, Г.И. Ударно-волновые явления в конденсированных средах / Г.И.Канель, С.В.Разорёнов, А.В.Уткин, В.Е.Фортов. - М.: Янус-К, 1996. – 407с.
71. Дерибас, А.А. Исследование процесса затухания ударных волн в металлах при нагружении контактным взрывом / А.А.Дерибас, В.Ф.Нестеренко, Г.А.Сапожников и др. //ФГВ.- 1979. - Т.15. - В.2. - С.126-132.
72. Бражеев, В.В. Особенности динамического упрочнения металлов в области высоких давлений / В.В.Бражеев, З.М.Гелунова, П.Д.Пацков //ФММ.-1972.-Т.34. - В.2. – С.378-384.
73. Wallace Duane C. Nature of the process of overdrive shocks in metals. Phys.Rev B: Condens Matter.,1981.-V.24,N10.-P.5607-5615.
74. Turunen, M.J. A physical model for plastic deformation / M.J.Turunen //Meter.SCI. – 1982. - V.17. - N1. – P.54-60.
75. Владимиров, В.И. Физическая теория пластичности и прочности. Ч.2.Точечные дефекты. Упрочнение и возврат / Владимиров В.И. - Л.;, 1975. - 152 с.
76. Wertman, J. High velocity dislocations / J.Wertman //Metallurgy.Soc.Conf. – 1981. - V9. - P.205-247.
77. Earmme, G.G. Can dislocation be accelerated through the sonic carrier / G.G.Earmme, J.H.Weiner // Physic.Rev.Left. - 1973. - V.31. - N17. -P.1055-1057.
78. Дерибас, А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А.А.Дерибас. - Новосибирск: Наука, 1980. - 222 с.
79. Пашков, П.О. О воздействии интенсивной ударной волной на механические свойства твёрдых тел / П.О.Пашков //В кн. Некоторые вопросы прочности металлов. - 1975. - С.75-85.

80. Энергетические конденсированные системы. Краткий энциклопедический словарь / Под ред. Б.П. Жукова. - М.: Янус-К, 2000. - 596 с.
81. Кольчугин, Н.А. Изучение процессов возврата и рекристаллизации динамически деформированных крупнокристаллических ГЦК металлов: дисс... канд. тех. наук: 01.04.07/ Кольчугин Н.А. - Харьков, 1983. - 182 с.
82. Эпштейн, Г.Н. Строение металлов деформированных взрывом / Г.Н. Эпштейн. - М.: Металлургия, 1988. - 280 с.
83. Venables J.A. Deformation twinning in face centered cubic metals / J.A. Venables // *Reil. Mag.* - 1961. - V.6. - N63. - P.379-396.
84. Алексенцева, С.Е. Воздействие потока высокоскоростных дискретных частиц с различными характеристиками на металлы / С.Е. Алексенцева, А.Л. Кривченко // *Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки"*. - 2014. - N2(42). - С.56-61.
85. Прюммер, Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом / Р. Прюммер. - М.: Мир, 1990. - 128 с.
86. Декарли, П.С. Высокоскоростная деформация металлов и техника эксперимента / П.С. Декарли, М.А. Мейерс // *Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов*. - М.: Металлургия, 1984. - С.9-30.
87. Кольчугин, Н.А. Расчёт параметров ударных волн в металлах / Н.А. Кольчугин, А.Л. Кривченко // В сб. *Физика прочности и пластичности металлов и сплавов*. - Куйбышев: КПИ, 1981. - С.67-71.
88. Баум, Ф.А. Физика взрыва / Ф.А. Баум, К.П. Станюкович, Б.И. Шехтер. - М.: ФИЗМАТ-ЛИТГИЗ, 1959. - 711 с.
89. Орленко, Л.П. Поведение материалов при интенсивных динамических нагрузках / Л.П. Орленко. - М.: Машиностроение, 1964. - 168 с.
90. Чельшев, В.П. Об изменениях давления на поверхности преграды при контактном взрыве ВВ / В.П. Чельшев, Б.И. Шехтер, Л.А. Шушко // *ФГВ - Т.6. - N2. - 1970. - С.217-223*.
91. Хотин, В.Г. Методы расчёта ударных адиабат инертных сред / В.Г. Хотин // *Методические указания*. - М.: МХТИ им. Д.И. Менделеева, 1983. - 40 с.
92. Krivchenko, A.L. Peculiarities of the Dynamic Interaction Between the Directed Stream of High Speed Particles and Metals / A.L. Krivchenko, S.E. Aleksentseva // *Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf.* - St. Petersburg, Russia, 8 - 13 October. - 2000. - P. 175-176.
93. Ушеренко, С.М. Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов / С.М. Ушеренко. - Минск: НИИ Импульсных процессов, 1998. - 210 с.
94. Ушеренко, С.М. Изменения структуры железа и стали при сверхглубоком внедрении высокоскоростных частиц / С.М. Ушеренко, С.И. Губенко, В.Ф. Ноздрин // *Металлы* - N1-1991. - С.124-128.
95. Ушеренко, С.М. Дальнодействующие поля напряжений вблизи дисперсных частиц, возникающие при взрывном легировании металлических материалов / С.М. Ушеренко, С.И. Губенко, В.Ф. Ноздрин // *Металлофизика-1991. - 13. - N7. - С.57-64*.
96. Андилевко, С.К. Некоторые эффекты сверхглубокого проникания / С.К. Андилевко, Г.С. Романов, С.М. Ушеренко, В.А. Шилкин // *Письма в ЖТФ. - 1990. - Т.16. - В.22. - С.42-44*.
97. Андилевко, С.К. Сверхглубокое проникание дискретных частиц / С.К. Андилевко, Г.С. Романов, С.М. Ушеренко, В.А. Шилкин // *Всесоюз. совещ. по детонации* - Красноярск. - 1991. - С.38-42.
98. Андилевко, С.К. Перемещение ударника в металле / С.К. Андилевко, Е.Н. Сай, Г.С. Романов, С.М. Ушеренко // *ФГВ. - 1988. - N5. - С.110-113*.
99. Andilevko, S.K. Specific features of mass transfer of discrete of microparticles in the process of metallic target treatment with a powder flux / S.K. Andilevko, G.S. Romanov, V.A. Shilkin and S.M. Usherenko // *Int J. Heat Mass Transfer*. 1993. - Vol.36. - No.4 - P.1113-1124.
100. Роман, О.В. Эффект сверхглубокого проникания. Современное состояние и перспективы / О.В. Роман, С.К. Андилевко, С.С. Карпенко, Г.С. Романов, В.А. Шилкин // *ИФЖ. - Т.75. - N4. - С.187-199*.

- 101.Андиленко, С.К. Осесимметричный взрывной ускоритель с конической выемкой, заполненной порошком / С.К.Андиленко, О.А.Дыбов, О.В.Роман // ИФЖ. - 2000. - Т.73. - N4. - С.797-801.
- 102.Дрёмин, А.Н. Детонационные волны в конденсированных средах / А.Н.Дрёмин, С.Д.Савров, В.С.Трофимов, К.К.Шведов. - М.: Наука, 1970.-164 с.
- 103.Крупин, В.В. Обработка металлов взрывом / В.В.Крупин, В.Я.Соловьёв, Г.С.Попов, М.Р.Кръстев. - М.: Металлургия, 1991.- 496 с.
- 104.Орлова, Е.Ю. Химия и технология бризантных взрывчатых веществ / Е.Ю.Орлова. - Л.: Химия, 1973.- С.500-545.
- 105.Андиленко, С.К. Эффективность процесса сверхглубокого проникания / С.К.Андиленко, С.М.Ушеренко, В.А.Шилкин // Письма в ЖТФ. - 1998. -Т.24. - N17- С.81-84.
- 106.Юхансон, К. Детонация ВВ / К.Юхансон, П.Персон. - М.: Мир, 1973. - 350 с.
- 107.Канеловский, С.А. Физические аспекты кумуляции / С.А.Канеловский, Ю.А.Тришин //ФГВ.-1980. - Т.16.- N5.- С.26-40.
- 108.Цикулин, М.А. Излучательные свойства ударных волн в газах / М.А.Цикулин, Е.Г.Попов. - М.: Наука, 1977.-176 с.
- 109.Титов, В.М. Разгон твёрдых частиц кумулятивным взрывом / В.М.Титов, Ю.И.Фадеев, Н.С.Титова //Докл.АН СССР. - 1968. - Т.180. - N5.- С.1051-1052.
- 110.Попов, Е.Г. Самоэкранирование поверхности тел от мощного излучения / Е.Г.Попов, А.А.Провалов, М.А.Цикулин // Докл. АН СССР.- 1970.- Т.194. - N4.- С.805-807
- 111.Кирко, В.И. Упрочнение внутренних поверхностей стальных труб с помощью плазмы, генерированной взрывом / В.И.Кирко, Г.А.Швецов, В.П.Чистяков // Изв. СО АН СССР. Серия технических наук. - 1982. - В.2. - N8.- С.115-118.
- 112.Загуменов, А.С. Детонация удлиненных зарядов с полостями / А.С.Загуменов, Н.С.Титова, Ю.И.Фадеев, В.П.Чистяков //ПМТФ. - 1969. - Т.5. - N2.- С.79-83.
- 113.Сильверстов, В.В. Метод определения плотности высокоскоростных газовых струй / В.В.Сильверстов, В.П.Урушкин // Динамика сплошной среды.- Новосибирск. ИГСОАН СССР. - 1971. - В.7.- С.125-129.
- 114.Чистяков, В.П. Модификация металлических поверхностей с помощью высокоскоростной плазмы / В.П.Чистяков, Т.М.Соболенко, Г.А.Швецов // ФГВ.-1995. -Т.31. - N6.- С.99-105.
- 115.Чистяков, В.П. Расчёт параметров газокумулятивной струи / В.П.Чистяков //ФГВ.- 1988. - N5.- С.128-134.
- 116.Попова, Н.В. Действие плазмы взрыва на железоуглеродистые сплавы / Н.В.Попова, И.П.Фёдорова, Е.Г. Попов //ФГВ.-1980.-Т.16.- N4.- С.112-119.
- 117.Эпштейн, Г.Н. Структура и свойства биметалла, полученного динамическим нагружением / Г.Н.Эпштейн //В кн.:Структура и свойства деформированных материалов.-Куйбышев.: КПИ, 1984. - С.3-11.
- 118.Кириленко, Ю.Н. Исследование карбидных покрытий, полученных с помощью ударно-сжатой плазмы / Ю.Н.Кириленко, А.Н.Бекренёв, А.Л.Кривченко. - Самара: 1982.- 12 с. Деп. в ВИНТИ 16.03.82. N1183.
- 119.Кириленко, Ю.Н. Энергетические закономерности обработки титана высокоскоростным импульсным потоком ударно-сжатого газа / Ю.Н.Кириленко. - Самара: 1983.- 22 с. Деп. в ВИНТИ 18.05.83. N2677-83.
- 120.Андреев, С.Г. Физика взрыва / С.Г.Андреев, А.В.Бабкин, Ф.А.Баум и др.; под ред. Орленко Л.П.-изд. 3-е, испр. - В 2-х т.- Т.1.-М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004.- 832 с.
- 121.Алексенцева, С.Е. Исследование особенностей обработки металлов и сплавов высокоскоростным потоком дискретных частиц, разогнанных энергией взрыва канальных зарядов и другими динамическими методами / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко // Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки". - 2013.- N2(38). - С.71-78.
- 122.Aleksentseva, S.E. Materials for the biomedicine, received by processing metals the high-speed stream of the discrete the particles, generated by the shock wave / S.E.Aleksentseva,

A.L.Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. – Kiev, Ukraine, 16 - 21 September. - 2012 - P. 435-438.

123.Шорохов, Е.В. Получение объемных наноструктурных металлов при динамическом нагружении / Е.В.Шорохов, И.Г. Бродова, В.И.Зельдович и др. // Труды международной конференции «ХI Харитоновские тематические научные чтения», Саров, 16-20 марта. - 2009.- С.719-724.

124.Алексенцева, С.Е. Особенности обработки металлов высокоскоростным потоком дискретных частиц / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко // Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны. Extreme states of substance. Detonation. Shock waves. Межд. конф. XV Харитоновские тематические научные чтения. Int. conf. XV Kharitons Topical Scientific Readings. Сборник докладов. Proceedings. - Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». 2013.- С.801-805.

125.Алексенцева, С.Е. Применение канальных зарядов взрывчатых веществ для обработки материалов потоком высокоскоростных частиц / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко // Спецсборник. / Под ред. Калашникова В.В.- Самара: СамГТУ, 2014. г. - В.8 - С.40-45.

126.Ушеренко, С.М. Современные представления об эффекте сверхглубокого проникания частиц / С.М.Ушеренко // Инженерно-физический журнал. - Т.75. - N3. - 2002.- С.183-198.

127.Альтшулер, Л.В. О модели сверхглубокого проникания / Л.В.Альтшулер, С.К.Андиленко, Г.С.Романов, С.М.Ушеренко // Письма в ЖТФ. - Т.5. - В.5. - 1989.- С.55-57.

128.Зельдович, В.И. Структурные изменения в железоникелевых сплавах, вызванные действием высокоскоростного потока порошковых частиц / В.И.Зельдович, Н.Ю.Фролова, И.В.Хомская, А.Э.Хейфец, С.М.Ушеренко, О.А.Дыбов //ФММ. - Т.91. - N6. - 2001.- С.72-79.

129.Удар, взрыв и разрушение; сб. статей / Пер. с англ. Б.А.Иванова; под ред. В.Н.Николаевского – М.: Мир, 1981. – 239 с.

130.Симоненко, В.А. О проникновении отдельных микрочастиц в прочные преграды при столкновении с ними порошкообразных потоков / В.А.Симоненко, Н.А.Скоркин, В.В.Башуров // ФГВ.-1991.-27. - N4- С.46-51.

131.Aleksentseva, S.E. Structure and Characteristics of Metals after the Processing by Stream of the Particles of High Speed / S.E.Aleksentseva, D.V.Isaev, D.A. Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. – St. Petersburg, Russia, 2 – 6 September. – 1996. - P.122.

132.Ушеренко, С.М. Исследование влияния высоких давлений, создаваемых в локальных зонах, на состояние металлического тела / С.М.Ушеренко, В.Я.Фурс //В сб. Влияние выс. давлений на свойства материалов. М-лы IV-V республиканских семинаров, Киев. - 1983 – С.165-167.

133.Козорезов, А.К. Структурные эффекты при сверхглубоком проникании частиц в металлы / А.К.Козорезов, К.И.Козорезов, Л.И.Миркин //ФХОМ.-1990.- N2- С.51-55.

134.Бекренёв, А.Н. Исследование структуры и свойств углеродистых сталей после сверхглубокого проникания высокоскоростных частиц / А.Н.Бекренёв, Р.Г.Кирсанов, А.Л.Кривченко // Тез.докл.XIV межд.конф. «Физ. прочн. и пластичности металлов и сплавов» - Самара, 27-30 июня. - 1995.- С.445.

135.Зворыкин, Л.О. Структурные особенности стали 45 после взаимодействия с высокоскоростными потоками порошков борида ниобия и силицида молибдена / Л.О.Зворыкин, С.М.Ушеренко // Металлофизика.- 1993.- Т.15. - N1.- С.92-95.

136.Чёрный, Г.Г. Механизм аномально низкого сопротивления при движении тел в твёрдых средах / Г.Г. Чёрный //ДАН СССР.-1987. –Т.292. - N6 - С.1324.

137.Френкель Б.М. Физика разрушения / Б.М. Френкель. - М.: Металлургия, 1970. – 220 с.

138.Златин, Н.А. Физические представления о процессе разрушения твёрдого тела при импульсных нагрузках / Н.А.Златин, Г.С.Пугачёв // В кн. III Всесоюзный симпозиум по импульсным давлениям, М. – 1979.- 151 с.

139.Григорян, С.С. О природе «сверхглубокого» проникания твёрдых микрочастиц в твёрдые материалы / С.С. Григорян // Докл. АН СССР.-1987.- Т.292. - N6.- С.1319-1323.

140.Козорезов, К.И. Локальное хрупкое разрушение как возможный механизм явления сверхглубокого проникания частиц малых размеров в твёрдое тело / К.И.Козорезов,

А.К.Козорезов, Л.И.Миркин // Тез.докл. XIV межд. конф. «Физ. прочн. и пластичности металлов и сплавов» - Самара, 27-30 июня. - 1995.- С.444.

141.Ададуров, Г.А. Об «аномальных» явлениях, сопровождающих импульсное нагружение поверхности / Г.А.Ададуров, А.Ф.Беликова, С.Н.Буравова // ФГВ.-1992.- 28. - N4.- С.95.

142.Козорезов, А.К. Структурные эффекты при сверхглубоком проникании частиц в металлы / К.И.Козорезов, Л.И.Миркин // ФХОМ-1990.- N2- С.51-55.

143.Емельянов, Ю.А. Удар капли по поверхности жидкости. К вопросу о проникании компактных тел в деформируемую твёрдую среду / Ю.А.Емельянов, Г.С.Пугачёв, Е.Л.Зилбербранд // Письма в ЖТФ.-1994.-Т.20. - В.8.-С.51-56.

144.Krivchenko, A.L. The Cavitation Model of Superdeep Particles Penetration / A.L.Krivchenko // New Models and Numerical Codes for Shock Wave Processes in Condensed Media.: Proc. of Int. Conf. – St. Petersburg, Russia, 9 - 13October. -1995. - P.122.

145.Станюкович, К.П. Неустановившиеся движения сплошной среды / К.П.Станюкович. - М.: Наука, 1971.-854 с.

146.Симоненко, В.А. О проникновении отдельных микрочастиц в прочные преграды при столкновении с ними порошкообразных потоков / В.А.Симоненко, Н.А.Скоркин, В.В.Башуров // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Техническая и прикладная физика.-1990.-В.1.-С.46-51.

147.Забабахин, Е.И. Стационарное перемещение тела ударной волной / Е.И.Забабахин, П.Е.Забабахин // ПМТФ.- 1980.- N2.- С.135-137.

148.Андреев, С.Г. Модификация метода Глимма к задачам проникания / С.Г.Андреев, В.В.Башуров, В.А.Свидинский, Н.А.Скоркин // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Методики и программы численного решения задач математич. физики.-1985.- В.3.- С.80-85.

149.Буравова С.Н. Образование второй ударной волны при соударении частицы с поверхностью при детонационном напылении / С.Н.Буравова // ФГВ. - Т.21.- N5- 1985.- С.107-113.

150.Абрамов, О.В. Воздействие мощного ультразвука на межфазную поверхность металлов / О.В.Абрамов, В.И.Добаткин, В.Ф.Казанцев и др.- М.: Наука, 1986.- 276 с.

151.Башуров, В.В. Математическое моделирование проникания осесимметричного тела в преграду / В.В. Башуров, Н.А.Скоркин // ЧММСС. Новосибирск. - 1982.- Т.13.- N2.- С.132-139.

152.Андиленко, С.К. Исследование эффектов взаимодействия микрочастиц с металлической мишенью в условиях высоких давлений / С.К.Андиленко, В.Г.Горобцов, К.И.Козорезов, С.М.Ушеренко //Физика и техника высоких давлений.-1984.- В.17.- С.82-85.

153.Мержиевский, П.А. Особенности взаимодействия высокоскоростных частиц с экраном при ударе под углом / П.А.Мержиевский, В.П.Урушкин // ФГВ.- 1980.- N5.- С.81-87.

154.Андиленко, С.К. Сверхглубокое проникание частиц порошка в преграду / С.К.Андиленко, О.В.Роман, Г.С.Романов, С.М.Ушеренко // Порошковая металлургия. - 1985.- В.9.- С.3-13.

155.Ноздрин, В.Ф. О механизме упрочнения металлов при сверхглубоком проникании высокоскоростных частиц / В.Ф.Ноздрин, С.М.Ушеренко, С.И.Губенко // ФХОМ.-1991.- N6.- С.19-24.

156.Ноздрин, В.Ф. Упрочнение стали 08X18H10T дисперсными частицами при взрывном воздействии / В.Ф.Ноздрин, С.М.Ушеренко, С.И.Губенко // Изв. вузов. Чёр. металлургия.-1991.- N10.- С.60-63.

157.Наймарк, О.Б. Исследование эффектов аномальной пластичности при высокоскоростном нагружении / О.Б.Наймарк, М.А.Соколов // Тез.докл. XIV межд. конф. «Физ. прочн. и пластичности металлов и сплавов» - Самара, 27-30 июня. -1995.- С.444.

158.Горобцов, В.Г. О некоторых эффектах обработки высокоскоростной струёй рабочего вещества / В.Г. Горобцов, С.М.Ушеренко, В.Я.Фурс //Порошковая металлургия. - 1979.- В.3.- С.8-12.

159.Андиленко С.К. Гидродинамическая модель сверхглубокого проникания абсолютно твёрдых осесимметричных частиц в полубесконечную металлическую преграду.// Инженерно-физический журнал.-1998.- Т.71. - N3.-С.399-403.

160. Киселёв, С.П. О механизме сверхглубокого проникания частиц в металлическую преграду / С.П. Киселёв, В.П. Киселёв // Прикладная механика и техническая физика. - 2000. - Т.41. - N2. - С.37-46.
161. Леонтьев, Л.В. Космические исследования / Л.В. Леонтьев // Космические исследования. - 1976. - Т.14. - В.2. - С.278-286.
162. Сивков, А.А. О возможном механизме «сверхглубокого проникания» микрочастиц в твёрдую преграду / А.А. Сивков // Письма в ЖТФ. - 2001. - Т.27. - В.16. - С.59-64.
163. Марочник сталей и сплавов / Сост.: М.М. Колосов, Е.Т. Долбенко, Ю.В. Каширский, Под ред. А.С. Зубченко. - М.: Машиностроение, 2001. - 671 с.
164. Бахарев, М.С. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях / М.С. Бахарев, Л.И. Миркин, С.А. Шестериков, М.А. Юмашева. - М.: Изд. МГУ, 1988. - 224 с.
165. Крапошин, В.С. Обработка поверхности металлических материалов лазерным излучением / В.С. Крапошин // Поверхность. - 1982. - N3. - С.1-11.
166. Рыкалин, Н.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов; справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. - М.: Машиностроение, 1985. - 496 с.
167. Грязнов, И.М. Насыщение стали углеродом под действием ударных волн / И.М. Грязнов, К.И. Козорезов, Л.И. Миркин, Н.Ф. Скугорова // ДАН СССР. - 1970. - Т.194. - N1. - С.70-72.
168. Козорезов, К.И. Насыщение поверхности металлов соединениями и твёрдыми растворами, синтезированными в ударной волне / К.И. Козорезов, М.Е. Миркин, Н.Ф. Скугорова // ДАН СССР. - 1973. - 210, N5. - С.1067-1070.
169. Романов, С.Г. Влияние исходной температуры железа на процесс сверхглубокого проникания / С.Г. Романов, С.М. Ушеренко, С.Е. Юрин // IV Всесоюзное совещание по детонации. - 1988. - С.152-156.
170. Павлов, В.А. Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации / В.А. Павлов // Физика металлов и металловедения. - 1985. - Т.59. - N4. - С.629.
171. Ноздрин, В.Ф. Субструктурная составляющая механизма упрочнения сплавов при взрывном легировании / В.Ф. Ноздрин, С.М. Ушеренко, С.И. Губенко // Тез. докл. 4 респ. конф. «Субструк. упрочн. металлов» - Киев, 10-11 сент. - 1990. - С.26.
172. Ушеренко, С.М. Об упрочнении стали дисперсными частицами при импульсном воздействии / С.М. Ушеренко, В.Ф. Ноздрин, С.И. Губенко // Тез. докл. Всесоюзн. конф. «Физ. прочн. и пластичности металлов и сплавов» - Куйбышев, 27-28 июня. - 1989. - С.313.
173. Aleksentseva, S.E. On Wave Phenomena in the Process of Superdeep Penetration of Particles / S.E. Aleksentseva, A.N. Bekrenev, A.L. Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. - St. Petersburg, Russia, 18-22 July. - 1994. - P.25.
174. Горобцов, В.Г. Исследование влияния бомбардировки микрочастицами на структуру стальной мишени / В.Г. Горобцов, К.И. Козорезов, С.М. Ушеренко // Порошковая металлургия. - 1982. - В.6. - С.19-22.
175. Зворыкин, Л.О. Структурные особенности стали 45 после взаимодействия с высокоскоростными потоками порошков боридов ниобия и силицида молибдена / Л.О. Зворыкин, С.М. Ушеренко // Металлофизика. - 1993. - Т.15. - N1. - С.92-95.
176. Ворошин, Л.Г. Упрочнение быстрорежущей стали Р6М5 при динамическом микролегировании и термической обработке / Л.Г. Ворошин, В.Г. Горобцов, В.А. Шилкин // ДАН БССР. - Т.29. - N1. - С.57-58.
177. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. - В 2-х томах. - Т.2. - Новосибирск: Наука, 1995. - 320 с.
178. Жекамухов, М.К. Диспергирование веществ и расчёт глубины кратеров при высокоскоростных ударах / М.К. Жекамухов, Л.З. Шухова // ИФЖ. - 2001. - Т.74. - N3. - С.133-140.
179. Томашевич, И.И. Проникание в преграду высокоскоростного потока удлиненных элементов / И.И. Томашевич // ФГВ. - 1987. - N2. - С.97-101.

- 180.Понд, Р. Высокоскоростные ударные явления: Коллективная монография / Р.Понд, К.Глас. - Гл.8 - М.: Наука, 1973.- С.428-467.
- 181.Коршунов, Л.Г. Влияние воздействия ускоренного взрывом потока частиц SiC на микроструктуру и трибологические свойства износостойкой хромомарганцевой метастабильной аустенитной стали / Л.Г.Коршунов, С.М.Ушеренко, Н.Л.Черненко, О.А.Дыбов // ФММ. - 2005.- Т.100. - N3. - С.95-103.
- 182.Ушеренко, С.М. Результаты соударения потока микрочастиц с металлической преградой в режиме сверхглубокого проникания / С.М. Ушеренко, В.И.Гущин, О.А.Дыбов // Химическая физика. - 2002. - Т.21. - N9.- С.43-51.
- 183.Andilevko, S.K. A hydrodynamic model super-deep penetration of a solid axisymmetric particle into a semi-infinite metallic target / S.K. Andilevko // Int J.Heat Mass Transfer. - 1998. - Vol.41. - No.4-6 - P.957-962.
- 184.Хомская, И.В. Структурные превращения и эффекты локализации деформации в меди под действием высокоскоростного потока порошковых микрочастиц / И.В.Хомская, В.И.Зельдович, Н.Ю.Фролова, А.Э.Хейфец, Ю.С.Поносов, С.М.Ушеренко // Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы. - 2007. - С.1-4.
- 185.Aleksentseva, S.E. Correlation of wave processes in metals at it is abnormal deep introduction of the discrete particles accelerated by energy of explosion / S.E.Aleksentseva, D.A. Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. - St. Petersburg, Russia, 23-26 November. - 2008. - P.188-190.
- 186.Ушеренко, С.М. Результаты соударения потока микрочастиц с металлической преградой в режиме сверхглубокого проникания / С.М.Ушеренко, В.И.Гущин, О.А.Дыбов // Химическая физика. - 2002.- Т.21. - N9. - С.43.
- 187.Алексенцева, С.Е. Системное взаимодействие направленного потока с металлической матрицей / С.Е.Алексенцева, В.В.Калашников, А.Л.Кривченко, Л.В.Цивинская // Тез.докл. симпозиума «Синергетика, структура и свойства материалов, самоорганизующиеся технологии» - М.,12-14 ноября. -1996.- С. 24-25.
- 188.Хакен, Г. Синергетика / Г.Хакен. - М.: Мир, 1980.- 408 с.
- 189.Романовский, Ю.М. Математическая биофизика / Ю.М.Романовский, Н.В.Степанова, Д.С.Чернавский. - М.: Наука, 1984.- 304 с.
- 190.Ивлев, В.И. Влияние пластической деформации на диффузию / В.И.Ивлев // ФММ. - 1986.- Т.62.- N6.- С.1218-1219.
- 191.Николис, Ж. Самоорганизация в неравновесных системах / Ж.Николис, И.Пригожин. - М.: Мир, 1979.- 512с.
- 192.Эберлинг, В. Образование структур при необратимых процессах / В.Эберлинг. - М., 1979.- 279 с.
- 193.Алексенцева, С.Е. О роли энергий и характеристик высокоскоростного соударения и сверхглубокого проникания частиц / С.Е.Алексенцева, И.В.Захаров, А.Л.Кривченко // Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки". - 2014.- N4(44). - С.85-93.
- 194.Ушеренко, С.М. Современные представления о комплексе физических эффектов в условиях сверхглубокого проникания / С.М.Ушеренко, А.С.Калиниченко, К.И.Чой, В.И.Овчинников // Труды международной конференции «VII Харитоновские тематические научные чтения» - Саров, 14-18 марта. - 2005.- С.520-526.
- 195.Григорьев, А.К. Структурообразование при пластической деформации металлов / А.К.Григорьев, Н.Г.Колбасников, С.Г.Фомин. - С.-Пб.: Издательство С.-Петербургского университета, 1992.- 244 С.
- 196.Фомин, С.Г. Математическая модель упруговязкопластического механизма деформирования металлов / С.Г.Фомин // Труды ЛПИ. - 1981. - N378.- С.63-68.
- 197.Петров, Н. Современные проблемы термодинамики / Н. Петров, И.Баранов. - М.: Мир, 1986.- 288 с.
- 198.Ландау, Л.Д. Теоретическая физика. Т.5: Статистическая физика. Ч.1/ Л.Д.Ландау, Е.М.Лифшиц - М.: Наука, 1976.- 680 с.

199. Рабинович, В.А. Краткий химический справочник / В.А. Рабинович, З.Я.Хавин. - Л.: Химия, 1991. - 432 с.
200. Колбасников, Н.Г. Методика определения энтропии деформируемого металла / Н.Г. Колбасников, С.Г. Фомин // Письма в ЖТФ. - 1989. - Т.15. - В.9. - С.33-36.
201. Гленсдорф, П. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуации / П. Гленсдорф, И. Пригожин. - М.: Мир, 1973. - 280 с.
202. Алексенцева, С.Е. О роли ударной волны в процессе сверхглубокого проникания высокоскоростных частиц / С.Е. Алексенцева, А.Л. Кривченко // Спецборник. / Под ред. Калашникова В.В. - 2014. г. - В.8 – С.6-10.
203. Пригожин, И. Порядок из хаоса. Новый диалог человека с природой / И. Пригожин, И. Стенгерс. – Пер. с англ. Изд. 4-е стереотипное. - М.: Едиториал УРСС, 2003. – 312 с.
204. Новиков, С.А. Упруго-пластические свойства ряда металлов при взрывном нагружении / С.А. Новиков, В.А. Сеницын, А.Г. Иванов, Л.Г. Васильев // ФММ - Т.21. - В.3. - С.452-460.
205. Панин, В.Е. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / В.Е. Панин, Ю.Ф. Гриняев, В.И. Данилов и др. - Новосибирск: Наука. Сиб.отд-ние, 1990. - 225 с.
206. Бекренев, А.Н. Последеформационные процессы высокоскоростного нагружения. // А.Н. Бекренев, Г.Н. Эпштейн. - М.: Металлургия, 1992. - 159 с.
207. Физическое металловедение / Под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. - Т.3.: Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1987. - 663 с.
208. Шербединский, Г.В. Процессы массопереноса при импульсном воздействии высокого давления / Г.В. Шербединский, С.В. Земской, Н.Л. Федотова // В сб.: Физические основы формирования физико-механических свойств сталей и сплавов. - М.: Металлургия, 1990. - 120 с.
209. Gillemot L. // Periodica Politechn., Eng. Masch. and Bauwsen, 1966. - Vol.10. - N2. - P.77-94.
210. Aleksentseva, S.E. Analysis of the Conditions for Ultradeep Penetration of Powder Particles into a Metallic Matrix / S.E. Aleksentseva, A.L. Krivchenko // Technical Physics, The Russian Journal of Applied Physics, 1998. - Т.43 - N7. С.859-860.
211. Алексенцева, С. Е. Особенности динамического воздействия направленного потока высокоскоростных частиц с металлами / С.Е. Алексенцева, А.Л. Кривченко // Тез. докл. Первого Междисциплинарного семинара «Фракталы и прикладная синергетика». – М., 18-21 октября. - 1999. – С.48-51.
212. Алексенцева, С.Е. Обработка стали 3ХЗМЗФ энергией взрыва / С.Е. Алексенцева, Д.В. Исаев, Р.Г. Кирсанов, А.Л. Кривченко // Тез. докл. III межд. шк. – семинара «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» – Барнаул, 27 авг. – 2 сент. – 1996. – С. 39.
213. Самсонов, Г.В. Тугоплавкие соединения / Г.В. Самсонов, И.М. Виницкий. - М.: Металлургия, 1976. - 560 с.
214. Bates, S.E. Synthesis of titanium borid TiB_2 nanocrystallites by solution phase processing / S.E. Bates et al. // J.Mater.Res.-1995- Т.10 - P.2599.
215. Голдстейн, Дж. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ / Дж. Голдстейн, Д. Ньюберн, П. Эулин и др. - Книга 1- М.: Мир, 1984. - 301 с.
216. Aleksentseva, S.E. Investigation into Deformation Occurring at Superdeep Penetration of Powder Particles into Metal Matrix / S.E. Aleksentseva, A.L. Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. – St. Petersburg, Russia, 12-17 July, 1998. – P. 220.
217. Петров, Е.В. Особенности взаимодействия потока частиц с металлической преградой при различных углах падения / Е.В. Петров, А.Л. Кривченко, Р.Г. Кирсанов // Тез. докл. межд. конф. «Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны.» XI Харитоновские тематические научные чтения. – Саров, 16-20 марта - 2009. – С.272-275.
218. Andilevko, S.K. Some Results of the Experimental Investigations of the Super-Deep Penetration / S.K. Andilevko, V.A. Shilkin., S.M. Usherenko // Shock Waves in Condensed Matter.: Proc. of Int. Conf.- St. Petersburg, Russia, July 18-22. - 1994 - p.25.
219. Алексенцева, С.Е. Оценка ударно-волновых систем метания дискретных частиц и условий сверхглубокого проникания в металлы и сплавы / С.Е. Алексенцева, А.Л. Кривченко //

Сб. тез. докл. межд. конф. 23-27 марта 2015 г. XVII Харитоновские тематические научные чтения. - г.Саров: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ». - 2015. - С.269-272.

220.Грабин, В.Ф. Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов / В.Ф.Грабин. - Киев: Наукова думка, 1975.- 264 с.

221.Коллингз, Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов / Е.В.Коллингз. - Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1988.- 224 с.

222.Осипцев, О.Е. Медь и медные сплавы: Отеч. и заруб. марки: Справ./О.Е.Осипцев, В.Н.Фёдоров.- М.:Машиностроение, 2004.- 336 с.

223.Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник / А.И.Беляев, О.С.Бочвар, Н.Н.Буйнов и др. - М.: Металлургия, 1983.- 279 с.

224.Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф.Мондольфо. - Пер.с англ. - М.: Металлургия, 1979.- 640 с.

225.Андриевский, Р.А. Порошковое материаловедение / Р.А.Андриевский - М.: Металлургия, 1991.- 205 с.

226.Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С.Уманский, Ю.А.Скаков, А.Н.Иванов, Л.Н.Расторгуев. - М.: Металлургия, 1982.- 632 с.

227.Васильев, Д.М. Дифракционные методы исследования структур / Д.М.Васильев - М.: Металлургия, 1977.- 247 с.

228.Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С.Горелик, Л.Н.Расторгуев, Ю.А.Скаков. - М.: МИСИС, 2002 - 360 с.

229.Кристаллография, минералогия, петрография и рентгенография / Е.Ф.Вегман, Ю.Г.Руфанов, И.Н.Федорченко. - М.: Металлургия, 1990.- 262 с.

230.Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах / М.А.Кривоглаз. - Киев: Наукова думка, 1984.- 288 с.

231.Aleksentseva, S.E. Features of Structural Changes of Samples of Technical Titanium Subjected to Loading by Shock Waves and Flows of Discrete Particles / S.E.Aleksentseva, M.C.Valioujenitch, D.V.Isaev, A.L.Krivchenko // Shock Waves in Condensed Matter: Proc. of Int. Conf. - St. Petersburg, Russia, 8 - 13 October. - 2000. - p.176-177.

232.Беккерт, М. Способы металлографического травления / М.Беккерт, Х.Клемм. - Пер.с нем.- М.: Металлургия, 1988.- 399 с.

233.Алексенцева, С.Е. Повышение эффективности обработки материалов потоком высокоскоростных дискретных частиц / С.Е.Алексенцева // Вестник СамГТУ. Серия "Технические науки". - 2015.- N2(46). - С.142-145.

234.Боярская, Ю.С. Микротвердость / Ю.С.Боярская, М.И.Вальковская; ред. В.Ф.Житарь - Кишинев: Штиинца, 1981.- 68 с.

235.Колмаков, А.Г. Методы измерения твёрдости / А.Г.Колмаков, В.Ф.Терентьев, М.Б.Бакиров. - М.: Интермет Инжиниринг, 2005.- 150 с.

236.Крестелев, А.И. Поведение точечных дефектов при импульсном динамическом нагружении / А.И.Крестелев, А.Н.Бекренев // Изв. вузов. Серия Физика. -1985.- N 6.- С.49-52.

237.Алексенцева, С.Е. Обработка меди высокоскоростным потоком дискретных частиц / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко // Высокие технологии, экономика, промышленность. Т.1. Сб. научных трудов XIII междунар. Научно-практич. конф. «Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности» (НТФР). 24-26 мая, 2012, Санкт-Петербург, Россия / Под ред. А.П.Кудинова - СПб: Изд-во Политехн. Ун-та, 2012. - С.101-103.

238.Бекренев, А.Н. Искусственное старение алюминиевых сплавов после высокоскоростного деформирования / А.Н.Бекренев, Л.А.Наумов // Металлофизика.- 1981.- Т.3.- N2.- С.113-116.

239.Алексенцева, С.Е. Исследование физических свойств сплава алюминия после обработки потоком высокоскоростных частиц / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко. - Москва: 1996. - Деп.в ВИНТИ 12.04.96. N1192-B96.

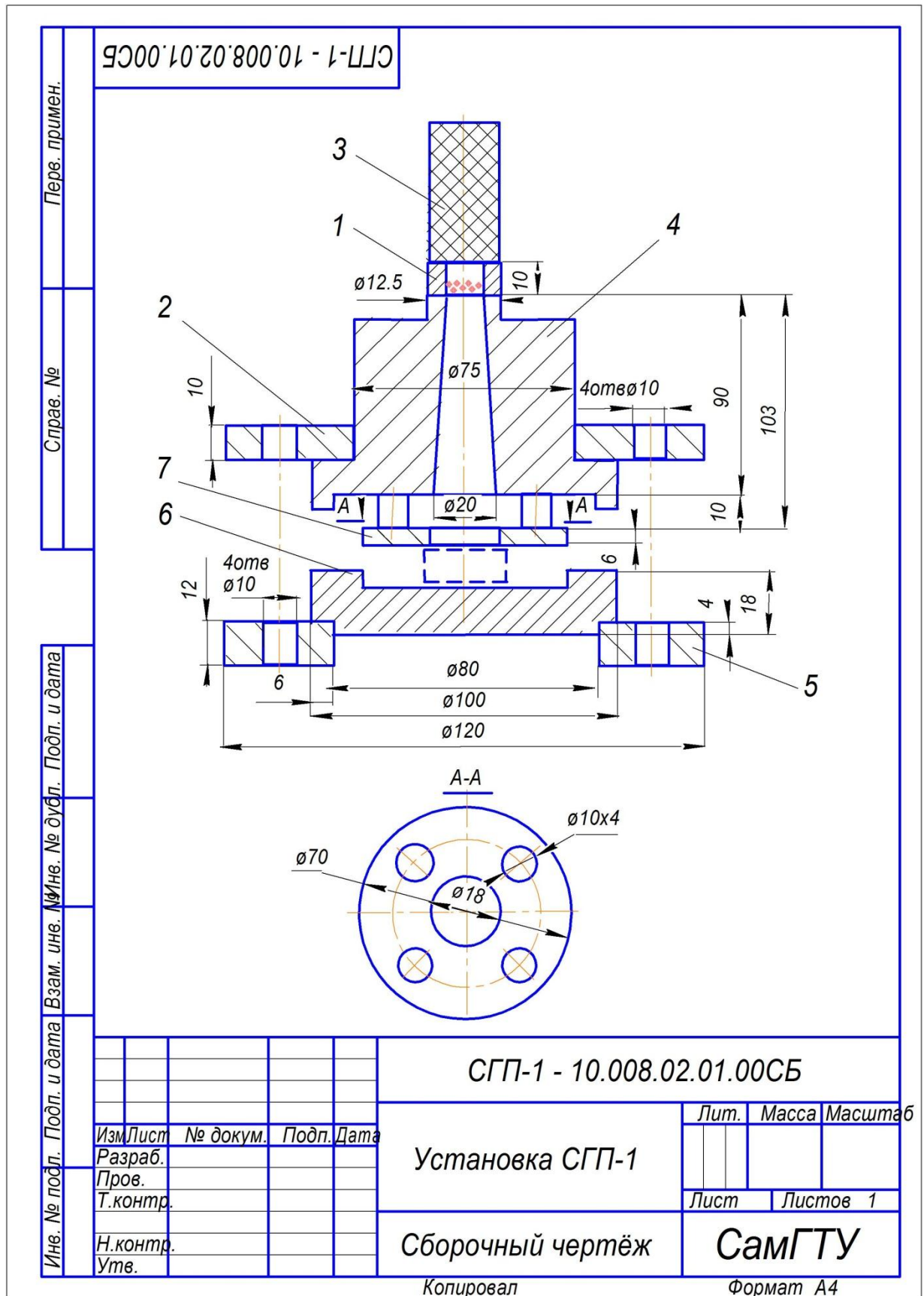
240.Металловедение алюминия и его сплавов - М.:Металлургия,1971.- 352 С.

- 241.Алексенцева, С.Е. Особенности процесса обработки титана потоком порошковых частиц / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко. – Москва:1997.-Деп. в ВИНТИ 19.06.97. N2024-B97.
- 242.Взрывное легирование металлов и сплавов / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко. - Самара: РИО СамГТУ, 2010. - 50 с.
- 243.Хачин, В.Н. Мартенситная неупругость сплавов / В.Н.Хачин // Изв.вузов. Физика.- 1985. - Т.27. - N5. – С.88-103.
- 244.Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / С.П.Белов, М.Я.Брун и др.; под ред. Б.А.Калачева и др. - М.: Металлургия, 1992.- 352 с.
- 245.Панин, В.Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е.Панин, В.А.Лихачев, Ю.В.Гриняев и др. - Новосибирск: Наука, 1985.- 226 с.
- 246.Лихачев, В.А. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В.А.Лихачев, В.Е.Панин, Е.Э.Засимчук и др. - Киев: Наукова думка, 1989.- 320 с.
- 247.Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В.Рыбин. - М.: Металлургия, 1986.- 224 с.
- 248.Жуков, А.В. Диссипация энергии в волнах напряжений на фазовых переходах / А.В.Жуков // ФГВ. - 1990.- N6.- Т.26.- С.124-127.
- 249.Mogilevsky, M.A. Mechanisms of deformation under shock loading / M.A. Mogilevsky // Physics Reports. - 1983. - V.97.- N 6.- P.357.
- 250.Эгертон, Рэй Ф. Физические принципы электронной микроскопии. Введение в просвечивающую, растровую и аналитическую электронную микроскопию / Рэй Ф.Эгертон. - Пер. с англ. С.А.Иванова. - М.:Техносфера, 2010.-300 с.
- 251.Динамика формирования поверхностных структур в системах со свободной границей / В.В.Гафийчук, И.А.Лубашевский, В.В.Осипов. - Киев: Наукова думка, 1990.- 216 с.
- 252.Патент RU № 2 501 882 С2, МПК С22F 1/18, опубл. 20.12.2013. Способ получения наноструктурированного технически чистого титана для биомедицины / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко.
- 253.А.С.1311286 СССР, МКИ С21 D1/09, 1985. Способ упрочнения стальных заготовок / Ю.Н.Липченко, Д.П.Копин, В.А.Сердитов, С.М.Ушеренко и В.А.Шилкин.
- 254.Алексенцева, С.Е. Особенности динамического взаимодействия потока высокоскоростных частиц с металлами: дис... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Алексенцева Светлана Евгеньевна. – Самара, 1997.– 147 с.
- 255.Алексенцева, С.Е. Получение технического титана для биомедицины / С.Е.Алексенцева, А.Л.Кривченко // Высокие технологии, экономика, промышленность. Т.1. Сб. научных трудов XIII междунар. Научно-практич. конф. «Фундаментальные и прикладные исследования, разработка и применение высоких технологий в промышленности» (НТФР). 24-26 мая, 2012, Санкт-Петербург, Россия / Под ред. А.П.Кудинова - СПб: Изд-во Политехн. Ун-та, 2012.- С.98-100.
- 256.Алексенцева, С.Е. Дисперсноупрочнённые материалы для биомедицины, полученные обработкой высокоскоростным потоком дискретных частиц, разогнанных энергией взрыва / С.Е.Алексенцева // Образование. Наука. Научные кадры. -2015.- №2.- С.250-253.
- 257.Иванова, В.С. Синергетика и фракталы в материаловедении/В.С.Иванова, А.С.Баланкин, И.Ж.Бунин, А.А.Оксогоев.- М.:Наука,1994.-384 с.
- 258.Brunette, D.M. Titanium in medicine / D.M.Brunette , P.Tengvall, M.Textor, P.Thomsen // Springer. – 2001. - p.1019.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Перв. примен.	ПП-12.017.03.01.00СБ									
Справ. №										
Взам. инв. №	1. Сварка по ГОСТ 5264-80-У2 сварные швы зачистить 2. Неуказанные предельные отклонения: Н14; h14; ±IT14/2									
Подп. и дата	ПП-12.017.03.01.00СБ									
Инв. № подл.	Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата	Панель пустотная сборочный чертёж	Лит.	Масса	Масштаб	
Н. контр.							Лист	Листов	1	
Утв.							СамГТУ			
Копировал						Формат А4				

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



ПРИЛОЖЕНИЕ В

**ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
“ЗАЩИТНЫЕ СООРУЖЕНИЯ”**

443086, г. Самара, ул. Мичурина, д.132, тел./факс (846) 240-52-31



УТВЕРЖДАЮ

Директор

ООО «Защитные сооружения»

С.И. Матвеев

2015 г.

АКТ

о практическом использовании полученных результатов
диссертационной работы Алексенцевой С.Е.
на соискание учёной степени доктора технических наук
на тему «Ударно-волновые процессы взаимодействия
высокоскоростных элементов с конденсированными средами»

Настоящим Актом удостоверяется, что результаты теоретических и экспериментальных исследований диссертационной работы Алексенцевой С.Е. «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных элементов с конденсированными средами» обладают актуальностью, в том числе в области разработки пулестойких бронеконструкций 3 и 5 класса по ГОСТ Р 51112-97.

Вид внедрённых результатов: конструкции стационарных инженерных пулестойких средств защиты 3 класса, оружие - автомат АКМ (калибр 7,62 мм, патрон 57-Н-231, пуля ПС) и 5 класса, оружие - винтовка СВД (калибр 7,62 мм, патрон 57-Н-323С, пуля ЛПС) по ГОСТ Р 51112-97.

Область и форма внедрения: единичное производство.

Эффект от внедрения: обеспечение пулестойкости стационарных инженерных средств защиты 3 класса, оружие - автомат АКМ (калибр 7,62 мм, патрон 57-Н-231, пуля ПС) и 5 класса, оружие - винтовка СВД (калибр 7,62 мм, патрон 57-Н-323С, пуля ЛПС) по ГОСТ Р 51112-97.

Заместитель директора

Начальник производства

С.И. Немченко

К.А. Азизов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

ОБЩЕСТВО С ОГРАНИЧЕННОЙ ОТВЕТСТВЕННОСТЬЮ
“ЗАЩИТНЫЕ ООРУЖЕНИЯ”

443086, г. Самара, ул. Мичурина, д.132, тел./факс (846) 240-52-31

УТВЕРЖДАЮ
Директор
ООО «Защитные сооружения»

С.И. Матвеев
2015 г.



АКТ

о практическом использовании полученных результатов диссертационной работы
Алексенцевой С.Е. на соискание учёной степени доктора технических наук
на тему: «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных элементов
с конденсированными средами»

Настоящим актом подтверждается, что результаты теоретических и экспериментальных исследований диссертационной работы Алексенцевой С.Е. «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных элементов с конденсированными средами» представляют практический интерес. Часть работы, относящаяся к исследованиям запреградного эффекта в области взаимодействия пуль огнестрельного оружия с пулестойкими индивидуальными средствами защиты, имеет практическую реализацию.

Вид внедрённых результатов: усиление металлическими броневставками бронежилетов из баллистической ткани 1 класса пулестойкости, оружие - пистолет Макарова (ПМ) (калибр 9 мм, патрон 57-Н-181С, пуля Пст) по ГОСТ Р 51112-97.

Область и форма внедрения: единичное производство.

Эффект от внедрения: полное предотвращение запреградного эффекта при обстреле из пистолета ПМ (калибр 9 мм, патрон 57-Н-181С, пуля Пст) «мягкой» брони.

Заместитель директора

Начальник производства




С.И. Немченко

К.А. Азизов

ПРИЛОЖЕНИЕ Д



Общество с ограниченной ответственностью
Научно-производственное предприятие
«САМАРАВЗРЫВТЕХНОЛОГИЯ»
(ООО НПП «СВТ»)

Самара 443100, а/я 7174
тел./факс (846) 337-06-28 [www.nppsvt.ru] e-mail: nppsvt@mail.ru
ОКПО 40974597, ОКОНХ 61123, 95120, ИНН/КПП 6316045070/631601001

АКТ

**о внедрении результатов
докторской диссертационной работы Алексенцевой С.Е.
на соискание учёной степени доктора технических наук на тему
«Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных
элементов с конденсированными средами»**

Настоящим актом удостоверяется, что результаты диссертационной работы «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных элементов с конденсированными средами», представленной на соискание учёной степени доктора технических наук, использованы в производственной деятельности НПП «Самаравзрывтехнология» при проведении взрывных работ в виде процесса обработки материалов кумулятивными зарядами и использовании экспериментальных данных по микролегированию металлов и сплавов методом обстрела потоком высокоскоростных порошковых частиц в режиме сверхглубокого проникания, что обеспечивает повышенную эффективность процесса обработки.

Зам. директора по науке ООО НПП
«Самаравзрывтехнология»,
д.т.н., профессор



Ю.П.Желунцын

2015 г.

ПРИЛОЖЕНИЕ Е



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
 федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
 высшего профессионального образования
 «Самарский государственный технический университет»
 (ФГБОУ ВПО «СамГТУ»)
 Россия, 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244
 Телефон: (846) 278-43-11 Факс (846) 278-44-00 E-mail: rector@samgtu.ru

УТВЕРЖДАЮ
 РЕКТОР ФГБОУ ВПО
 «Самарский государственный
 технический университет»,
 доктор технических наук,
 профессор
 Д.Е.Быков
 2015 г.



АКТ

о практическом использовании полученных результатов
 диссертационной работы Алексенцевой С.Е. на соискание учёной
 степени доктора технических наук на тему
 «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных
 элементов с конденсированными средами»

Настоящим Актом подтверждаем, что результаты диссертационной работы Алексенцевой С.Е. «Ударно-волновые процессы взаимодействия высокоскоростных элементов с конденсированными средами» представляют большой практический интерес и обладают актуальностью.

Теоретические и экспериментальные результаты диссертационной работы Алексенцевой С.Е. внедрены в научно-исследовательской и научно-методической деятельности инженерно-технологического факультета СамГТУ в виде технических предложений по выполнению защитных конструкций и установок динамического микролегирования материалов; теоретических разработок процесса высокоскоростного соударения; научно-методических пособий. Позволяет повысить качество образовательных услуг и эффективность научной деятельности.

Декан ИТФ, д.т.н

А.В.Керов

Зам. зав. каф. ТТХВ,
 профессор

А.Н.Чертыковцева