

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

На правах рукописи

СЕРОПЯН СТЕПАН АРУТЮНОВИЧ

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМ
 $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ И $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$: ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ,
ВОСПЛАМЕНЕНИЯ, ГОРЕНИЯ И
УДАРНО-ВОЛНОВОГО ИНИЦИИРОВАНИЯ

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

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
к.т.н. Сайков И.В.

Черноголовка – 2026

Содержание

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР.....	12
1.1 Реакционные материалы.....	12
1.2 Самораспространяющийся высокотемпературный синтез реакционных материалов	17
1.3 Изготовление образцов из порошковых материалов	20
1.3.1 Динамическое формование	22
1.3.2 Изостатическое формование	23
1.3.3 Холодное прессование.....	24
1.4 Упрочнение реакционных материалов	26
1.5 Слоистые композиционные материалы	28
1.6 Ударно-волновое нагружение реакционных материалов	30
1.7 Постановка цели и задач исследования	37
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ	39
2.1 Термодинамические расчеты	39
2.2 Исходные компоненты	39
2.3 Методика изготовления образцов	41
2.4 Методика определения прочности образцов.....	44
2.5 Методики исследования процессов горения и воспламенения.....	45
2.6 Методика ударно-волнового нагружения реакционных материалов	48
2.7 Методы анализа исходных и полученных образцов	50
ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Ni–Al и (Ni–Al)–(C ₂ F ₄) _n	54
3.1 Выбор оптимального состава системы Ni–Al	54

3.2 Прочностные характеристики образцов системы Ni–Al.....	55
3.3 Прочностные характеристики образцов системы (Ni–Al)–(C ₂ F ₄) _n	59
3.4 Характеристики воспламенения и горения системы (Ni–Al)–(C ₂ F ₄) _n ...	60
3.5 Ударно-волновая инициируемость образцов системы (Ni–Al)–(C ₂ F ₄) _n	63
3.6 Выводы по главе 3.....	67
ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ (W–(C ₂ F ₄) _n)–Al.....	68
4.1 Выбор оптимального состава системы (W–(C ₂ F ₄) _n)–Al	68
4.2 Прочностные характеристики образцов системы (W–(C ₂ F ₄) _n)–Al.....	70
4.3 Параметры воспламенения и горения системы (W–(C ₂ F ₄) _n)–Al	71
4.4 Ударно-волновая инициируемость системы (W–(C ₂ F ₄) _n)–Al.....	79
4.5 Выводы по главе 4.....	84
ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ni–Al, ПОЛУЧЕННЫХ УДАРНО-ВОЛНОВЫМ НАГРУЖЕНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ.....	86
5.1 Термическая обработка Ni–Al в стальной матрице.....	86
5.2 Ударно-волновое нагружение образцов Ni–Al в стальной матрице.....	88
5.3 Получение МИСКМ ударно-волновым нагружением образца Ni–Al в стальной матрице	89
5.4 Получение МИСКМ ударно-волновым нагружением и термической обработкой образца Ni–Al в стальной матрице	96
5.5 Выводы по главе 5.....	108
ОБЩИЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ	109
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	111

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Реакционные материалы – это класс материалов, которые состоят из двух или более невзрывоопасных твердых компонентов, реагирующих с выделением тепловой энергии, как при нагреве, так и при высокоскоростном нагружении. В качестве таких материалов могут выступать различные порошковые смеси: металл-оксид металла (Al-CuO, Al-MoO₃, Al-Bi₂O₃ и др.), металл-фторполимеры (Al-(C₂F₄)_n политетрафторэтилен (ПТФЭ), Al-поливинилиденфторид и др.), металл-металл (Ni-Al, W-Al, W-Zr и др.), металл-неметалл (Zn-S и др.), а также их сочетания.

Интерес к реакционным материалам связан с высокой экзотермичностью химического взаимодействия между компонентами и возможностью реализации твердофазных химических реакций при высокоскоростном нагружении. Данные свойства материала обеспечивают усиление зажигательного, запреградного, фугасного действия штатных зарядов, а также повышают эффективность систем активной защиты – в отличие от традиционных материалов (сталь, медь и др.). В отличие от быстрых реакций разложения при детонации, реакции в смесях твердых веществ на границе контакта реагентов осуществляются за счет процессов взаимной диффузии, трения и перемешивания, которые могут не успеть реализоваться за короткое время нахождения вещества в сжатом состоянии (порядка 1 мкс). Характер реакции этих материалов на высокоскоростное нагружение в значительной степени зависит от морфологии частиц и пористости, а также от факторов нагрузки (т.е. нагрузка/разгрузка, сдвиг и т. д.). В литературе показано, что при высокоскоростном нагружении существует ряд реакций материала, начиная от простой деформации и заканчивая фазовыми изменениями и химическими реакциями, что может привести к самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу (СВС). Прямое исследование ключевых параметров в реакционных составах,

подвергнутых высокоскоростному нагружению, сопряжено с рядом трудностей. Во-первых, наличие поражающих факторов взрыва и газообразных продуктов детонации. Во-вторых, высокая скорость процесса ударно-волнового массопереноса и синтеза.

В настоящее время перед исследователями ставится сложная задача по поиску новых и модификации существующих реакционных материалов, сочетающих высокие энергетические и конструкционные свойства. Сложность задачи заключается в том, что материалы с высокими прочностными свойствами имеют низкие энергетические характеристики и наоборот. Таким образом, совмещение в одном реакционном материале высоких прочности и энерговыделения позволит расширить область их применения.

Результаты исследований иницируемости реакционных составов при ударно-волновом и тепловом воздействии важны для разработки технологий получения слоистых металло-интерметаллидных или металлокерамических материалов для различных отраслей машиностроения. Новые научные и практические перспективы открываются при создании материалов на основе ударно-волновых технологий, а именно сварки взрывом в комбинации с самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС). При консолидации порошков методом сварки взрывом возможно получение беспористого материала. Также данный метод приводит к значительному искажению кристаллической решетки, активированию поверхности частиц и их дроблению, что в дальнейшем положительно сказывается на процессе спекания материала. Требуемый фазовый состав и свойства в металло-интерметаллидных или металлокерамических материалах могут быть получены дальнейшей термической обработкой.

Следовательно, исследование особенностей ударно-волнового и теплового воздействия на реакционные составы, с получением требуемых температур и скоростей горения и создание композиционных материалов является актуальной задачей, имеющей научную и практическую значимость.

Актуальность диссертационной работы подтверждается выполнением её в соответствии с тематическими планами Института по следующим проектам: Гос. задание ИСМАН, КП № 22, Программа Президиума РАН I.56, РФФИ № 20–08–00640-А.

Целью работы является исследование металло-полимерных реакционных материалов с высокими прочностными и энергетическими характеристиками, а также создание на основе металлических реакционных материалов металло-интерметаллидного слоистого композита.

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

1. Исследовать влияние способов повышения прочностных характеристик на параметры горения порошковых систем $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$.

2. Исследовать влияние способов активации (активирующих добавок, механической активации и дисперсности высокоплотного компонента) на параметры горения, воспламенения и ударно-волновой иницируемости порошковой системы $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$.

3. Разработать схемы и режимы ударно-волнового нагружения для создания металло-интерметаллидного слоистого композита и исследовать его состав, структуру и свойства.

Научная новизна работы

Впервые установлено, что комбинирование армирования непрерывными вольфрамовыми волокнами и термической обработки при 400 °С позволяет повысить прочность на изгиб реакционных материалов системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ до 125 МПа, что в 3 раза превышает прочность неармированных аналогов и соответствует уровню конструкционных материалов (сплавы алюминия). Показано, что армирование вольфрамовыми волокнами системы $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$ повышает прочность до 18–24 МПа.

Определены режимы термической обработки (температуры 400–550 °С, время от 1 до 3 часов), обеспечивающие повышение прочностных характеристик реакционных материалов при сохранении их реакционной способности, что позволяет варьировать температуру воспламенения в диапазоне от 660 до 1000 °С.

Впервые выявлено, что механическая активация, в отличие от сухого смешивания, позволяет реализовать самоподдерживающийся режим горения в системе $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ при содержании алюминия до 5 мас. %, что обусловлено созданием композитных частиц алюминия с вольфрамом и снижением температуры воспламенения с 1000 до 660 °С.

Впервые установлено, что в механоактивированных составах системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ инициирование реакции обеспечивается прямым твердофазным взаимодействием алюминия с вольфрамом, а в составах, полученных сухим смешиванием, реакция инициируется взаимодействием продуктов разложения $(C_2F_4)_n$ с алюминием и вольфрамом.

Определено, что применение наноразмерного вольфрама или механической активации расширяет концентрационные пределы ударно-волнового инициирования высокоплотной системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$, обеспечивая протекание экзотермической реакции в составах с содержанием алюминия 5 и 30 мас. %.

Практическая значимость работы

Разработан способ повышения прочности на изгиб до 125 МПа с сохранением реакционной способности материалов на основе системы $(Ni-Al)-(C_2F_4)_n$ за счет армирования непрерывными вольфрамовыми волокнами.

Установлено, что предварительная механическая активация и использование наноразмерного вольфрама в системе $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ позволяют снизить температуру воспламенения с 1000 до 660 °С, повысить полноту синтеза и реализовать ударно-волновое инициирование в составах с

содержанием алюминия 5 и 30 мас. %, недоступных для инициирования в неактивированном состоянии.

Определены области применения многофункциональных реакционных материалов на основе систем $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$. Материалы системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ предназначены для использования в качестве функциональных оболочек в устройствах специального назначения взамен традиционных материалов (сталь, алюминий). Материалы системы $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$ ориентированы на применение в устройствах, работающих в условиях, требующих сочетания высокой плотности и высоких температур реакции.

Разработаны технологические схемы получения слоистых металло-интерметаллидных композитов (система сталь/NiAl/сталь), обеспечивающие формирование интерметаллидного слоя как в одну стадию (сварка взрывом), так и в две стадии (сварка взрывом с последующей термической обработкой), что позволяет создать материалы с регулируемой микротвердостью (от 370 до 850 HV) и управляемым фазовым составом.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследования способов повышения прочностных характеристик реакционных материалов системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$.
2. Закономерности влияния способов активации (активирующие добавки, механическая активация, изменение дисперсности компонентов) на параметры горения, воспламенения и ударно-волновой инициируемости систем $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$.
3. Результаты разработки схем и режимов ударно-волнового нагружения для создания металло-интерметаллидного слоистого материала и данные о его фазовом составе, структуре и свойствах.

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

Диссертационная работа «Исследование горения и формирования реакционных материалов на основе систем $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$ » соответствует паспорту научной специальности: 1.3.17 – «Химическая физика, горение и взрыв, физика экстремальных состояний вещества», (отрасль науки – технические), в частности направлениям исследований:

✓ пункт 1 «Поведение веществ и структурно-фазовые переходы в экстремальных условиях ... в условиях высокоскоростного нагружения...»;

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

✓ пункт 5 «взаимодействие волн горения и взрывчатого превращения со средой, объектами и веществами», «явления, порождаемые горением...», «процессы горения и взрывчатого превращения в устройствах и аппаратах для производства энергии, работы, получения веществ и продуктов», «управление процессами горения и взрывчатого превращения».

Апробация работы

Основные результаты и положения диссертации докладывались и обсуждались на следующих научных конференциях: XV International Symposium on Self-Propagating High-Temperature Synthesis 2019, Moscow, Russia; XVI, XVIII и XIX, Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов" (с международным участием) 2019, 2021, 2022 г. ИМЕТ РАН Москва; XVII Всероссийская с международным участием школа – семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых имени

академика А.Г. Мержанова Черноголовка; VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» 2019 г. ИМЕТ РАН Москва; VI Международная научная конференция «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». 2019 ИМАШ РАН Москва; XV Всероссийский симпозиум по горению и взрыву, 2020, Москва; Шестой междисциплинарный научный форум с международным участием "Новые материалы и перспективные технологии" Москва. 2020 г; VII и VIII Международная конференция «Лазерные, плазменные исследования и технологии» 2021 и 2022 г. НИЯУ МИФИ Москва; XXXIII Симпозиум «Современная химическая физика» 2021 г. Туапсе; IV Международная конференция и школа молодых ученых "Современные высокоэнтропийные материалы". 2022 г. Черноголовка; XIX Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов». 2022 г. Москва, Sino-russian Doctoral Forum on self-propagating high-temperature synthesis. HIT Activity Center 216. 2023 China. Harbin.

Публикации по теме диссертации

По теме диссертации опубликовано 24 печатных работы, в том числе 10 статей в реферируемых научных журналах, входящих в Перечень ВАК и базы данных Web of Science и Scopus, 14 тезисов в сборниках трудов, перечисленных выше конференций.

Личный вклад автора

Автором проведен анализ литературных данных по реакционным материалам, совместно с научным руководителем сформулированы цели и задачи работы. При непосредственном участии автора было исследовано влияние состава, дисперсности компонентов, способа смешивания, термической обработки и армирования на реакционную способность и физико-механические свойства материалов на основе систем $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$

и $(W-(C_2F_4)_n)-Al$. Соискателем лично и при его непосредственном участии разработаны и проведены экспериментальные исследования по воспламенению, горению и ударно-волновому нагружению реакционных материалов систем $(Ni-Al)-(C_2F_4)_n$ и $(W-(C_2F_4)_n)-Al$. Автор принимал участие в формулировке основных положений диссертации, написании статей и результатов работы, представленных на научно-практических конференциях.

Достоверность полученных результатов

Достоверность полученных результатов диссертационной работы обеспечивается использованием современных, взаимодополняющих аттестованных физико-химических методов и методик при проведении экспериментов, исследовании микроструктуры и физико-механических свойств полученных материалов, сопоставлением полученных результатов с результатами других авторов. Также достоверность полученных результатов подтверждена публикацией основных данных в высокорейтинговых научных журналах, докладами и обсуждениями результатов на конференциях и лабораторных семинарах.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, выводов и списка использованных источников. Общий объем работы составляет 132 страницы, включая 69 рисунков, 12 таблиц и библиографию из 175 наименований.

ГЛАВА 1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Реакционные материалы

Реакционные материалы – это класс материалов, которые сочетают два или более невзрывоопасных твердых компонентов, реагирующих с выделением тепловой энергии как при нагреве, так и при высокоскоростном нагружении [1]. В качестве реакционных материалов могут выступать различные порошковые смеси: металл-оксид металла (Al-CuO, Al-MoO₃, Al-Vi₂O₃ и др. [2]), металл-фторполимеры (Al-ПТФЭ (политетрафторэтилен, (C₂F₄)_n)) [2], Al- поливинилиденфторид (ПВДФ) [3] и др.) [4], металл-металл (Ni-Al [5], W-Al [6], W-Zr [7] и др.), металл-неметалл (Zn-S и др. [7–9]), а также их сочетания [10]. Способность реакционных материалов синтезироваться с образованием интерметаллидов [11,12], керамик [13] и др. при высокоскоростном воздействии делает их привлекательными с точки зрения получения на их основе слоистых металло-интерметаллидных/керамических материалов [14,15].

Интерес к реакционным материалам вызван их повышенной плотностью, низкой чувствительностью, исключительно высокой термической стабильностью и теплотой реакции в отличие от энергетических материалов (ЭМ) (взрывчатых веществ (ВВ), порохов и др.) [16,17]. РМ не способны в обычных условиях к детонации или взрывному горению, что дает возможность управлять скоростью превращения в широком диапазоне [18].

Реакционные материалы активно используются за рубежом при разработке кумулятивных вкладышей, поражающих элементов, активной защиты и др. [16]. Важной особенностью таких материалов в отличие от традиционных (сталь, медь и др.) является повышенный зажигательный разрушительный эффект таких материалов [19]. Главным образом в броневом пространстве усиливая зажигательное и фугасное действие боеприпасов (БП) [17,20,21].

Согласно оценкам фирм-разработчиков БП, дополнительное энерговыделение, обусловленное применением реакционных материалов, приводит к резкому усилению кинетического поражающего воздействия, оказываемого одиночным БП-проникателем (осколком или готовым поражающим элементом (ГПЭ), «ударным ядром» или кумулятивной струей из реакционных материалов (в том числе благодаря химическому взаимодействию с материалами цели) [18,22,23].

В первоначальных исследованиях реакционных материалов изучались порошки микронного размера, аналогичные по размеру алюминиевым порошкам, включенным в типичные алюминизированные ВВ. Первоначальные реакционные материалы состояли из порошка алюминия и полимерной матрицы, часто из фторполимера, такого как ПТФЭ [24]. В работе [25] впервые опубликованы результаты по стационарному детонационноподобному процессу в смеси Al-ПТФЭ. Ударно-волновое инициирование – одно из важнейших свойств энергетических материалов, а в частности реакционных. Они должны претерпевать химические превращения точно, так как предполагается, при ударном нагружении и не должны синтезироваться при случайном ударном нагружении [18,26,27].

Другими видами активно изучаемых реакционных материалов являются: металл-оксид металла; металл-металл и др., реакции в которых протекают с образованием алюминидов, боридов и карбидов и др. [2,5–7]. Их основные преимущества – это большая запасенная энергия (в единице массы и/или объема) и более рациональное использование энергии, нежели в случае применения обычных ЭМ. Реакционные материалы, обладающие высокой плотностью и прочностью, называются высокоплотными конструкционными реакционными материалами обеспечивают существенное повышение энергоемкости оружия [28]. Замена традиционных конструкционных материалов на реакционные позволит достичь стопроцентного содержания энергоемких материалов в БП. Химическая энергия, заключенная в реакционных материалах, входящих в конструкцию БП, суммируется с

кинетической энергией этого БП и тем самым значительно повышается разрушительный эффект [17–25].

В этом столетии основное внимание уделялось приготовлению наноразмерных порошков в надежде, что частицы меньшего размера будут гореть или реагировать более эффективно, их можно будет более тщательно смешивать друг с другом для повышения скорости реакции и т.д. За десятилетия активных исследований реакционных материалов одним из самых полезных металлических компонентов по-прежнему остается алюминий. Алюминий легко сгорает с выделением значительного количества энергии, как показано на рисунке 1 [29]. Данный элемент привлекателен из-за высокой энтальпии окисления и высоких температур сгорания, его полный потенциал еще не реализован в практических приложениях. Считается, что основной причиной, ограничивающей реализацию потенциала алюминия, является задержка его воспламенения. Эта задержка связана с наличием на поверхности частиц оксидной пленки Al_2O_3 , являющейся пассивирующим барьером. Согласно распространенному механизму, для крупных частиц (>100 мкм) барьер преодолевается только при плавлении оксида (2350 К) [30]. Однако для частиц микронного размера (10–100 мкм), используемых на практике, реакция происходит при более низких температурах (1000–2300 К) за счет растрескивания оксидной оболочки при нагреве [31,32].

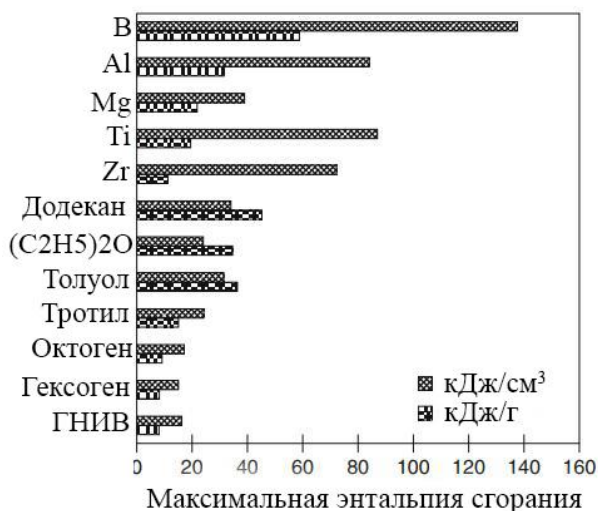


Рисунок 1 – Максимальные энтальпии сгорания для некоторых реакционных материалов, жидкого топлива и взрывчатых веществ [29,32]

Металлы содержат больше энергии сгорания на единицу объема или массы, чем жидкое топливо или ВВ. Однако скорость сгорания или реакции этих металлов недостаточно высока, чтобы добавить энергию взрывчатых веществ при аналогичных временных масштабах детонации. Поэтому с начала 2000-х годов исследователи, ожидая, что более мелкие частицы будут воспламеняться быстрее (или воспламеняться при более низкой температуре) и гореть быстрее из-за тесного смешивания топлива и окислителя в наномасштабе [32].

Одним из основных компонентов реакционных материалов является фторполимер, так как продукты его разложения легко разрушают оксидную оболочку алюминия [33,34]. Существующие фторполимеры можно разделить на три группы, как показано на рисунке 2. В зависимости от целей и задач применяются те или иные фторполимеры. Материалы в квадранте (А) обладают высокими температурами разложения, но имеют низкое содержание фтора. Полимеры в квадранте (В) имеют высокое содержание фтора и, следовательно, повышенную реакционную способность и гидрофобные свойства; они стабильны при комнатной температуре, но ухудшаются при повышении температуры [35,36]. Используются для покрытия реакционных металлических порошков для защиты пирофорных композиций [35] и изменения их характеристик горения [37].

Полимеры, в квадранте (Б), наиболее интересны для более широких областей применения в энергетике. Они имеют как высокую температуру разложения, так и содержание фтора. Благодаря более высокому содержанию фтора повышается реакционная способность и легко образуются газообразные продукты. В то же время полимерные окислители являются прочными, что обеспечивает более длительное хранение и возможность обработки при повышенных температурах. В общем, полимеры в квадранте (В) могут использоваться в качестве пиролентов [38], пропеллентов [39] и взрывчатых веществ [40]. Выбор политетрафторэтилена (ПТФЭ, $(C_2F_4)_n$)

среди всех фторполимеров обоснован высоким содержанием фтора и высокой температурой разложения [41].

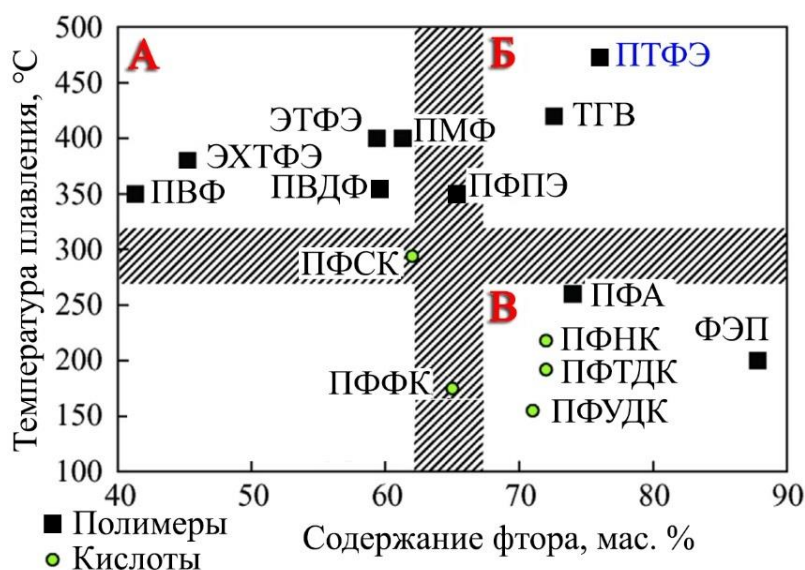


Рисунок 2 – Фторсодержащие полимеры и кислоты температуры разложения или кипения в зависимости от содержания фтора [41]

Твердые фторполимерные материалы обладают чрезвычайной стойкостью к действию окислителей, щелочей, кислот, жидких металлов (кроме щелочных), высоких и низких температур, микроорганизмов. Они не смачиваются водой и не набухают ни в одном из растворителей, даже фторированных органических веществах.

Промышленное производство политетрафторэтилена под различными торговыми названиями организовано во многих странах. В СССР его выпускают под названием фторопласт-4 (В России Флуралит, Ф-4ПН, Ф-4НТД-2), в США – тефлон (фирма «Дюпон»), в Англии – флуон (фирма «Империя Кемикал Индастриз»), в Италии – алгофлон (фирма «Монтекатини»), во Франции – гафлон (фирма «Резинс флоурс»), в ФРГ – гостафлон (фирма «Фарбверке Хехст»), в Японии – полифлон (фирма «Дайкин Когу Компани»).

Нагревание политетрафторэтилена даже до температуры 415 °C не переводит его из высокоэластического состояния в вязкотяжучее. При

нагревании выше 415 °С начинается разложение (пиролиз) фторопласта-4, ускоряющееся при дальнейшем росте температуры. Лишь при температуре 600 °С происходит быстрая деполимеризация, конечными продуктами которой является главным образом мономер [42].

1.2 Самораспространяющийся высокотемпературный синтез реакционных материалов

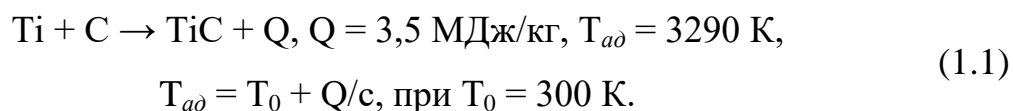
В результате высокоскоростного удара изделия из РМ о какой-либо объект в нем проходят процессы, которые объясняются с точки зрения теории самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [43]. СВС в нашем случае дает понимание и объяснение процессов, которые проходят в материале под действием ударной волны или нагрева. Главной задачей является добиться того, чтобы все исходные компоненты прореагировали с максимальной полнотой и получились необходимые химические соединения, которые были изначально заложены в исследуемую систему. При помощи изучения процессов горения, а это в свою очередь означает необходимость исследования таких параметров, как температура, скорость горения, структуры волны горения и конечные продукты реакции [10,44,45].

СВС твердых химических соединений – технологический процесс получения материалов, основанный на проведении экзотермической химической реакции взаимодействия исходных реагентов в форме горения. Для организации такого процесса горения твердые реагенты практически всегда приходится использовать в виде порошков. Однако здесь горение является не обычной реакцией окисления порошкообразных веществ кислородом с образованием соответствующих газообразных оксидов, а сильно экзотермической реакцией взаимодействия порошкообразных реагентов с жидкими или газообразными реагентами, например, сжиженным или газообразным азотом, с образованием твердых химических соединений. Чаще всего это тугоплавкие неорганические соединения (карбиды, нитриды,

бориды и т.п.), которые не разлагаются при горении, и материалы на их основе [46–49].

СВС представляет собой экзотермическое взаимодействие нескольких химических элементов, приводящая к направленному горению. Процесс синтеза заключается в точечном кратковременном подводе тепла к шихте, который инициирует процесс синтеза в тонком слое шихты со значительным положительным тепловым эффектом, который позволит разогреть последующие слои шихты без подачи тепла [46–49].

Типичной реакцией СВС является реакция синтеза карбида титана (формула 1.1):



где Q – тепловой эффект реакции, T_{ad} – температура продукта реакции в адиабатических условиях, T_0 – начальная температура реагентов, c – теплоемкость продукта.

Для осуществления этой реакции готовят смесь порошков титана и углерода, которую инициируют раскаленной вольфрамовой спиралью. В месте зажигания под действием высокой температуры спирали начинается (инициируется) реакция взаимодействия между порошком титана и сажей с образованием карбида титана. При этом выделяется большое количество тепла, которое дает высокую температуру продукта. Раскаленный продукт прогревает и зажигает соседний слой смеси порошка, в котором, в свою очередь, проходит реакция синтеза карбида титана с выделением большого количества тепла. Этот разогретый слой зажигает следующий слой и т.д. Теперь уже раскаленная спираль не нужна. По исходной смеси порошков начинает распространяться реакция синтеза карбида титана в виде ярко светящейся волны горения. За волной (фронтом) горения остается раскаленный продукт TiC , который постепенно остывает. После остывания

мы получаем спеченную массу карбида титана. Схема процесса представлена на рисунке 3 [46–49].

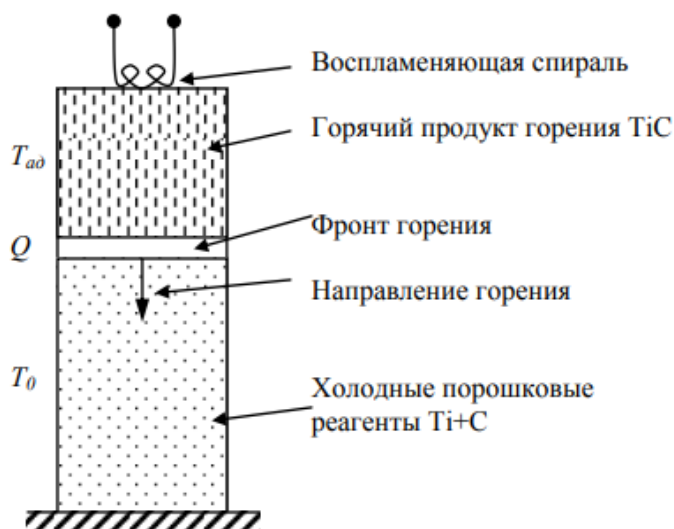


Рисунок 3 – Схема процесса СВС карбида титана [46]

В зависимости от состава исходной смеси могут реализовываться различные реакции СВС с большей или меньшей температурой синтеза и образовываться различные интерметаллиды. Как видно из приведенных ниже реакций для системы Ni–Al (формула 1.2). Стоит отметить, что в этих реакциях СВС алюминий играет роль окислителя [46–49]. Соблюдение требуемого стехиометрического компонентного состава системы позволяет добиться требуемого тепловыделения и температуры синтеза.



Высокоэнергетические составы на основе СВС смесей, а в частности система Ni–Al, полезны не только как объекты фундаментальных исследований, но также как модель высокоплотных реакционных материалов различного направления [50]. В зависимости от состава, плотности и других физико-химических свойств могут создавать различные эффекты от повышения температуры и образования вторичных очагов возгорания до увеличения фугасного действия поражающих элементов.

1.3 Изготовление образцов из порошковых материалов

Реакционные материалы представляют собой смеси металлических и неметаллических порошков, которым необходимо придать требуемую форму и размеры. В порошковой металлургии – это технологическая стадия называется формованием. Целью формования является создания плотного компактного материала заданной формы, который будет способен выдерживать внешние нагрузки. Существуют различные технологии, позволяющие формовать реакционные материалы практически с монолитной структурой [32,51]: радиальная ковка [1,52], холодное и горячее изостатическое прессование [6,53], кручение под высоким давлением [54] магнетронное [55] и холодное распыление [56,57], холодная прокатка [58,59], совместное соединение прокаткой [60,61] и взрывное компактирование [62,63]. К недостаткам технологии распыления следует отнести низкую скорость и высокую стоимость. Технологии обработки высоким давлением требует крупногабаритного оборудования и заключаются в многостадийном пластическом деформировании двух материалов с разной пластичностью, что в итоге может привести к растрескиванию материала и частичному химическому взаимодействию между исходными компонентами. Методы для формования изделий из различных порошков представлены на рисунке 4.



Рисунок 4 – Методы формования порошков [64]

Прессование представляет собой формование порошка в пресс-форме под воздействием давления. Прочность прессовок определяется как механическим, так поверхностным зацеплением и переплетением поверхностных выступов и неровностей частиц порошка, так и действием межатомных сил сцепления, степень проявления которых возрастает с увеличением контактной площади. Прочность компактных литых металлов данного состава растет с увеличением твердости. Для порошковых прессовок наблюдается противоположная зависимость. Следовательно, использование более пластичных материалов повысит прочность изделия [64]

Подчас спрессованные детали из порошков алюминия обладают равной и даже большей прочностью, чем детали из сплавов железа, благодаря высокой относительной плотности (r_d) (90...95 % и 79...86 % от теоретической (r_t), соответственно). При одной и той же относительной плотности изделия из алюминиевого порошка достигаются в разы меньшим усилием прессования, чем из стального (193 МПа по сравнению с 483 МПа). Сырые (не спеченные) алюминиевые изделия могут выдерживать большие нагрузки при транспортировке после прессования, чем чугуны. Это позволяет изготавливать из алюминиевого порошка более сложные детали, чем из железного. Спекание алюминиевых деталей по сравнению с железными требует меньших затрат времени и энергии [22,65,66].

Производство деталей из различных порошков обладает общеизвестными достоинствами методов классической порошковой металлургии – высоким коэффициентом использования материала, низкими капитальными вложениями и, кроме того, специфическими преимуществами, позволяющими существенно повысить служебные характеристики традиционных сплавов, создать материалы и изделия с уникальными заранее заданными свойствами [22,65,66].

Формование или прессование реакционной порошковой смеси во многих СВС-процессах является необходимым технологическим этапом. Сущность процесса прессования порошка заключается в уменьшении его

начального объема обжатием, тогда как при деформировании компактного материала его объем остается постоянным. Объем порошкового тела при прессовании изменяется в результате заполнения пустот между частицами за счет их смещения и пластической деформации [64].

Для разработки оптимального способа консолидации реакционных материалов были рассмотрены различные методы формования порошков.

1.3.1 Динамическое формование

Динамическим называют формование металлического порошка или порошковой формовки в интервале времени, не превышающем одной секунды. Оно возникло как метод получения крупногабаритных прессовок из порошков малопластичных материалов и композиций, брикетов высокой плотности, а также как результат обоснованного стремления отказаться от использования прессов и установок большой мощности. На рисунке 5 представлены схемы динамического формования при помощи ВВ [67].

В качестве энергоносителя при импульсном формовании порошков возможно использование электрогидравлического заряда батареи высоковольтных конденсаторов через зазор в воде между двумя электродами, энергии импульсного магнитного поля, сжатых и горячих газов и жидкостей, а также (ВВ), применение которых открывает новые возможности в порошковом материаловедении. Взрывное прессование порошков пластичных материалов обеспечивает получение относительной плотности более 0,92...0,95 с интенсивной пластической деформацией частиц и образованием прочных связей между ними [64].

Данный метод формования имеет недостатки. Одним из самых главных является то, что при ударном нагружении в нем может произойти реакция синтеза. Синтез может быть частичным или полным, что снизит конечное энерговыделение системы [50,62].

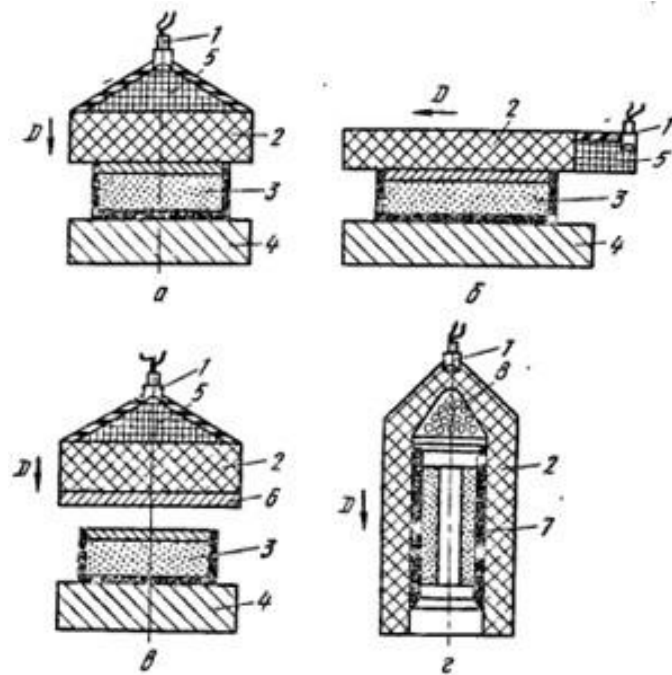


Рисунок 5 – Типовые схемы прессования порошков ВВ: а – нормальной плоской волной, б – тангенциальной волной, в – метание пластины-ударника, г – кольцевой скользящей волной: 1 – электродетонатор, 2 – основной заряд ВВ, 3 – контейнер с порошком, 4 – стальное основание, 5 – взрывной генератор плоской волны, 6 – пластина-ударник, 7 – стальная ампула с порошком и центральным стержнем, 8 – пористый конус [64]

1.3.2 Изостатическое формование

Сущность изостатического формования заключается в уплотнении металлического порошка в эластичной или деформируемой оболочке в условиях всестороннего сжатия (рисунок 6). В результате получают крупногабаритные прессовки с большим отношением длины к диаметру, и равномерной во всех направлениях плотностью. Если сжимающее усилие создается жидкостью, прессование называют гидростатическим, а если газом – газостатическим. По сравнению с обычным прессованием в данном случае трение частиц порошка о стенки оболочки невелико [22,32,65,66].

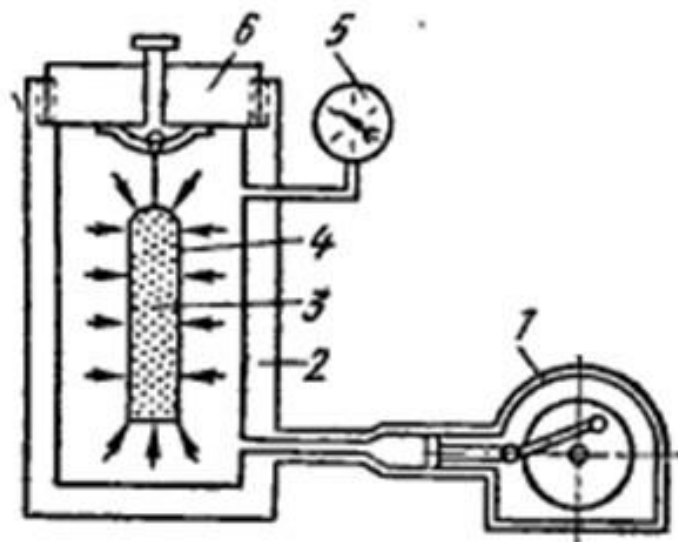


Рисунок 6 – Гидростат: 1 – насос высокого давления; 2 – камера прессования;
 3 – порошок; 4 – эластичная оболочка; 5 – манометр;
 6 – крышка гидростата [64]

Данный метод формирования порошков позволяет добиться равномерной плотности по всему порошковому изделию. Он не приводит к инициированию реакционного материала. При помощи изостатического формирования можно получать крупногабаритные изделия сложной формы.

1.3.3 Холодное прессование

Холодным прессованием (рисунок 7) получают заготовки простой формы с отношением высоты к диаметру меньше единицы и заготовки типа втулок с отношением наружного диаметра к толщине стенки меньше трех. Давление прессования зависит от требуемой плотности, формы прессуемой заготовки, вида прессуемого порошка и других факторов. При одностороннем прессовании уплотнение достигается за счет перемещения только верхнего пуансона (рисунок 7а). Нижний пуансон при этом выполняет функции дна формы, и его приводят в движение лишь для выталкивания таблетки после прессования. Двустороннее прессование применяют для формообразования заготовок сложной формы (рисунок 7б).

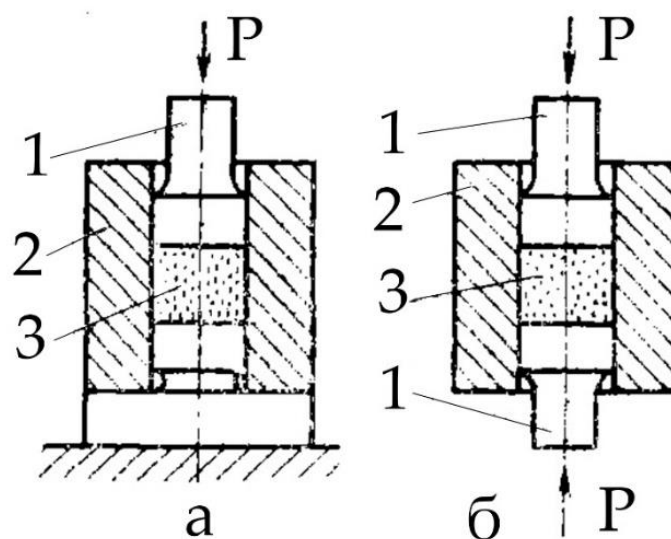


Рисунок 7 – Схемы холодного прессования: а) одностороннее, б) двустороннее 1 – пуансон, 2 – пресс-форма, 3 – порошок

Под влиянием давления частицы порошка перераспределяются, образуя плотную упаковку, упруго деформируются, и в конечный момент происходит уплотнение частиц за счет пластической деформации или их хрупкого разрушения. В процессе одностороннего прессования между порошком и стенками матрицы возникают силы трения, которые приводят к снижению давления по высоте прессованного изделия. Наибольшая величина давления наблюдается непосредственно под прессующим торцом пуансона, которая затем снижается по мере удаления от торца пуансона к торцевой поверхности поддона. В результате сформованные изделия имеют разную плотность по высоте: максимальную под торцевой поверхностью пуансона и минимальную у торца поддона.

Помимо методов порошковой металлургии возможно использование и комбинирование других методов создания и упрочнения реакционных материалов. К ним можно отнести способы создания композиционных материалов (КМ), такие как намотка, армирование дискретными или непрерывными волокнами [68].

1.4 Упрочнение реакционных материалов

Существующие реакционные материалы не позволяют ни одним из вышеперечисленных методов формования достичь высоких прочностных свойств [69]. В связи с этим к ним применяются методы повышения прочностных характеристик металлических [1], полимерных [70], цементных [71] и порошковых матриц, заключающиеся в армировании дискретными [72,73], непрерывными волокнами [74], сотовыми конструкциями [69,75], а также термической обработки [46,76].

При создании композитов с металлической матрицей в качестве армирующих элементов применяются неметаллические, металлические проволоки из высокоуглеродистых и низколегированных сталей, нержавеющей, мартенситно-старееющих сталей, вольфрама, молибдена, титана, ниобия, других металлов и сплавов. [77,78]. С помощью текстильных методов проволока малых диаметров может быть переработана в сетки, для упрочнения композиционных материалов [79,80].

Высоким уровнем механических свойств обладает стальная проволока. Чаще всего используется проволока диаметром – 20–1500 мкм. Наиболее экономична проволока из углеродистых сталей. При температуре эксплуатации композитов в диапазоне 77–623 К эффективно применение высокопрочной проволоки из нержавеющей сталей. Благодаря относительно высокой теплостойкости и наличию пассивного слоя она слабо взаимодействуют с матричными материалами [79].

При производстве композиционных материалов металлическая проволока используется в виде отдельных волокон или сеток. Тканые сетки можно изготавливать только из высокопластичных материалов, обладающих, как правило, низкими прочностными свойствами. Другой их недостаток заключается в образовании пережимов в местах контакта проволоки основы и проволоки утка.

Недостатков, присущих тканым металлическим сеткам, лишены вязаные сетки трикотажного плетения. Различают сетки типа «кулирная

гладь», «ластик», «фанг», «полуфанг». Для изготовления сеток трикотажного плетения пригодны высокопрочные проволоки с малыми значениями относительного удлинения (2–3 %) диаметром 20–200 мкм. Объемная структура сеток обеспечивает малый уровень контактных напряжений, в результате чего разрушение сеток происходит не в местах контакта проволочек, а по их длине. Механические свойства некоторых типов металлических и неметаллических волокон приведены в таблице 1 [68,79,81].

Таблица 1 – Свойства армирующих элементов

Вид волокна	Плотность ρ , г/см ³	Диаметр, мкм	Модуль упругости	Прочность на базе 10 мм	Относитель ное удлинение, %
Стеклянные	2,5–4,3	1,0–60,0	74–110	1,70–6,00	3,2–5,4
Углеродные	1,5–1,9	1,7–9,9	150–600	1,43–5,59	0,4–2,1
Борные	2,5–2,7	99–203	370–430	2,52–3,80	0,6–1,0
Вольфрамовое	19,3	50–300	410	3,80	1,0
Стальные	7,8	>160	160–245	0,4–1,4	15

Выбор армирующих элементов основывается на следующих параметрах. Они должны иметь высокую прочность, плотность и в некоторых случаях способность к химическому взаимодействию с матрицей из реакционного материала для повышения энерговыделения. Высокая плотность армирующих элементов позволит регулировать массу и плотность конечного материала.

Борные волокна имеют высокую удельную прочность, а также могут вступать в химическую реакцию с матрицей, но имеют низкую плотность. Проволока из вольфрама также имеет высокие прочностные характеристики, но в меньшей степени способно к химическому взаимодействию с матрицей, но имеет высокую плотность.

Спекание является одним из способов повышения прочностных характеристик реакционных материалов с помощью термической обработки.

Спекание заключается в нагреве до определенной температуры и выдержке. В зависимости от агрегатного состояния порошков различают два вида спекания: в твердом состоянии, когда температура процесса недостаточна для расплавления ни одного из компонентов, и спекание с участием жидкой фазы, когда происходит частичное расплавление одного из компонентов или образовавшейся при спекании эвтектики. Применение жидкофазного спекания неприменимо для реакционных материалов, так как расплавление одного из компонентов приведет к их экзотермической реакции.

При твердофазном спекании протекают следующие основные процессы: поверхностная и объемная диффузия атомов, усадка, рекристаллизация, перенос атомов через газовую среду. Развитие связей между частицами – это диффузионный процесс, и он начинается сразу при нагреве порошкового тела. В результате возникают «шейки», соединяющие частицы. Рост шеек сопровождается расширением и упрочнением межчастичных контактов. По мере дальнейшего роста «шеек» происходит закрытие поровых каналов. Появляются изолированные поры. Суммарный объем пор уменьшается и происходит уплотнение (усадка) порошкового тела. Сфероидизация пор также является следствием роста «шеек». При достаточно высокой температуре и длительной выдержке можно получить идеальные сферические поры. К этому часто стремятся, поскольку сфероидизация пор повышает механические свойства пористого тела. В процессе спекания реакционных материалов необходимо не только добиться высоких прочностных характеристик, но и сохранить их реакционную способность.

1.5 Слоистые композиционные материалы

Слоистые композиционные материалы (СКМ) представляют собой класс материалов с неоднородной сплошной структурой, состоящей из двух или более компонентов: армирующих элементов, которые обеспечивают необходимые механические характеристики материала, и матрицы,

обеспечивающей их совместную работу [82,83]. Эффективность материала зависит от правильного выбора исходных компонентов и методов их совмещения [84,85].

Среди армирующих компонентов особое место занимают продукты синтеза реакционных материалов – интерметаллиды, керамические фазы и другие соединения [11–13,86]. Среди реакционных материалов перспективным является система Ni–Al, так как получаемые интерметаллиды обладают высокой термической стабильностью, низкой плотностью, устойчивостью к окислению при высоких температурах, твердостью и электропроводностью [12,87]. Благодаря этим уникальным свойствам система Ni–Al широко применяется для создания металло-интерметаллидных слоистых композитов (МИСКМ) [26,50,88,89].

МИСКМ представляют собой чередующиеся интерметаллидные и металлические слои с резко различающимися физико-механическими свойствами. Интерметаллидный слой обладает высокой твердостью, жаропрочностью, коррозионной стойкостью, но при этом имеет низкую пластичность, ударную вязкость и трещиностойкость [90]. Интерметаллидный слой совмещают с металлической матрицей, которая перераспределяет нагрузку и отвечает за конструкционную прочность материала [88,91]. Сочетание высокой твердости и пластичности в одном материале делает МИСКМ привлекательными для применения в авиакосмической технике, бронезащитных технологиях и многих других областях промышленности [92,93]. Однако существенно различающиеся физико-механические свойства металлической и интерметаллидной частей затрудняют их совмещение.

Для преодоления этих затруднений разработан ряд технологий, позволяющих создавать прочное соединение продуктов синтеза реакционных материалов (интерметаллидов, керамики) с металлической матрицей. К ним относятся: реакционное спекание на воздухе или в вакууме [94,95], свободное СВС сжатие [96], СВС [97], горячая прокатка в сочетании с

термической обработкой [98], а также сварка взрывом (СВ) с последующей термической обработкой [99,100].

Основными параметрами позволяющими получать соединения между интерметаллидом и металлом являются не только высокие температуры, но и давления. Перспективными методами, позволяющими создать необходимые условия с минимальным энергозатратами, являются СВ и СВС [101].

Особенность реакционных материалов заключается в том, что соединение интерметаллида с металлом можно получать как непосредственно в процессе взрывного воздействия, так и при последующей термической обработке [101]. В работе [101] получен слой кермета в стали, но соединение на контактной границе кермет-сталь не регулярное, что связано с выделением газовой фазы в процессе синтеза. При термической обработке реакционных материалов в них реализуется СВС в режиме теплового взрыва [102], так как нагреваются все частицы до температуры воспламенения с высокой скоростью, и вступают в реакцию одновременно.

1.6 Ударно-волновое нагружение реакционных материалов

Наиболее интересное направление взрывной обработки, которое, к сожалению, еще не достигло уровня технологии – это ударно-волновое нагружение (УВН) смесей, способных к химическим и фазовым превращениям. В 1956 г. в Советском Союзе была опубликована статья Ю.Н. Рябикина, посвященная описанию опытов, в которых порошкообразные материалы помещались в стальные цилиндрические контейнеры, окружались взрывчатым веществом и при его детонации подвергались обжатию взрывной волной [103]. Исследования показали, что после взрывного воздействия происходят разнообразные физико-химические превращения материалов. Так началось развитие нового научного направления – химии ударных волн, где слово «химия» подчеркивает цель экспериментов – сохранение, исследование и применение вещества, которое подверглось действию огромных, но кратковременных давлений [104].

Сварка взрывом – это твердофазный метод соединения металлов, при котором сварное соединение образуется за счет высокоскоростного косоугольного соударения при детонации взрывчатого вещества. Этот метод позволяет получать многослойные соединения из разнородных металлов и сплавов в широком диапазоне толщин и площадей (размеров) [105]. Использование сварки взрывом позволяет получать слоистые композиты не только из литых материалов, но также из реакционных материалов, помещенных в металлическую матрицу [26,62,101]. При ударно-волновом нагружении реакция синтеза в реакционных порошках протекает в условиях сильных сдвиговых деформаций, что влечёт за собой возникновение кристаллических дефектов и ускорение химико-физических превращений [26], благодаря которым образуются уникальные структуры, метастабильные фазы и новые соединения или сплавы, которые иначе получить невозможно [27].

Синтез материалов под воздействием интенсивного ударно-волнового нагружения привлекает возрастающее внимание исследователей. Большое количество работ посвящено трансформации кристаллической решетки в веществе с целью получения сверхтвёрдых фаз высокого давления, таких как детонационный алмаз, кубический нитрид кремния и карбонитрид бора. Другим направлением в ударно-волновой обработке материалов, сопровождающимся не только структурными изменениями, но и химическими превращениями, является взрывное инициирование химических реакций синтеза в СВС-смесях. Процессам происходящим в материале при ударно-волновом нагружении большое количество работ, но до сих пор не установлено какие механизмы влияют на протекание реакций синтеза [5,7,8,26,43,60,106–111].

В ходе ударного сжатия в реакционных материалах могут протекать экзотермические реакции со значительным энерговыделением, что, в свою очередь, может привести к самоподдерживающемуся распространению химической реакции. Если скорость реакции будет достаточно высокой, то

могут быть созданы условия для осуществления твердофазной, или безгазовой детонации [104].

Детонация представляет собой самоподдерживающийся процесс энерговыделения, распространяющийся в реакционноспособной среде с постоянной скоростью, превышающей скорость звука в исходном веществе [112]. При детонации конденсированных взрывчатых систем образуются газообразные конечные продукты, а самоподдерживающийся режим детонации возможен благодаря газообразным расширяющимся продуктам. Исследования твердофазной (безгазовой) детонации ведутся с середины XX века [113,114], однако стационарный режим в подобных системах длительное время получить не удавалось. Развитие представлений в этой области связано как с успехами в изучении быстрых экзотермических реакций в невзрывчатых смесях (характерные времена – микросекунды), так и с работами по самораспространяющемуся высокотемпературному синтезу (СВС) [115].

Значительная активизация поисков условий для распространения твердофазной детонации началась после публикации в 2004 г. первых результатов по стационарному детонационноподобному процессу в смеси Al–ПТФЭ [116,117].

При импульсном и статическом сжатиях поведение материала существенно различается: при ударно-волновом нагружении время является величиной, существенно определяющей реакцию материала [118]. Плотность, получаемая при динамическом нагружении, достигает почти 100 % плотности твердого тела, хотя по сравнению со статическим нагружением получить равномерное распределение плотности по сечению прессовки значительно труднее. Неравномерное распределение плотности по сечению образца вызывает при дальнейшем спекании нежелательные нарушения гомогенности, являющиеся причиной возникновения трещин. При формировании порошков методом сварки взрывом возможно получение беспористого материала. Также данный метод приводит к значительному

искажению кристаллической решетки, активированию поверхности частиц и их дроблению, что в дальнейшем положительно сказывается на процессе спекания материала [119].

При импульсном нагружении образуются ударные волны (УВ) – это узкие волны сжатого вещества, распространяющиеся со сверхзвуковой скоростью, которые возникают при детонации ВВ, столкновении быстролетящего тела с преградой и др. [118].

При этом ввиду малой длительности процесса порядка 10^{-6} с и тепловой инерции образца его нагрев, обусловленный сжатием и внутренним трением, как правило, не является фактором, определяющим поведение вещества в этих условиях. Главным фактором является действие УВ, вызывающее механохимическое активирование смеси, высокоскоростное дробление и перемешивание частиц, что создает благоприятные условия для инициирования и протекания сверхбыстрых химических реакций. Однако за короткие времена, характерные для взрывного и ударно-волнового нагружения, не все процессы успевают развиться и вещество реагирует на нагрузку совсем иначе, чем при медленных нагрузках. Следует добавить, что сами УВ-нагрузки непостоянны: волна сжатия сменяется волной разрежения, а в ряде случаев имеет место взаимодействие первичных УВ с отраженными, поэтому в один и тот же момент времени вещество в разных точках находится в различных состояниях [118,120].

Поскольку синтез материала и формирование его структуры происходят стадийно, ударно-волновое нагружение может избирательно влиять на различные стадии процесса. Это позволяет при одном и том же исходном составе получать конечные материалы с различными структурами, а, следовательно, и энергиями образования [121].

Как правило, при детонации конденсированных взрывчатых систем образуются газообразные конечные продукты, а процесс детонации удовлетворительно описывается гидродинамической теорией [122]. При этом самоподдерживающийся режим детонации возможен благодаря

газообразным расширяющимся продуктам, которые играют роль поршня, обеспечивающего постоянное сжатие и нагрев исходного вещества с возобновлением химической реакции. Из теоретических соображений в гетерогенных пиротехнических составах типа термита такой режим несмотря на то, что продукты химической реакции находятся в твердой фазе, возможен за счет теплового расширения продуктов при высокой температуре. На основе выше сказанного можно сделать вывод, что добавка продуктов, которые будут выделять газифицирующие продукты способствуют увеличению скорости горения [104].

При СВС наблюдается явление твердопламенного горения, когда исходные, промежуточные и конечные вещества находятся в твердом состоянии, и привычный газовый факел отсутствует. Фронт СВС распространяется в виде волны дефлаграции со скоростями нескольких десятков сантиметров в секунду [123]. Исследования, проводимые в области СВС и ударно-инициируемых реакций, предопределили круг систем и материалов, в которых возможна реализация твердофазной детонации.

Процессы, происходящие при сжатии твердого тела, как известно, начинаются с уплотнения вещества на макроскопическом уровне: выдавливания воздуха из пор, ликвидации трещин, уничтожения пустот и дислокаций. Затем происходит процесс уплотнения за счет сокращения межатомных расстояний, сначала в рамках исходной структуры - изоморфное сжатие. По мере уменьшения расстояний, структура вещества будет все больше удаляться от области термодинамической стабильности. Наконец, наступает момент, когда данному веществу с исходной структурой будет уже невыгодно находиться в новых термодинамических условиях, и структура вещества скачком перестраивается, т.е. наступает фазовый переход 1-го рода. Если процесс сжатия продолжается, то на каком-то следующем уровне давлений может произойти новый фазовый переход и т.д. В условиях статического сжатия, когда нагружение и спад нагрузки происходят сравнительно медленно, зафиксировать эти состояния не удастся [104].

Резкое снижение динамического давления и температуры позволяет «закалить» и сохранить сжатое состояние вещества, что было впервые обнаружено в работах [124,125]. Этот тип изменения структуры был назван изоморфным переходом. Величина изоморфного сжатия растет вместе с рыхлостью структуры. Интересно, что обнаруженные изоморфные переходы предшествуют обычным фазовым переходам, т.е. являются как бы предварительной подготовкой к геометрической перестройке структуры кристаллов. Во всяком случае, пока ни разу не удалось зафиксировать в сохраненном веществе изменения параметров ячеек в тех диапазонах давлений, где не проявляются полиморфные превращения исследуемых веществ [104].

По-видимому, при ударном сжатии следует рассматривать отдельно два типа превращений [124] – переходы, в которых возможен когерентный сдвиг всех атомов решетки на короткие расстояния (так называемые мартенситные переходы), и превращения, которые требуют предварительной ломки исходной структуры. Поскольку изменения длин связей при обычных масштабах изменений координационных чисел укладываются в пределы амплитуд колебаний, мартенситный переход легко можно объяснить колебательным механизмом, т.е. он должен происходить со скоростью звука. Для второго типа переходов необходимо наличие в качестве промежуточного состояния аморфизованной фазы. В этом состоянии атомы, вероятно, чрезвычайно подвижны, так как они не связаны со своими соседями и подобны свободным радикалам. Термодинамически такое состояние соответствует уничтожению потенциального барьера между двумя модификациями. В результате аморфизации возникает возможность образования фазы пониженной плотности. Кроме того, в аморфном (стеклообразном) исходном материале должен легче происходить фазовый переход. Очевидно, что фазовые переходы и активное промежуточное состояние в них играют важную роль для протекания химических процессов. На данный момент исследования процессов синтеза и разложения

химических соединений ведутся в двух направлениях - получение конкретных веществ и выяснение механизма и особенностей протекания химических реакций в условиях ударного сжатия.

Важнейшей задачей является определение временного интервала протекания реакции – установление возможности её завершения в условиях высокого давления за 10^{-6} - 10^{-5} с. Прямых доказательств того, что соединения, образовавшиеся при ударном сжатии и сохраненные для дальнейших экспериментов, были получены именно в зоне высокого давления, пока нет; судить об этом можно лишь на основании косвенных признаков. Сложность заключается в специфике химического взаимодействия при ударном сжатии. Под действием ударной волны происходит дробление кристаллических зерен, генерация структурных дефектов (вакансий, дислокаций, атомов с измененными степенями окисления), а также внедрение, деформация и сжатие частиц компонентов смеси. Из-за разницы механических свойств реагентов даже при одинаковом давлении в смеси мелких частиц степень сжатия и, следовательно, нагрев компонентов будут различаться. Было показано [126], что разница температур «горячих» и «холодных» точек в ударно-обжатой смеси может достигать сотен градусов, что создает крайне неравновесные условия для протекания реакций и существенно затрудняет оценку их кинетики.

Ударно-инициируемые экзотермические реакции в реакционных материалах порошковых смесях металл-металл, металл-неметалл и др. протекают за времена, которые на шесть-восемь порядков меньше, чем требуемые для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза или даже механического сплавления в шаровой мельнице (активатор), но сравнимы с детонацией взрывчатых веществ. Различные аспекты ударно-инициируемого синтеза, которые являются критически важными и аналогичными вышеупомянутым процессам, включают:

1. Интенсивное пластическое течение и механическое перемешивание, подобное процессу измельчения в шаровой мельнице, но происходящее за микросекунды благодаря высокой кинетической энергии ударной волны.

2. Повышение реакционной способности за счет создания дефектов кристаллической структуры при ударном нагружении, что инициирует твердофазные самоподдерживающиеся химические реакции типа СВС при температурах и временах, меньших, чем при традиционной СВС-обработке при атмосферном давлении.

3. Создание тепловой среды, обеспечивающей очень быстрое повышение локальной и объемной температуры за счет вязкого нагрева, что аналогично процессам, происходящим при детонации взрывчатых веществ [107].

1.7 Постановка цели и задач исследования

Проведенный литературный обзор показал, что реакционные материалы перспективны для применения их как для повышения энергетического эффекта специальных устройств, так и для создания армирующих слоев в слоистых металло-интерметаллидных материалах. Проблема существующих изделий из реакционных материалов заключается в их малой прочности и низкой реакционной способности. Существует большое количество работ по поиску составов с высокой плотностью и реакционной способностью, но пока не удалось получить материал как с высокой реакционной способностью, так и высокой плотностью. Также слабо изучен процесс создания слоистых металло-интерметаллидных материалов на основе реакционных материалов. На основе проведенного литературного обзора были поставлены следующие задачи:

1) Изучить влияние термической обработки на прочность и реакционную способность в системе Ni–Al;

2) Изучить влияние армирующих элементов и термической обработки на прочность и параметр горения в системе Ni–Al;

- 3) Изучить влияние добавки $(C_2F_4)_n$ на прочность, параметры горения и ударно-волновую инициируемость системы $(100-x)(Ni-Al)-x(C_2F_4)_n$;
- 4) Изучить влияние добавки $(C_2F_4)_n$ и армирующих элементов на прочность системы $(100-x)(Ni-Al)-x(C_2F_4)_n$;
- 5) Разработать реакционный материал на основе высокоплотной системы $W-(C_2F_4)_n-Al$ и исследовать параметры воспламенения, горения и ударно-волновой инициируемости.
- 6) Изучить влияние армирующих элементов на прочность и параметр горения в системе $W-(C_2F_4)_n-Al$
- 7) Изучить влияние дисперсности высокоплотного компонента (W) на прочность, воспламенение, горение и ударно-волновую инициируемость в системе $W-(C_2F_4)_n-Al$
- 8) Изучить влияние механической активации на параметры воспламенения, горения и ударно-волновой инициируемости в системе $W-(C_2F_4)_n-Al$
- 9) Разработать методы получения слоистых металло-интерметаллидных слоистых материалов на основе системы Ni-Al включающие сварку взрывом и термическую обработку.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Термодинамические расчеты

Комплекс программ "ИСМАН-THERMO" разработан для осуществления расчетов термодинамического равновесия в сложных многоэлементных гетерофазных системах и предназначен для использования в задачах анализа возможного состава неорганических продуктов синтеза (конденсированных и газообразных) и адиабатической температуры горения (T_{ad}) системы. Он включает в себя банк данных термодинамической информации, программу расчета коэффициентов термодинамических функций для новых соединений и включения их в банк и программу для расчета характеристик равновесия [44,127].

Расчет характеристик равновесия осуществляется на основе минимизации термодинамического потенциала системы, выражение для которого учитывает вклады термодинамических потенциалов всех соединений, содержащихся в системе, с учетом их концентраций. Алгоритм минимизации термодинамического потенциала основан на методе градиентного спуска [127].

2.2 Исходные компоненты

Для исследования параметров горения и ударно-волнового инициирования порошковых смесей использовались следующие компоненты представленные в таблице 2. На рисунке 8 представлено весовое распределение используемых порошков. Также использовались армирующие элементы, параметры которых приведены в таблице 3.

Таблица 2 – Параметры применяемых порошков

Порошок	Марка порошка	ГОСТ, ТУ	Содержание основного вещества не менее, мас. %	Размер частиц, мкм
Ni	ПНК-УТ-3	ГОСТ 9722-97	99,5	3-30
μ W	ПВ-2	ТУ 14-22-143-2000	99,9	6-15
nW	–	ТУ 1791-003-362-80340-2008	99,9	0,2-0,5
Al	АСД-1	ТУ 1791-99-019-98	99,7	15-30
$(C_2F_4)_n$ / ПТФЭ	Флуралит	ТУ 2213-001-56363281-2012	99,0	3-30

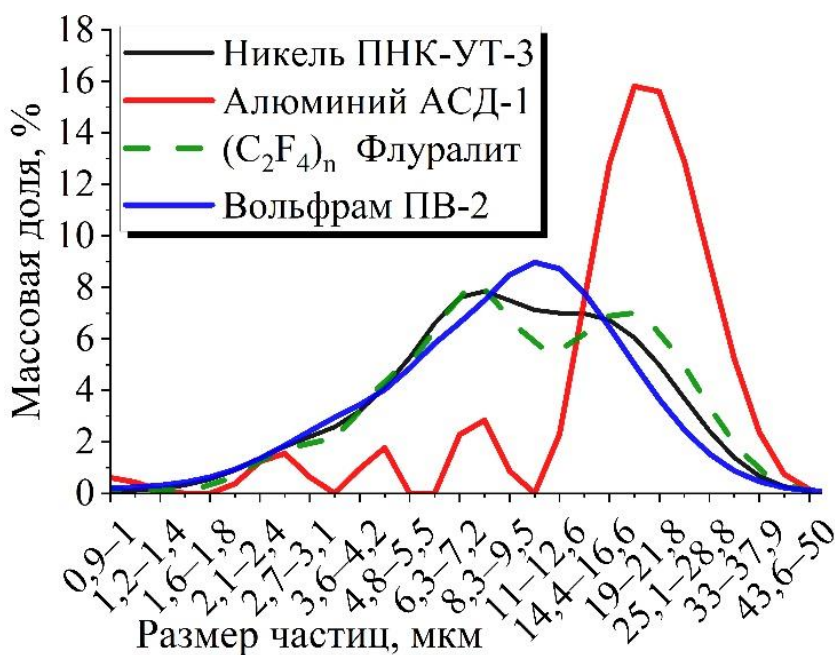


Рисунок 8 – Распределение частиц по размерам

Таблица 3 – Параметры применяемых армирующих элементов

Волокно	Плотность, г/см ³	Модуль упругости	Прочность на базе 10 мм	Диаметр волокна, мкм
		ГПа		
Бора	2,7	363–420	2,52–3,80	140
Вольфрама	19,3	410	3,80	300

2.3 Методика изготовления образцов

Для приготовления исходной порошковой смеси нужно провести следующие предварительные операции: сушка, засыпка и смешивание. Данные операции проводятся по традиционной схеме, применяемой для СВС.

Смешивание производилось в смесителе типа «пьяная бочка» (рисунок 9а) при соотношении массы порошка к стальным шарам 1:5 со скоростью вращения барабана 30 об/мин в течение 3–24 часов. Для смесителя использовался смесительный барабан, в который помещались металлические шарики диаметром 8 мм (рисунок 9б). Смешивание производилось при атмосферном давлении и комнатной температуре. Механическую активацию (МА) проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 (рисунок 10а). Длительность активации составляла 2 минуты, со скоростью вращения барабана 2200 оборотов в минуту. Активация производилась в смесительном барабане объемом 250 мл в гексане (рисунок 10б). Отношение массы порошка к массе шаров 1:20 с диаметром шаров 8 мм [45].

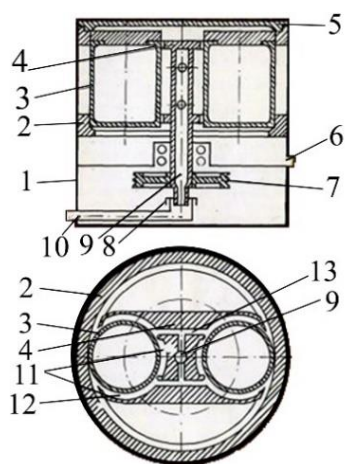


а)



б)

Рисунок 9 – Сухое смешивание: а) смеситель, б) барабан с размольными шарами



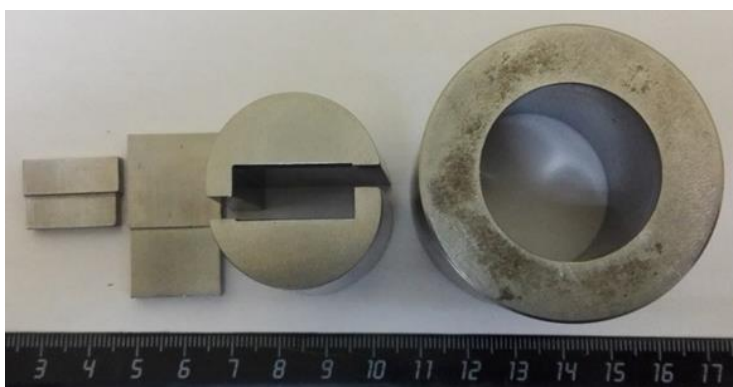
а)



б)

Рисунок 10 – Механическая активация порошков: а) схема планетарной мельницы АГО-2: 1 – корпус; 2 – направляющая; 3 – барабан; 4 – водило; 5 – крышка мельницы; 6 – сливной патрубкок; 7 – шкив; 8 – уплотнительное устройство (манжета); 9, 13 – каналы; 10 – трубопровод; 11 – обойма; 12 – карман, а) активатор; б) барабан для активации

Прессование реакционной порошковой смеси осуществлялось в разборной пресс-форме (рисунок 11а) на ручном гидравлическом прессе ПГР-10 (рисунок 11б).



а)



б)

Рисунок 11 – Оборудование для изготовления образцов: а) пресс-форма, б) ручной гидравлический пресс ПГР-10

Давление прессования контролировалось при помощи установленного манометра, а время выдержки засекалось по часам. После прессования необходимо некоторое время выдержать образец (около 1 минуты) в пресс-форме не снимая нагрузку. Это необходимо для минимизации упругого последействия [64]. После завершения прессования, открывался запорный клапан и откручивался винт пресса, и спрессованные образцы извлекались из пресс-формы. Образцы (рисунок 12) при визуальном осмотре не должны иметь трещин, расслоений и непропрессованных участков.

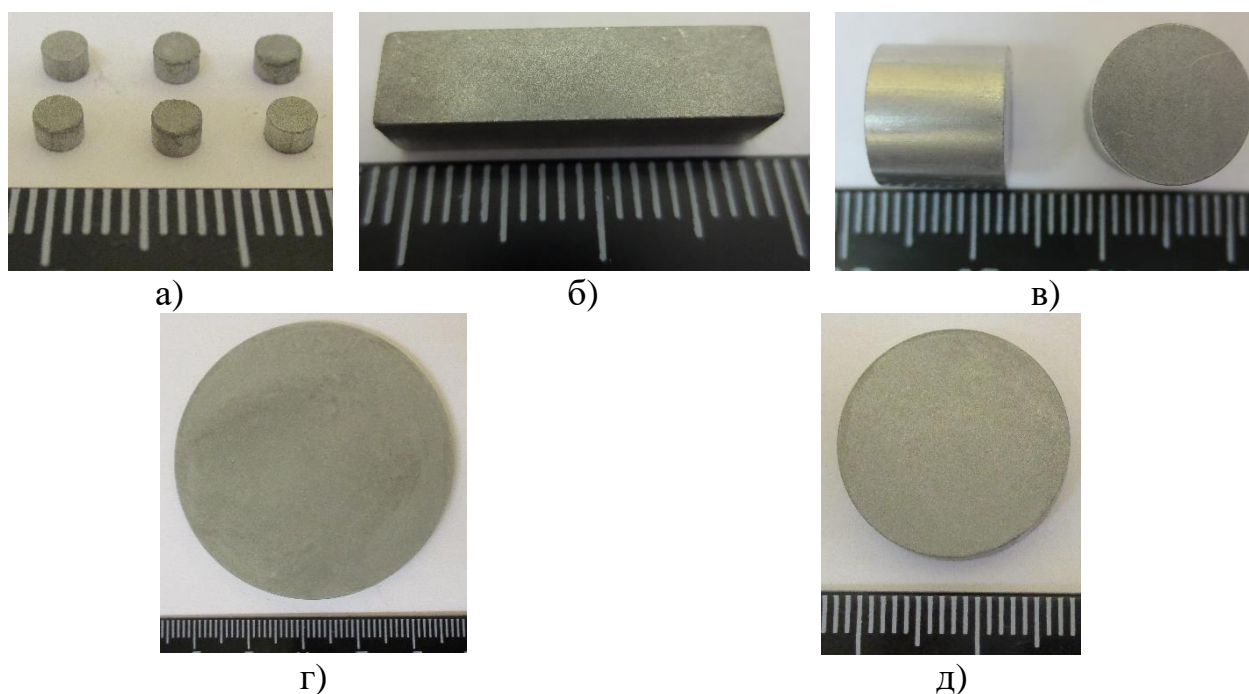


Рисунок 12 – Образцы для исследования: а) температуры воспламенения; б) скорости горения и прочности; в, г) ударно-волновой иницируемости в стальных матрицах, д) режимов термической обработки

Для исследования различных свойств материала изготавливались соответствующие образцы. Для определения температуры воспламенения изготавливались цилиндрические образцы диаметром 3 мм и высотой 1,5–2 мм (рисунок 12а) [128]. Для определения ударно-волновой иницируемости

изготавливались цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 10 мм (рисунок 12в). Для определения температуры инициирования в стальной матрице изготавливались цилиндрические образцы диаметрами 20 и 58 мм при термической обработке в муфельной печи (SNOL) (рисунок 12г, д). Для определения скорости, температуры горения и прочности изготавливались образцы в форме параллелепипедов размерами 20×5×5 мм (рисунок 12б). Проводилось армирование образцов размерами 20×5×5 мм различными непрерывными волокнами. Армирование проводилось следующим образом: порошковая смесь для изготовления образца делилась на 5 равных частей и послойно засыпалась в пресс-форму, а между ее слоями укладывались волокна (рисунок 13). Количество слоев с волокнами оставалось постоянным, варьировалось количество волокон в слое.

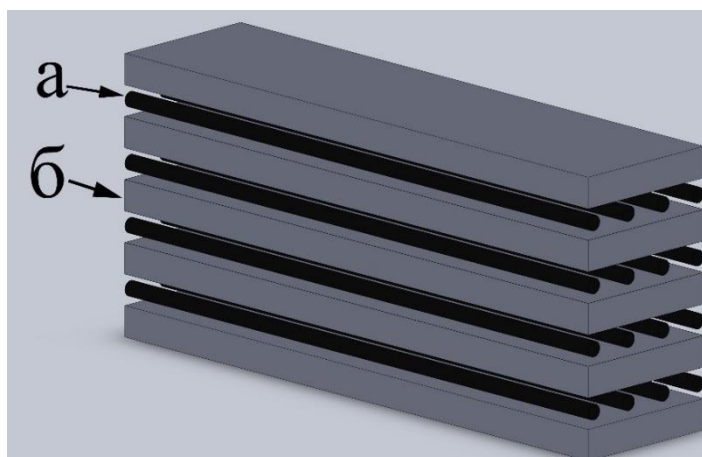


Рисунок 13 – Принципиальная схема армирования: а – волокно, б – порошок

2.4 Методика определения прочности образцов

Исследования прочности образцов проводились на трёхточечный изгиб, так как изделия из порошков в основном испытывают изгибающие и сжимающие нагрузки. Испытания на изгиб наиболее достоверно позволяют определить механическую прочность материала и его способность выдерживать прикладываемые нагрузки. Испытания по определению прочности образцов на трёхточечный изгиб проведены на оборудовании

Instron 1195 (рисунок 14а) по ГОСТ 25282-93. Испытание на изгиб представляет собой пластическую деформацию образцов в форме параллелепипедов квадратного сечения путем изгиба без изменения направления нагружения до достижения их разрушения. Приспособление для испытаний на изгиб изображено на рисунке 14б. Нагружения производились с постоянной скоростью 2 мм/мин. В процессе нагружения фиксировалась максимальная изгибающая нагрузка P в момент разрушения. Расчет прочности на изгиб $\sigma_{\text{изг}}$ производился по формуле 2.1.

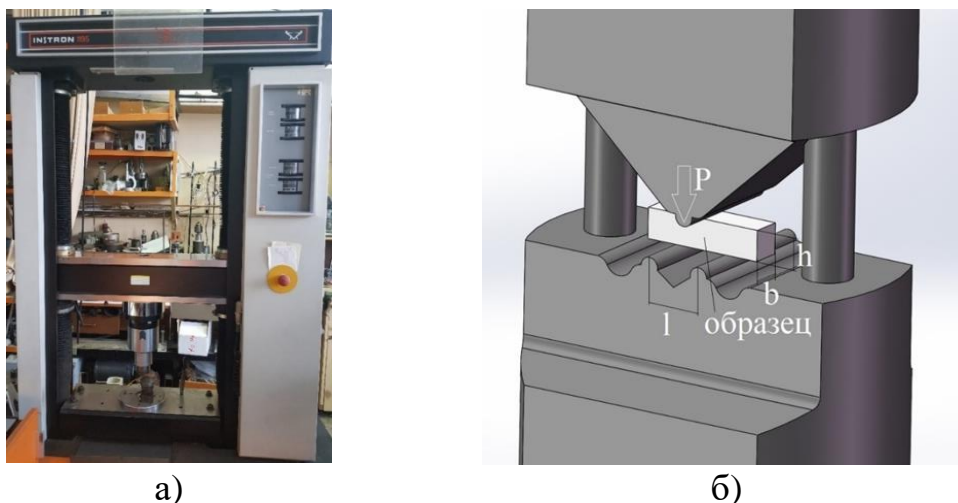


Рисунок 14 – Испытательное оборудование: а) Instron 1195, б) оснастка для испытания образцов на трехточечный изгиб

$$\sigma_{\text{изг}} = \frac{3 \times P \times l}{2 \times h^2 \times b} \quad (2.1)$$

где P – нагрузка, Н; l – длина базы, м; h – высота образца, м; b – ширина образца, м.

2.5 Методики исследования процессов горения и воспламенения

Для определения температуры воспламенения использовались образцы диаметром 3 мм и высотой 1,5–2 мм. Эксперименты проводились в специально разработанном для этих целей реакторе объемом 1 л (рисунок

15а) в среде аргона и воздуха при атмосферном давлении, а также при разряжении 2×10^4 Па. Реактор герметично закрывался крышкой с кварцевым смотровым окном. Нагревателем служила графитовая пластинка шириной 10 мм, толщиной 1 мм и длиной 20-25 мм, через которую пропусклся электрический ток от автотрансформатора. На нагреватель помещался тигель из нитрида бора с плоской термопарой ВР5/ВР20 толщиной 50 мкм. Исследуемый образец укладывался непосредственно на термопару (рисунок 15б), его нагрев осуществлялся конвективным и радиационным потоком тепла от тигля со скоростью 40-90 °С/с. Температура образца записывалась в компьютер через аналогово-цифровой преобразователь (АЦП) QMBox [45]. Данная методика позволяет определять интенсивность экзотермической реакции и фазовые переходы в образце подобно методам дифференциально-сканирующей калориметрии, дифференциально-термический анализ применяемых в работах [129,130–133].

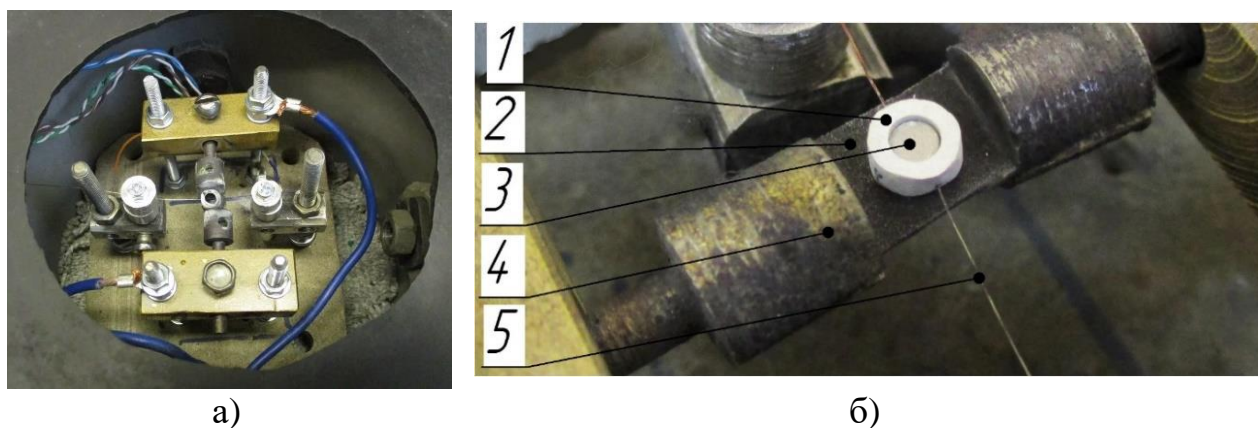


Рисунок 15 – Установка по измерению температуры воспламенения:
а) общий вид реактора, б) основные элементы: 1 – тигель из нитрида бора, 2 – графитовый нагреватель, 3 – образец, 4 – токоподводы, 5 – термопара

Для определения режимов термической обработки в условиях больших теплопотерь использовались цилиндрические образцы диаметром 20 мм и высотой 4 мм (рисунок 12г), которые помещались в стальные сборки.

Для контроля температуры во время нагрева сборки с образцом в них выполнялись отверстия под термопары (рисунок 16).

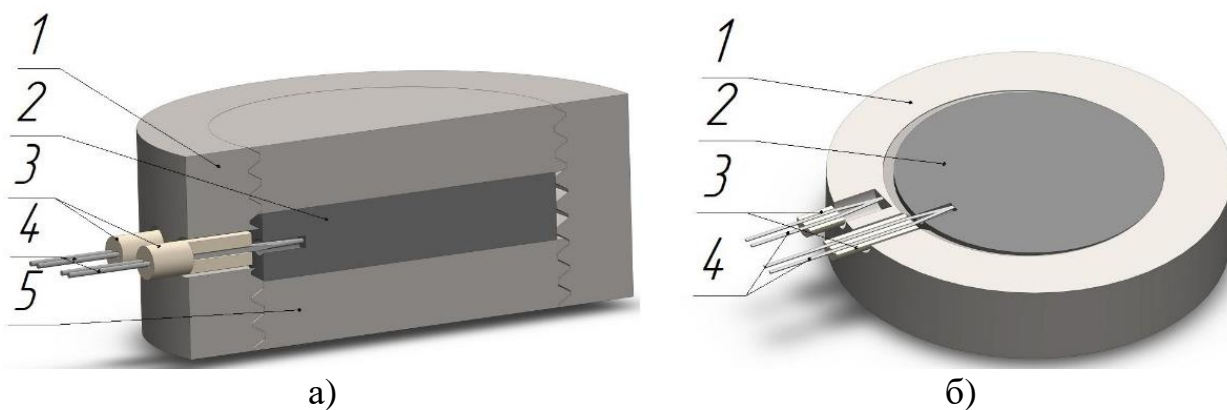


Рисунок 16 – Схематический вид образца в сборке: а) поперечный разрез, б) продольный разрез: 1,5 – металлическая матрица, 2 – образец Ni–Al, 3 – керамические трубки, 4 – термопары

Температура и линейная скорость горения определялась в специально разработанном для этих целей реакторе объемом 20 литров с возможностью создания как инертной атмосферы (Ar), так и разряжения до 2×10^4 Па. Схема реактора и экспериментального стенда представлена на рисунке 17. Для данного эксперимента использовались образцы размерами $5 \times 5 \times 20$ мм, для измерения температуры экзотермической реакции применялись термопарные проволоки ВР5/ВР20 диаметром 100 мкм. В образце предварительно просверливались два глухих отверстия диаметром 0,3-0,5 мм и глубиной 2 мм на расстоянии 4-5 мм и 18-19 мм от ее начала. Образец устанавливался на огнеупорном столике вплотную к графитовому нагревателю, после чего термопары помещались в подготовленные глухие отверстия. Создавалась необходимая атмосфера в реакторе и производилось инициирование экзотермической реакции в образце. В работе измерялось время индукции, которое рассчитывалось от начала разогрева нагревательного элемента до начала инициирования экзотермической реакции. Показания термопар через

АЦП поступали на компьютер, где осуществлялась их обработка. Процесс горения записывался на видеокамеру с частотой 50 кадров в секунду [10,134].

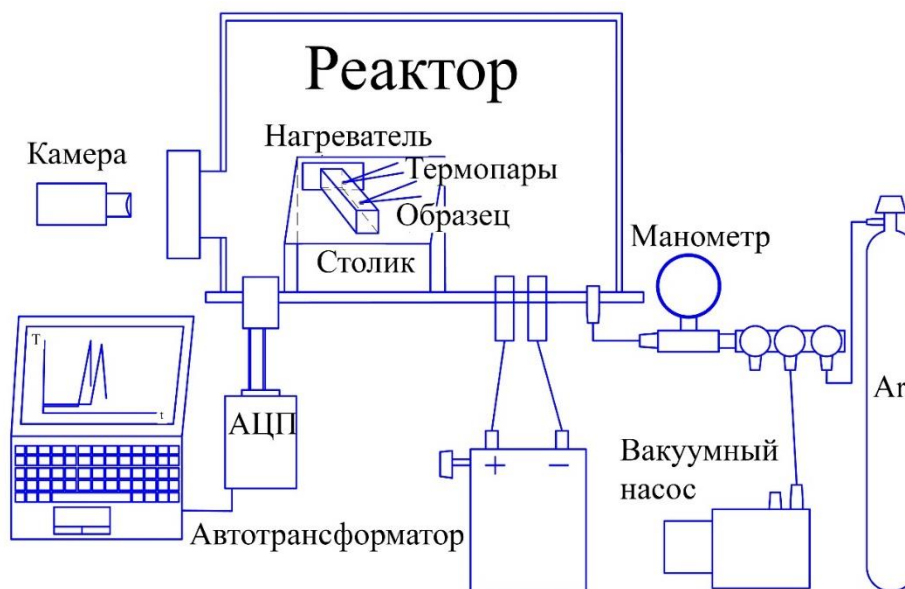


Рисунок 17 – Установка для измерения скорости и температуры горения

2.6 Методика ударно-волнового нагружения реакционных материалов

Ударно-волновое нагружение реакционных материалов проводилось как с целью инициирования, так и для запечатывания и термической обработки их в ампулах сохранения. Для этого применялись две плоских схемы нагружения и одна цилиндрическая [7,26,107,135]. Первая плоская схема нагружения состоит из стальной матрицы размерами $20 \times 100 \times 100$ мм с восемью глухими отверстиями. Диаметр и глубина отверстий составляет 10 мм для размещения в них соответствующих образцов (рисунок 12в). Отверстия в матрице располагались на равноудаленном расстоянии друг от друга и от центра пластины. Над матрицей соосно располагалась метаемая пластина размерами $3 \times 100 \times 100$ мм на которую насыпалось взрывчатое вещество (ВВ). Детонация ВВ осуществлялась по центру пластины, обеспечивая одинаковые условия нагружения всех образцов (рисунок 18а). Вторая плоская схема нагружения состоит из стальной матрицы размерами

20×100×100 мм с одним глухим отверстием диаметром 58 мм и глубиной 4 мм для размещения в нем соответствующего образца (рисунок 12д) [136]. К матрице приваривалась технологическая пластина размерами 3×100×100 мм. Над матрицей соосно располагалась метаемая пластина размерами 3×100×200 мм на которую насыпалось ВВ и детонация осуществлялась с краю (рисунок 18б).

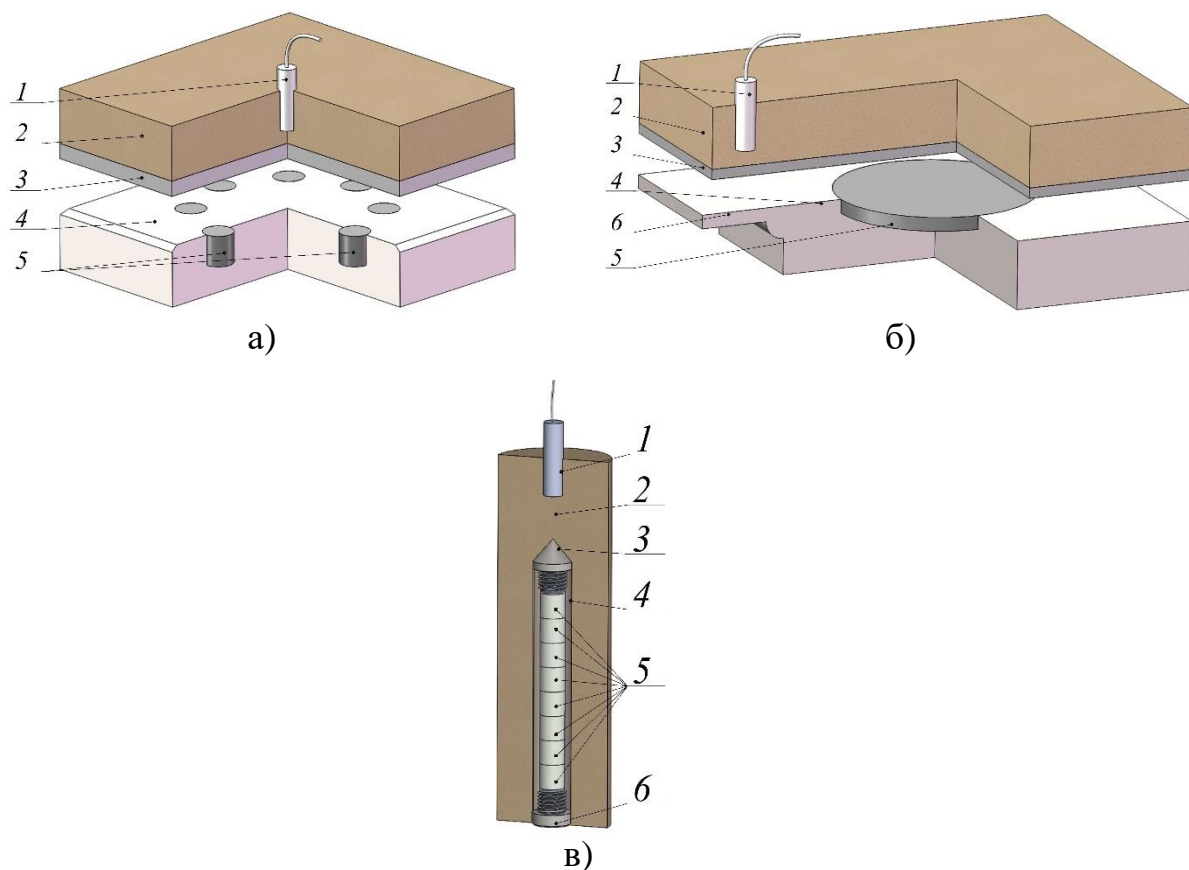


Рисунок 18 – Схемы ударно-волнового нагружения образцов: а, б) плоская схема: 1 – детонатор, 2 – ВВ, 3 – метаемая пластина, 4 – матрица, 5 – образцы из реакционной системы, 6 – технологическая пластина; в) цилиндрическая схема: 3,6 – верхняя и нижняя крышка, 4 – труба

Цилиндрическая схема нагружения представляет ампулу сохранения, состоящую из стальной трубы высотой 100 мм с внутренним диаметром 10 мм и толщиной стенки 3 мм с нижней и верхней крышками. Перед размещением образцов (рисунок 12в) в трубу вкручивалась нижняя крышка,

а после закручивалась и верхняя. Вокруг ампулы с образцами размещалось ВВ детонация осуществлялась сверху соосно ампуле (рисунок 18в) [137,138].

Скорость метания и обжатия при ударно-волновом нагружении составляла 0,5, 1 и 1,5 км/с. Выбор данных скоростей нагружения обусловлен литературными и экспериментальными данными [26,44,62,101,139–143].

После ударно-волнового нагружения проводился визуальный осмотр матриц на предмет наличия или отсутствия дефектов. Матрицы, полученные по цилиндрической и плоской схеме нагружения разрезались для извлечения образцов и проведения рентгенофазового анализа. Часть матриц, полученных по второй плоской схеме нагружения подвергались термической обработке после чего разрезались для проведения микроструктурных исследований и рентгенофазового анализа.

2.7 Методы анализа исходных и полученных образцов

Размер частиц порошка определялся на Лазерном анализаторе «Микросайзер-201С». Излучение He – Ne лазера с помощью длиннофокусной линзы фокусируется в плоскость детектора. Сходящийся пучок лучей пропускается через плоскопараллельную кювету с образцом, расположенную на некотором расстоянии L от детектора. При наличии в кювете суспензии частиц наблюдается рассеяние света. Регистрация рассеянного излучения осуществляется с помощью специализированной фотодиодной матрицы, содержащей 74 сегмента, которая обеспечивает одновременное измерение интенсивности рассеянного излучения при 38 значениях углов рассеяния, а также определение положения и интенсивности центрального пучка [144].

Сигналы с фотодиодной матрицы усиливаются с помощью многоканального усилителя, через аналоговый коммутатор подаются на вход аналого-цифрового преобразователя и преобразуются в цифровой код, который через соответствующий интерфейс передается в компьютер.

Поскольку исследуемые частицы склонны к агломерации и достаточно быстро оседают, для получения достоверных результатов суспензию частиц диспергируют с помощью ультразвукового излучения и непрерывно прокачивают через кювету. За время эксперимента все частицы исследуемой суспензии многократно проходят через световой пучок, что обеспечивает высокую степень усреднения результатов. Результаты анализа представляют собой зависимость весовой доли частиц P от их диаметра D и выводятся в виде гистограмм и таблиц [144,145].

Исследование микроструктуры образцов проводилось при помощи металлографического микроскопа МЕТАМ ЛВ-34 (рисунок 19а) с увеличением от 100 до 1000 и автоэмиссионного сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) и Carl Zeiss Ultra Plus (рисунок 19б) с увеличением от 12 до 1000000, оснащенного системой микроанализа INCA Energy 350 XT Oxford Instruments. Изображение микроструктуры выводится на персональный компьютер комплексом визуализации МС на базе цифровой видеокамеры высокого разрешения.



а)



б)

Рисунок 19 – Приборы для исследования микроструктуры: а) микроскоп металлографический МЕТАМ ЛВ-34, б) автоэмиссионный сканирующий электронный микроскоп сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus

Исследование полученных конденсированных продуктов синтеза проводили с использованием методов рентгенофазового анализа (РФА). РФА проводили на дифрактометре ДРОН-3М на Cu-K_α излучении. Прибор ДРОН-3М предназначен для решения исследовательских и прикладных задач рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа с определением по дифракционным данным широкого спектра структурных параметров материалов – качественный и количественный анализ, степень кристалличности, размер ОКР и т.д.

Количественный анализ продуктов синтеза проводился методом корундовых чисел. Позволяет проводить прямое вычисление фазовых концентраций непосредственно из интенсивностей и корундовых чисел, без какой-либо дополнительной информации (без подмешивания или калибровок) [146,147].

Исследование микротвердости полученных образцов проводилось по ГОСТ Р ИСО 6507-1–2007 на микротвердомере ПМТ-3.

Микротвердость измеряется путем создания нагрузки, под действием которой алмазный индентор вдавливается в поверхность образца, после чего измеряются диагонали полученного отпечатка.

Микротвердость рассчитывается по данной формуле:

$$HV = 1,85318 \times \frac{P_{HV}}{d^2} \quad (2.2)$$

где P_{HV} – нагрузка на индентор (кгс); d – среднее значение диагонали отпечатка (мм). Масса используемой нагрузки составляла 100 г.

Средняя плотность (плотность) образцов правильной геометрической формы (параллелепипед, цилиндр или куб) вместе с порами и пустотами вычисляется по формуле (2.3):

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (2.3)$$

где m – масса образца; V – объем образца.

Для измерения объема образца в форме параллелепипеда необходимо измерить каждую его грань и принять среднее арифметическое по трем измерениям. Расчет объема образца в виде параллелепипеда (V_{Π}) проводился по формуле (2.4):

$$V_{\Pi} = a_{\text{ср}} \times b_{\text{ср}} \times h_{\text{ср}} \quad (2.4)$$

где $a_{\text{ср}}$, $b_{\text{ср}}$, $h_{\text{ср}}$ – средняя длина, ширина и высота образца, см.

Для измерения объема цилиндрического образца необходимо измерить его диаметр и высоту в трех местах и принять среднее арифметическое. Расчет объема цилиндрического образца (V_{Π}) проводился по формуле (2.5):

$$V_{\Pi} = \frac{\pi \times d_{\text{ср}}^2 \times h_{\text{ср}}}{4} \quad (2.5)$$

где π – отношение длины окружности к ее диаметру 3,14; $d_{\text{ср}}$ – средний диаметр цилиндра, см; $h_{\text{ср}}$ – средняя высота цилиндра, см.

Плотность образцов измерялась методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 20018-74 [148]. Взвешивание образцов проводилось сначала на воздухе, а потом в дистиллированной воде. Образец погружался в воду таким образом, чтобы над ним был слой воды высотой более 1 см. При нахождении образца в воде из него будет выходить воздух. Необходимо дождаться прекращения выхода воздуха из образца. Плотность образца ρ (г/см^3) – рассчитывалась по формуле (2.6):

$$\rho = \frac{m_1 \times \rho_{\text{в}}}{m_1 - m_2} \quad (2.6)$$

где m_1 – масса образца, взвешенного в воздухе, г; m_2 – масса образца, взвешенного в воде, г; $\rho_{\text{в}}$ – плотность воды, г/см^3 .

ГЛАВА 3. РАЗРАБОТКА РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Ni–Al и (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

3.1 Выбор оптимального состава системы Ni–Al

В литературе в качестве двухкомпонентной основы могут использоваться как смеси Al–ПТФЭ [37,72,69,129,130], так и смеси Ni–Al [53,58,62,110,111,149]. В данной работе в качестве двухкомпонентной основы была выбрана смесь Ni–Al, так как она широко изучена и имеет более высокую плотность и прочность [62]. Для создания реакционного материала на основе системы Ni–Al необходимо выбрать соотношение компонентов, обеспечивающее максимальную температуру горения. Для выбора состава проводились расчеты в программе «ИСМАН-THERMO». На рисунке 20а приведена зависимость между массовым соотношением никеля и алюминию к их адиабатической температуре горения ($T_{ад}$). Максимальная $T_{ад}$ составляет 1638 °С при 68,5 мас. % Ni–31,5 мас. % Al, что является эквимольным соотношением. Далее проводились термодинамические расчеты по выбору оптимального содержания (C₂F₄)_n в системе Ni–Al. Добавка (C₂F₄)_n увеличивает скорость реакции за счет уменьшения толщины оксидной пленки. Даже если его концентрация составляет менее 2 % по массе [150]. Результаты термодинамических расчетов показали, что с увеличением содержания (C₂F₄)_n повышается $T_{ад}$ и снижается доля конденсированных продуктов (рисунок 20б). Было выбрано 8 составов с общей формулой (100-x)(Ni–Al)–x(C₂F₄)_n где содержанием (C₂F₄)_n 0; 1; 3; 5; 10; 15; 20 и 25 мас. %, которые обладают высокой температурой горения и долей конденсированных продуктов.

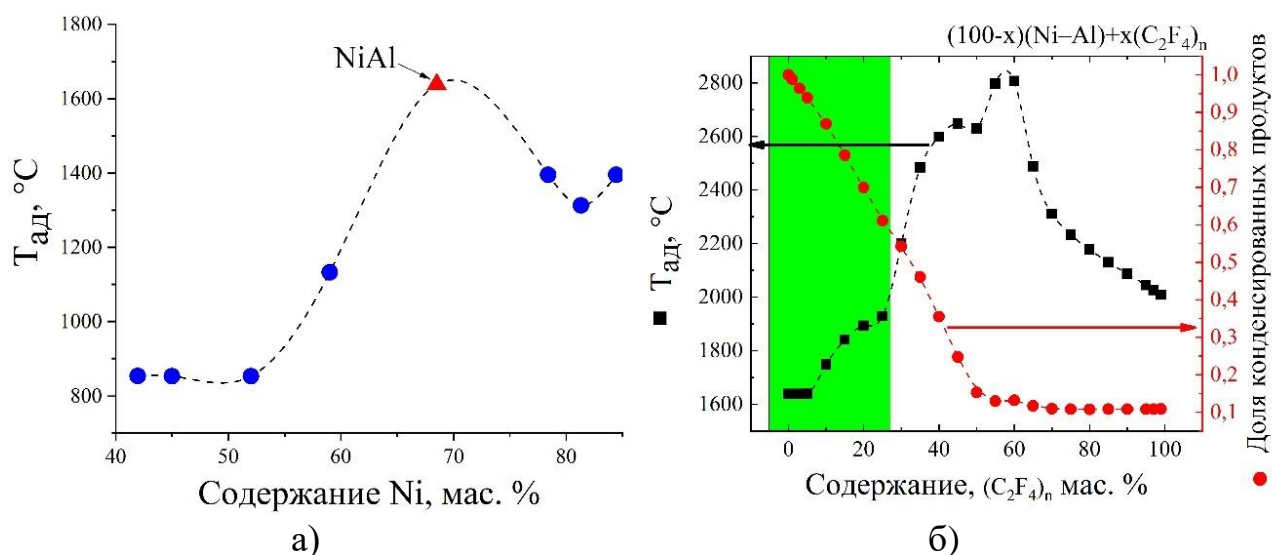


Рисунок 20 – Результаты термодинамических расчетов: а) в системе Ni–Al, б) в системе (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

3.2 Прочностные характеристики образцов системы Ni–Al

Реакционным материалам системы Ni–Al требуемая форма придавалась односторонним прессованием. Удавалось достичь относительной плотности образцов 0,7 и 0,8, что позволило достичь прочности на изгиб 12 и 35 МПа соответственно [151]. Данная прочность образцов из реакционного материала на изгиб остается недостаточной для применения их в качестве конструкционных реакционных материалов [17]. Повышение прочностных характеристик образцов возможно следующими способами. Первый способ использование армирующих волокон (вольфрама и бора). Оптимальное количество армирующих волокон для достижения максимальной прочности определялось опытным путем. На рисунке 21а представлена зависимость временного сопротивления на изгиб от количества волокон в одном слое образца. Таким образом, было установлено, что максимальная прочность достигается при содержании вольфрамовых и борных волокон 4 и 6 единиц соответственно. Использование вольфрамовых волокон и повышение плотности образцов позволило повысить прочность на изгиб с 35 до 115 МПа (рисунок 21б).

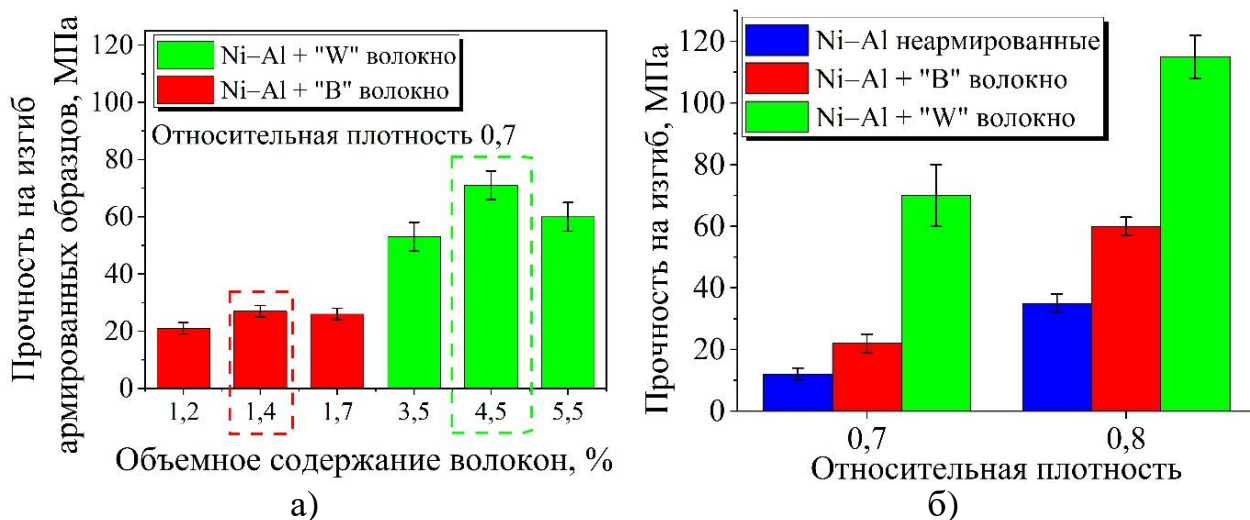


Рисунок 21 – Прочность на изгиб образцов системы Ni–Al: а) в зависимости от типа и количества армирующих волокон, б) в зависимости от типа волокон и относительной плотности

Второй способ повышения прочности проведение термической обработки (ТО). В литературе ТО применяется для увеличения прочности и плотности образцов [64]. В основном термическую обработку реакционных материалов проводят при температуре 350-380 °С, так как основным компонентом является $(C_2F_4)_n$ с температурой разложения 415-450 °С [152,153]. Выбор температур спекания реакционного материала обусловлен как литературными, так и экспериментальными данными.

Термическая обработка проводилась на воздухе для образцов с относительной плотностью 0,7. Использовались образцы трех типов Ni–Al без армирования, Ni–Al армированные борными волокнами и Ni–Al армированные вольфрамовыми волокнами. На рисунке 22 представлена прочность образцов после ТО. Можно заметить, что для неармированных образцов при температуре 300 °С и 1 часе выдержки прочность осталась на исходном уровне. Повышение времени выдержки при данной температуре повысило прочность с 12 до 23 МПа. Дальнейшее повышение температуры и времени выдержки вело к повышению прочности. Можно заметить, что при температуре 550 °С с увеличением времени выдержки рост не столь

значительный, как при температуре 500 °С. Данный эффект связан с тем, что образовалось максимальное количество перешеек между частицами и уменьшилось количество пустот между частицами. Для образцов, армированных борными волокнами повышение температуры и времени термической обработки также ведет к увеличению прочности. Прочность образцов, армированных борными волокнами ниже, чем у неармированных образцов. Термическая обработка на воздухе приводит к охрупчиванию борных волокон и тем самым они выступают в роли концентраторов напряжений [154]. Для образцов армированных вольфрамовыми волокнами такого эффекта не наблюдается, так с повышением времени выдержки прочность увеличивается [134,155]. Температуры ниже 300 °С не применялись, так как они не дают прироста прочности, а температура свыше 550 °С приводит к синтезу образцов в печи.

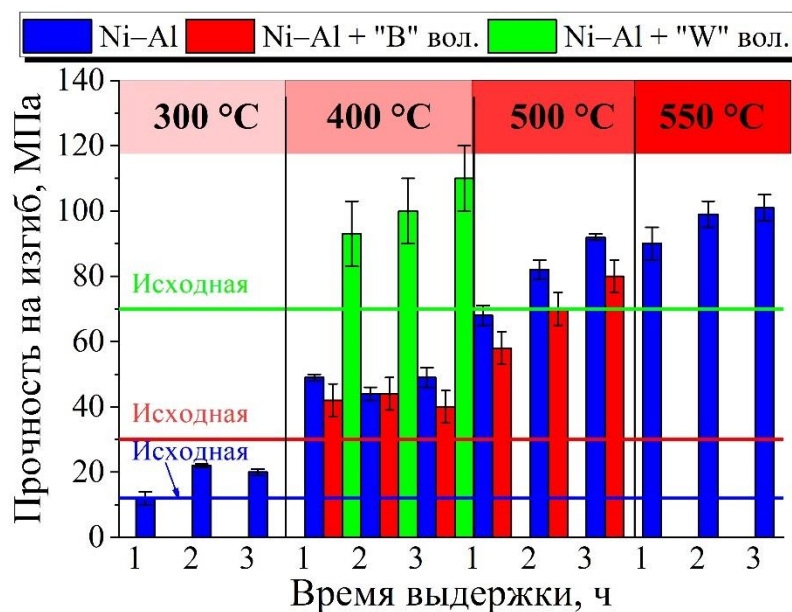


Рисунок 22 – Прочность образцов после термической обработки

Необходимо установить изменения фазового состава образцов, так как уменьшение количества компонентов способных к экзотермической реакции снижает их реакционную способность. Проведенный РФА показал, что с увеличением температуры растет содержание оксида никеля (NiO)

(рисунок 23а). В образцах после термической обработки при 550 °С помимо исходных никеля и алюминия обнаружены Ni_2Al_3 и NiAl_3 . Увеличение температуры термической обработки ведет к уменьшению пористости образца (рисунок 23б).

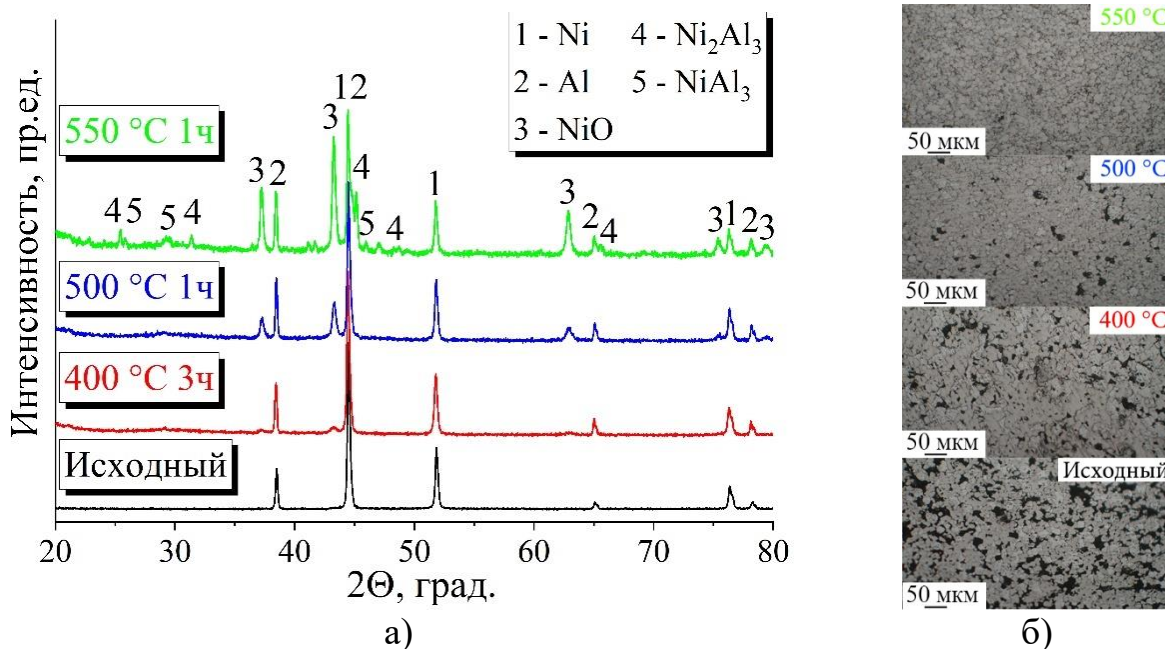


Рисунок 23 – Дифрактограммы термообработанных образцов (а) и их микроструктура (б)

На рисунке 24 представлены образцы после испытаний на трехточечный изгиб. Неармированные образцы разрушались хрупко, о чем свидетельствует характер излома (рисунок 24а).

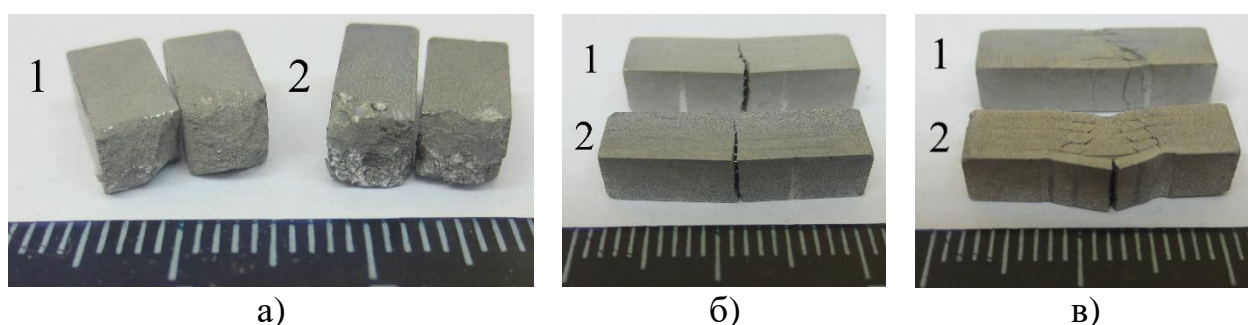


Рисунок 24 – Образцы после испытаний на трехточечный изгиб: а) неармированные, б) армированные борными волокнами, в) армированные вольфрамовыми волокнами, 1 – до термической обработки, 2 – после термической обработки

Борные и вольфрамовые волокна распределяли нагрузку с матрицы и препятствовали полному разрушению образца (рисунок 24б, в). Также стоит отметить, что волокна после разрушения сохранили равномерное и параллельное расположение в образцах.

3.3 Прочностные характеристики образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

Для проведения прочностных экспериментов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n было выбрано 8 составов с содержанием (C₂F₄)_n 0; 1; 3; 5; 10; 15; 20 и 25 мас. %. Состав с 0 мас. % (C₂F₄)_n исследован в предыдущей главе и используется для сравнения прочностных характеристик. Формула составов следующая (100-x)(68,5Ni–Al)–x(C₂F₄)_n. Армирование волокнами проводилось для трех составов с содержанием (C₂F₄)_n 1; 3 и 5 мас. %. Прочностные характеристики неармированных и армированных образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n представлены на рисунке 25. Содержание (C₂F₄)_n от 1 до 5 мас. % позволяет повысить относительную плотность с 0,8 до 0,95, что приводит к увеличению прочности образца или сохранению на том же уровне. Дальнейшее увеличение содержания (C₂F₄)_n позволяет достичь относительной плотности 0,99, но из-за его низкой адгезии прочность снижается.

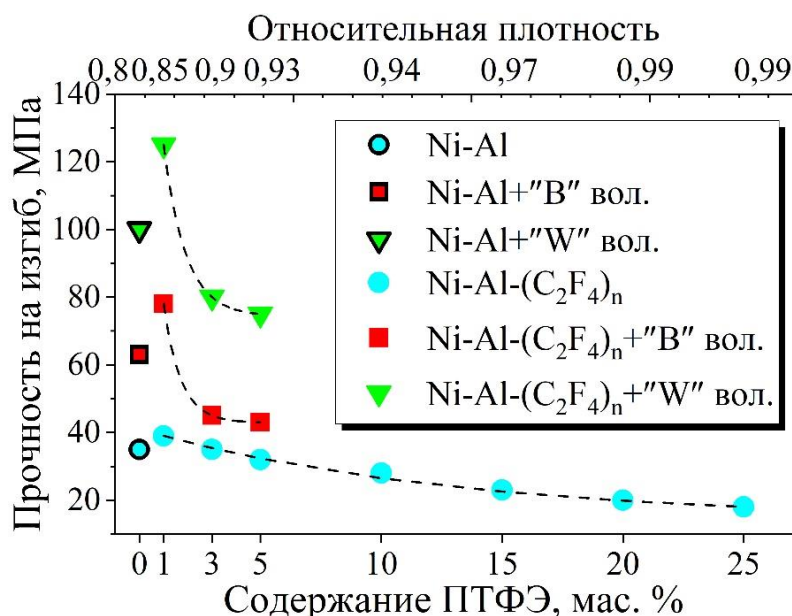


Рисунок 25 – Прочность образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

3.4 Характеристики воспламенения и горения системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

Результаты исследования воспламенения образцов системы Ni–Al и (Ni–Al)–(C₂F₄)_n показаны на рисунке 26. Установлено, что воспламенение происходило при температуре около 660 °С вне зависимости от содержания (C₂F₄)_n, что соответствует температуре плавления Al и согласуется с результатами ДТА и ДСК в работах [56,57,130,132].

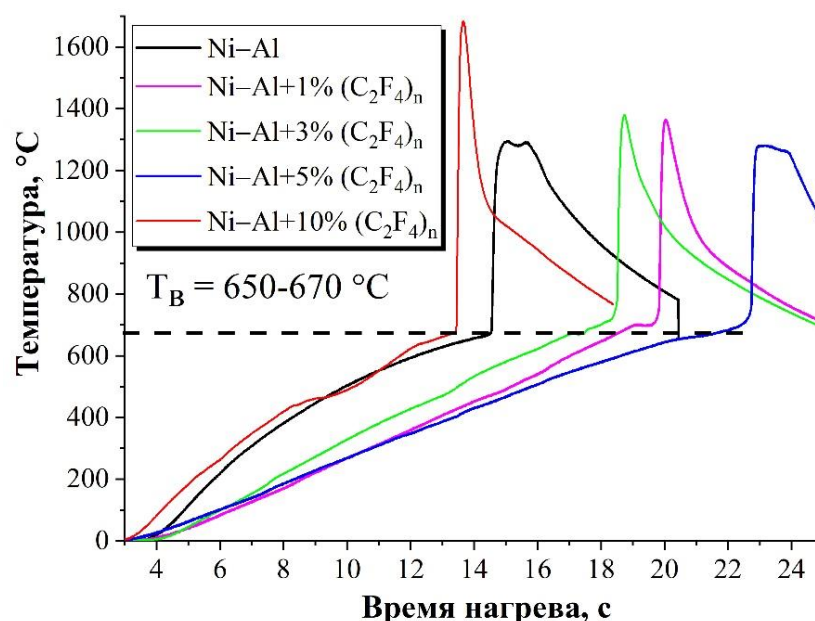


Рисунок 26 – Термограммы воспламенения образцов Ni–Al и (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

После термической обработки образцов Ni–Al температура воспламенения увеличилась до 980 °С (рисунок 27). Образование оксидных пленок на поверхности частиц, а также наличие продуктов синтеза требуют большего времени и температур для плавления алюминия и взаимодействия с никелем.

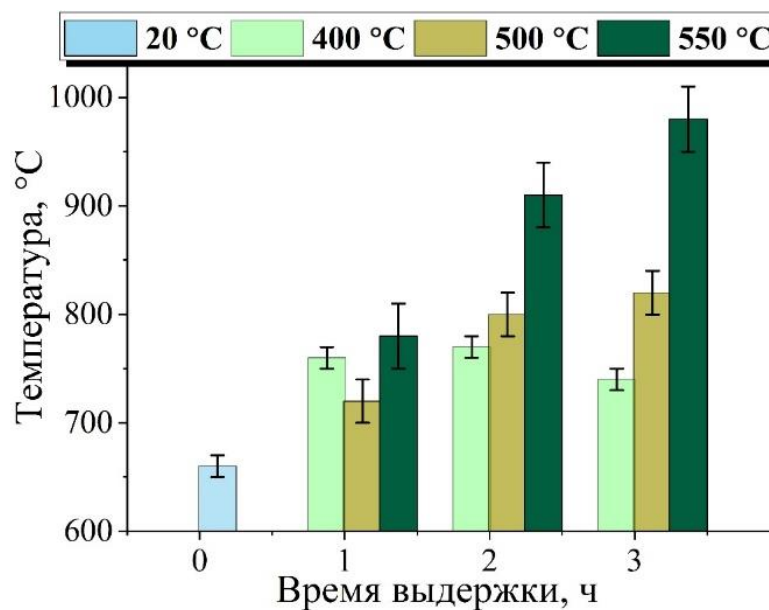


Рисунок 27 – Температура воспламенения образцов Ni–Al после ТО

Измерения скорости горения показали, что повышение относительной плотности образцов Ni–Al с 0,7 до 0,8 ведет к повышению скорости горения на 25 % (рисунок 28).

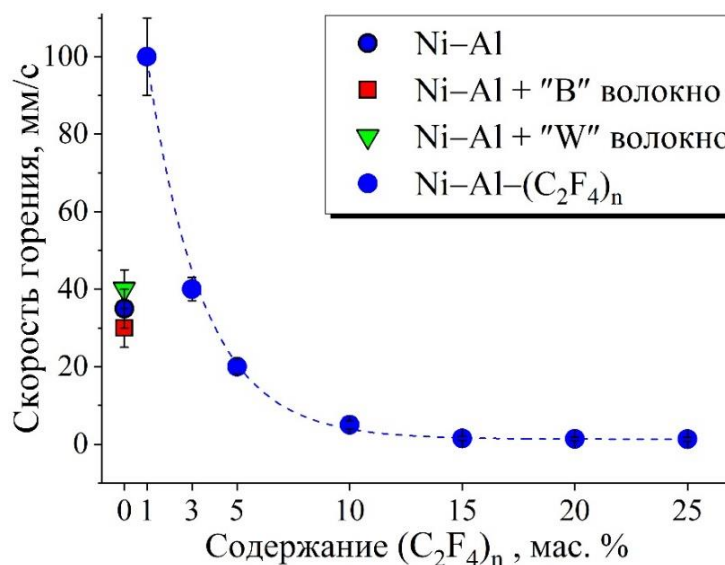


Рисунок 28 – Скорости горения образцов

Армирующие волокна не оказывают существенного влияния на скорость и температуру горения образцов. На скорость горения существенное влияние оказывает содержание (C₂F₄)_n, так при 1 мас. % скорость увеличивается с 35 до 100 мм/с, которая сопоставима с горением

тонких алюмо-фторполимерных пленок, исследованных в работе [156]. Увеличение содержания $(C_2F_4)_n$ с 3 до 10 мас. % ведет к значительному снижению скорости горения до 7 мм/с. Дальнейшее увеличение содержания $(C_2F_4)_n$ с 15 до 25 мас. % ведет к образованию плато и снижению скорости горения до 1,5 мм/с. Снижение скорости горения связано с выделением газообразных продуктов во фронте волны горения, что ведет к разрыхлению образца и нарушению теплопередачи.

На рисунке 29 представлены результаты скорости горения образцов системы Ni–Al в зависимости от режимов ТО.

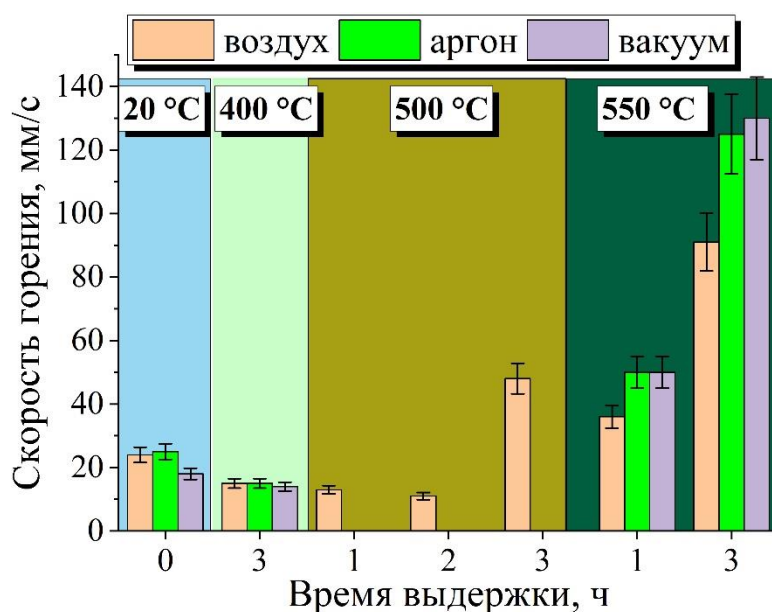


Рисунок 29 – Скорость горения образцов Ni–Al после ТО

Скорость горения снижается с увеличением температуры и времени выдержки, что обусловлено образованием оксидных пленок на поверхности частиц и частичным синтезом продуктов (рисунок 23). При температуре 500 и 550 °C происходит резкое повышение скорости горения, что обусловлено увеличением времени индукции (таблица 4). Увеличение времени индукции образца ведет к повышению начальной температуры и как следствие увеличению скорости горения.

Таблица 4 – Время индукции образцов Ni–Al до и после ТО

Температура, °С	20	400	500			550	
Время выдержки, ч	-	3	1	2	3	1	3
	Время индукции, с						
воздух	1-2	6	5	4	9	8	13
аргон	1-2	6	–	–	–	10	20
вакуум	1-2	6	–	–	–	9	17

На рисунке 30 приведены дифрактограммы синтезированных образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n можно заметить, что основным продуктом синтеза является NiAl. На дифрактограммах наблюдаются незначительные пики AlF₃, что связано с его осаждением в основном на стенках реактора и частично на образце.

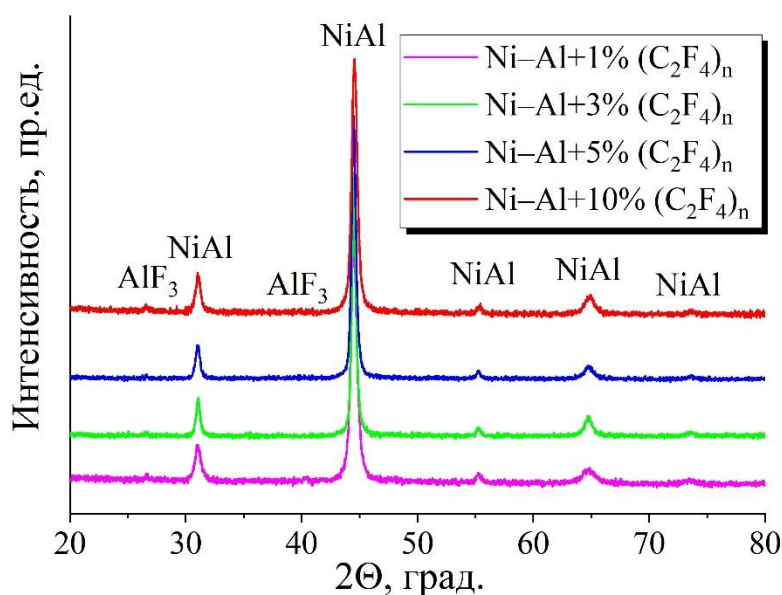


Рисунок 30 – Дифрактограммы синтезированных образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

3.5 Ударно-волновая иницируемость образцов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n

Одной из основных особенностей реакционных материалов это реализация экзотермической реакции при ударно-волновом нагружении. В матрицу в соответствии со схемой на рисунке 18а помещались образцы 6 составов системы (Ni–Al)–(C₂F₄)_n с содержанием (C₂F₄)_n 0; 1; 3; 5; 10;

15 мас. %. Ударно-волновое нагружение проводилось при 2-ух скоростях метания ($V_{мет}$) стальной пластины 1 и 1,5 км/с о стальную матрицу с образцами, в результате чего происходила сварка взрывом с сохранением образцов внутри матрицы (рисунок 31). В данных экспериментах, в отличие от аналогичных из литературы не было обнаружено цветов побежалости или других дефектов в местах расположения образцов. Визуально не удалось установить прохождение экзотермической реакции в каком-либо из образцов. После визуального осмотра матриц из них извлекались образцы.

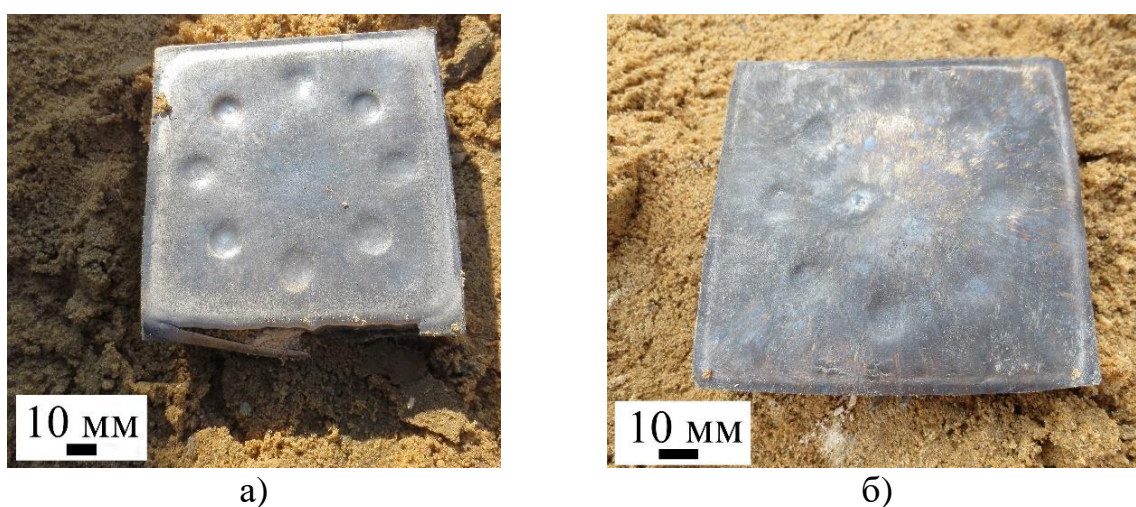


Рисунок 31 – Внешний вид матриц после ударно-волнового нагружения:

а) при 1 км/с; б) при 1,5 км/с

Образцы, полученные при ударно-волновом нагружении со скоростью 1 км/с представлены на рисунке 32. Можно заметить, что образцы, представленные на рисунках 32а-г имели исходную структуру, а в образцах на рисунках 32д, е имеются отличия от исходной структуры.

Образцы, полученные при ударно-волновом нагружении со скоростью 1,5 км/с представлены на рисунке 33. Можно заметить, что в образцах на рисунках 33а-в имели исходную структуру, но уже со следами плавления на боковой поверхности. Образцы на рисунках 33г-е имеют явное изменение исходной структуры.

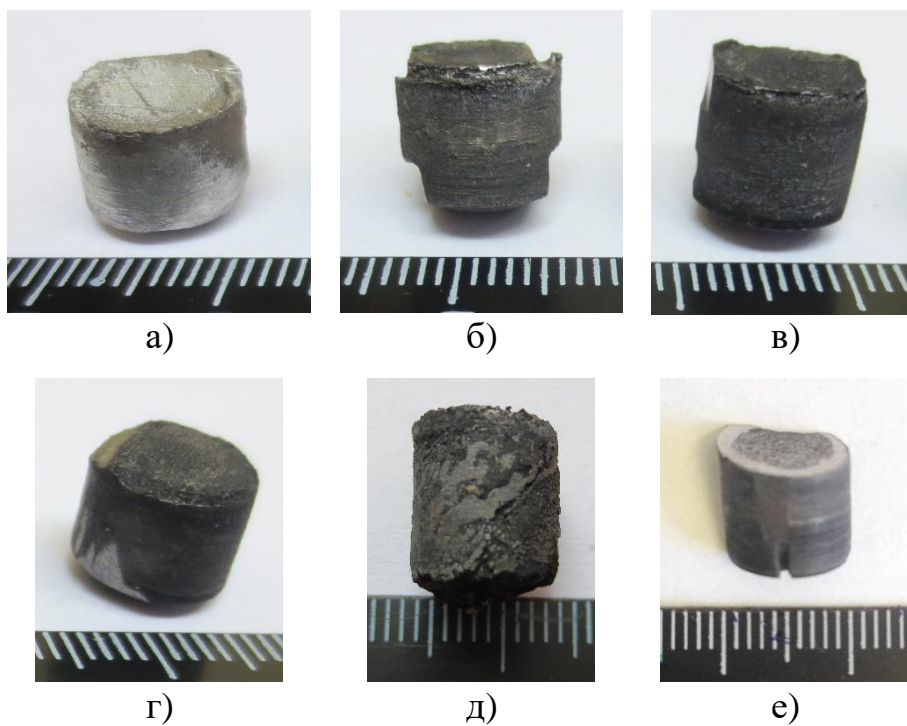


Рисунок 32 – Образцы после ударно-волнового нагружению при 1 км/с:

а) 0, б) 1, в) 3, г) 5, д) 10, е) 15 мас. % $(C_2F_4)_n$

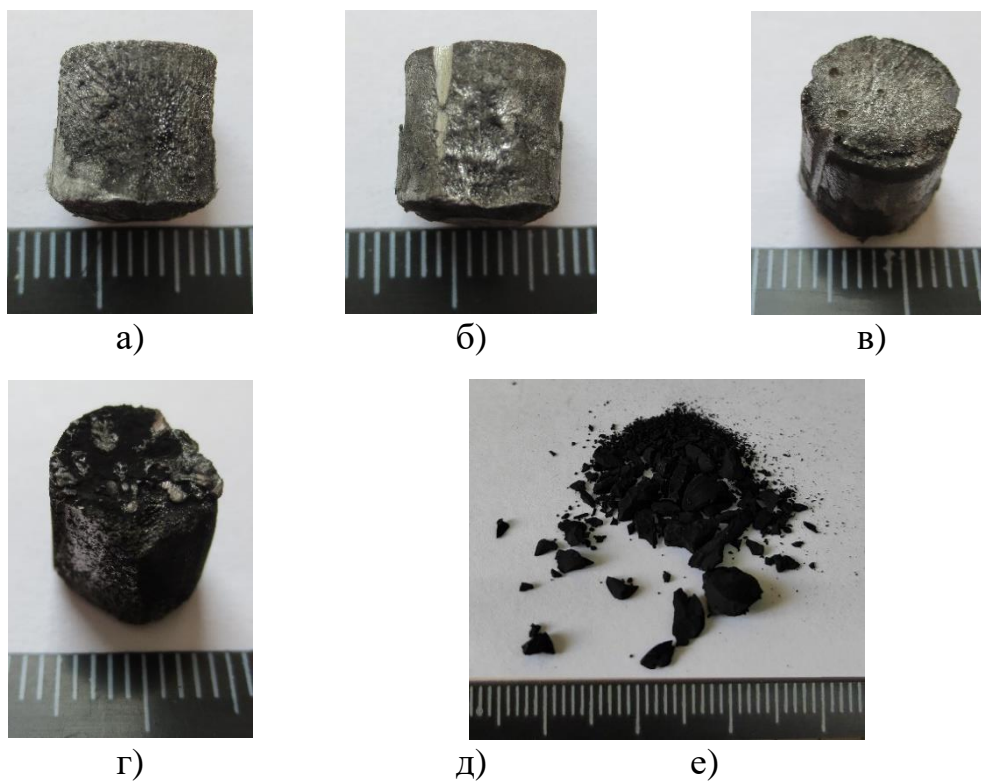


Рисунок 33 – Образцы после ударно-волнового нагружению при 1,5 км/с:

а) 0, б) 1, в) 3, г) 5, д) 10, е) 15 мас. % $(C_2F_4)_n$

Синтез образцов подтверждается дифрактограммами (рисунок 34). При скорости метания ($V_{мет}$) 1 км/с экзотермическая реакция протекает в образцах с 10 и более мас. % $(C_2F_4)_n$. При скорости метания 1,5 км/с экзотермическая реакция протекает в образцах с 5 и более мас. % $(C_2F_4)_n$. Проведенные исследования позволили установить влияние $(C_2F_4)_n$ на ударно-волновую иницируемость образцов. Повышение содержания $(C_2F_4)_n$ в системе Ni–Al повышает чувствительность к ударно-волновому нагружению, а следовательно, и реакцию способность.

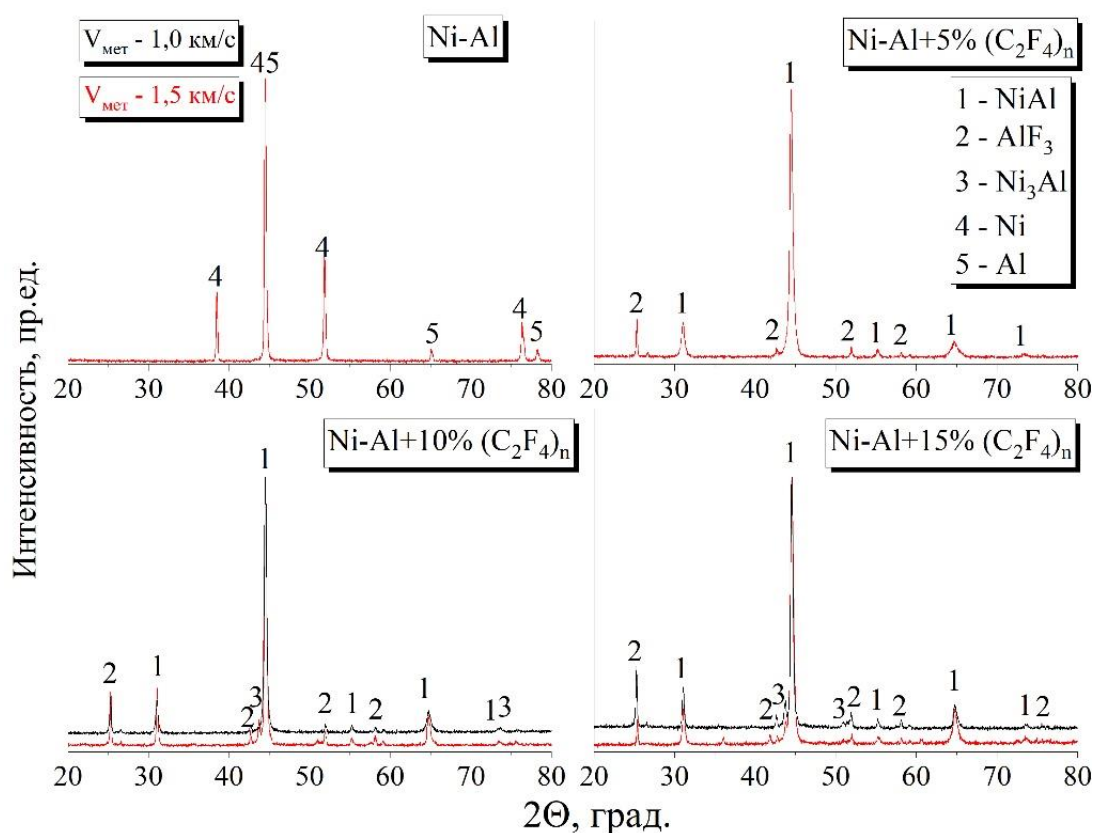


Рисунок 34 – Дифрактограммы образцов после ударно-волнового нагружения

3.6 Выводы по главе 3

Исследование реакционных и прочностных свойств системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ позволило установить следующее:

1. Установлено, что увеличение плотности образцов Ni–Al с 0,7 до 0,8 (на 15 %) повышает прочность на изгиб с $12 \pm 2,5$ МПа до 35 ± 5 МПа.
2. Добавление 1–5 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ в систему Ni–Al увеличивает относительную плотность образцов с 0,8 до 0,98, что повышает их прочность.
3. Армирование образцов Ni–Al борными волокнами повышает прочность в 2 раза, вольфрамовыми – в 3,5 раза. Добавление 1 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ дополнительно повышает прочность в 1,3 раза до 80 и 125 МПа соответственно.
4. Термическая обработка образцов Ni–Al при 500-550 °С повышает прочность с 12 до 100 МПа благодаря спеканию (образованию межчастичных «шеек»), увеличению плотности и частичному синтезу продуктов.
5. Термическая обработка образцов системы Ni–Al повышает температуру воспламенения с 660 до 980 °С, время индукции с 1 до 20 секунд и снижает скорость горения с 25 мм/с до 11 мм/с.
6. Температура воспламенения образцов системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ вне зависимости от содержания $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ составляет 660 °С.
7. Скорость горения образцов системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ варьируется в широком диапазоне: 100 мм/с при 1 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и 1,5 мм/с при 25 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$.
8. Установлено, что добавление $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ в систему Ni–Al повышает ее чувствительность к ударно-волновому инициированию.
9. Перспективным многофункциональным реакционным материалам является состав Ni–Al–1 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ армированный вольфрамовыми волокнами (из-за высокой скорости горения и прочности).

ГЛАВА 4. РАЗРАБОТКА РЕАКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

4.1 Выбор оптимального состава системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

Для создания реакционного материала на основе системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ рассчитывается оптимальный компонентный состав в двойной, а затем в тройной системе. В литературе принято брать за основу двойную систему $Al-ПТФЭ$ в соотношении 26,5/73,5 мас. %, так как она обладает высокой температурой горения и высокой чувствительностью к ударно-волновому нагружению, но имеет низкую плотность и прочность. Решением данной проблемы является использование высокоплотных добавок таких как W, Hf, Ta [28,141,156]. Ввиду высокой плотности и широкой изученности выбрана добавка вольфрама W [158]. Из него формировалась двухкомпонентная система $W-(C_2F_4)_n$, которая значительно превосходит плотность системы $Al-ПТФЭ$, в связи с этим была выбрана в качестве основы [128]. Помимо выбора двухкомпонентной системы, необходимо определить ее оптимальный состав. Оптимальное соотношение компонентов подбиралось на основе термодинамических расчетов результаты, которых представлены на рисунке 35а. По расчетам максимальная $T_{ад}$ достигается при соотношении 60 мас. % W и 40 мас. % $(C_2F_4)_n$, но нужно отметить, что в объемных долях разница становится существенной 14,5 об. % W и 85,5 об. % $(C_2F_4)_n$. Таким образом, получение гомогенной смеси становится невозможным или крайне затруднительным. Оптимальное соотношение компонентов, при котором достигается высокая $T_{ад}$, доля конденсированных продуктов и при этом легко достигается гомогенная смесь соответствует составу с 80 мас. % W и 20 мас. % $(C_2F_4)_n$ в объемных долях соответствует 31,3 об. % W и 68,7 об. % $(C_2F_4)_n$. В работах [128,136] было установлено, что двухкомпонентная система $W-(C_2F_4)_n$ является трудно иницируемой (как ударом, так и нагревом). В связи с этим необходимо использование активирующей добавки, в роли которой выбран алюминий [159]. Проводился термодинамический расчет по

выбору оптимального содержания алюминия в двухкомпонентной системе [160]. Результаты термодинамических расчетов для системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ представлены на рисунке 35б.

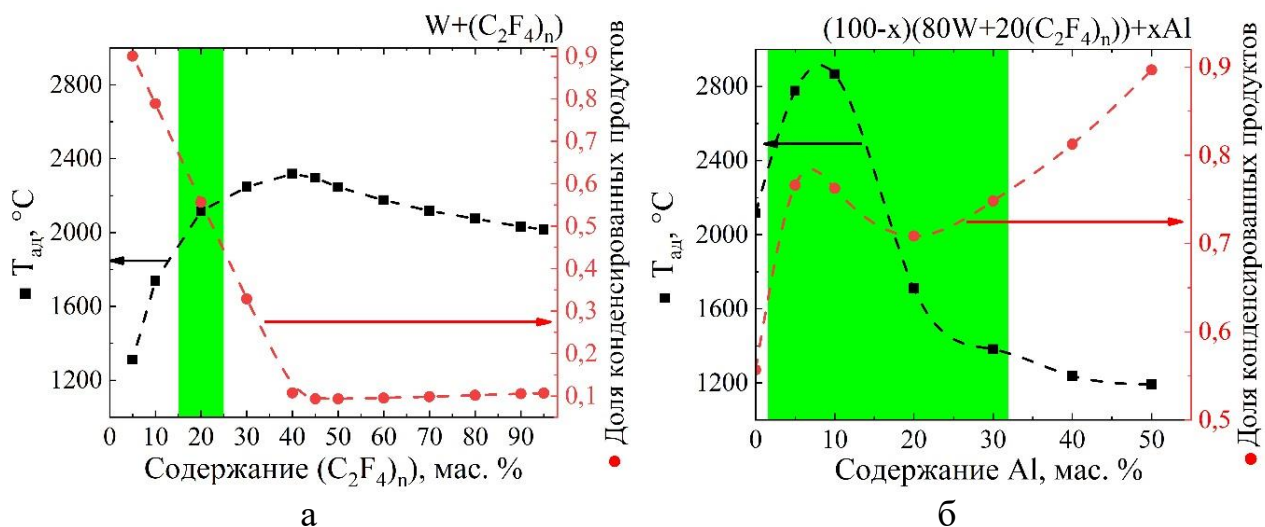


Рисунок 35 – Результаты термодинамических расчетов: а) $W-(C_2F_4)_n$, б) $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

В таблице 5 приведены выбранные составы расчетные значения $T_{ад}$, доли газообразных и конденсированных продуктов.

Таблица 5 – Расчетная температура горения и доля конденсированных продуктов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

№	Составы мас. %	$T_{ад}$, °C	Газовые продукты, мас. %	Конденсированные продукты, мас. %
0	80W–20(C ₂ F ₄) _n	2115	47 (WF ₅)	53 (W ₂ C)
1	76W–19(C ₂ F ₄) _n –5Al	2776	25(AlF ₃)	75 (W ₂ C)
2	72W–18(C ₂ F ₄) _n –10Al	2866	26(AlF ₃),	74 (W ₂ C)
3	64W–16(C ₂ F ₄) _n –20Al	1710	34 (AlF)	66 (W ₂ C)
4	56W–14(C ₂ F ₄) _n –30Al	1382	32 (AlF)	57 (W ₂ C), 11 (Al)

4.2 Прочностные характеристики образцов системы (W-(C₂F₄)_n)-Al

Для проведения прочностных экспериментов системы (W-(C₂F₄)_n)-Al было выбрано 4 состава с содержанием Al 5; 10; 20 и 30 мас. % и изготовлены образцы с относительной плотностью 0,95 (таблица 6).

Таблица 6 – Характеристики образцов

№	Мас. %			Плотность		
	W	(C ₂ F ₄) _n	Al	Теоретическая (г/см ³)	Фактическая (г/см ³)	Относительная
0	80	20	0	7,55	7,17	0,95
1	76	19	5	6,93	6,58	
2	72	18	10	6,4	6,08	
3	64	16	20	5,55	5,28	
4	56	14	30	4,91	4,66	

Как было показано в главе 3.2 армирование приводит к повышению прочностных характеристик образцов. Для повышения прочностных характеристик армирование проводилось вольфрамовыми волокнами также как и для системы (Ni-Al)-(C₂F₄)_n, описанное в главе 3.2. Прочностные характеристики неармированных и армированных образцов исследуемых составов представлены в таблице 7.

Таблица 7 – Прочность образцов до и после армирования

Составы	Прочность на изгиб, МПа		Прогиб, мм	
	Неармиро ванные	Армиро ванные	Неармиро ванные	Армиро ванные
76 μW-19(C ₂ F ₄) _n -5Al	6	18	0,08	0,53
72 μ/nW-18(C ₂ F ₄) _n -10Al	6/4	24/17	0,08/0,06	0,60/0,52
64 μW-16(C ₂ F ₄) _n -20Al	4	23	0,06	0,60
56 μW-14(C ₂ F ₄) _n -30Al	4	22	0,06	0,60

Армирование позволило повысить прочность в 4-5 раз. Использование nW вместо μW снизило прочность на 30 %. Что обусловлено меньшей деформацией частиц, и как следствие меньшей плотностью образца.

На рисунке 36 показан характер разрушения армированных образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$. В образцах с 5 и 10 мас. % Al из-за большего содержания $(C_2F_4)_n$ происходит частичное расслоение. В образцах с 20 и 30 мас. % Al из-за меньшего содержания $(C_2F_4)_n$ расслоения практически отсутствуют.

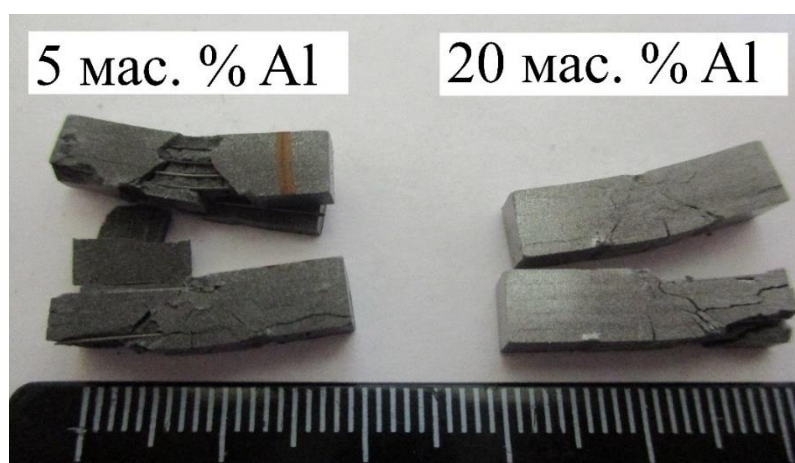


Рисунок 36 – Характер разрушения армированных образцов

4.3 Параметры воспламенения и горения системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

Известно, что проведение механической активации (МА) позволяет снизить температуру воспламенения и повысить скорость горения [129,159]. Использование высокодисперсных порошков повышает реакционную способность системы [37,161]. В связи с этим будет обусловлен выбор дисперсности компонентов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ и способа смешивания.

Исследование воспламенения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ проводилось на трех типах. Первый тип образцов изготавливался из микродисперсных порошков сухим смешиванием. Второй тип образцов изготавливался из микродисперсных порошков механической активацией. Третий тип образцов изготавливался из микродисперсных порошков, но с заменой микродисперсного вольфрама (μW) на наноразмерный (nW) сухим

смешиванием. На рисунке 37 представлены термограммы воспламенения для трех типов образцов. Составы с 20 и 30 мас. % Al имеют меньшую интенсивность воспламенения чем составы с 5 и 10 мас. % Al в независимости от типа образцов. Проведение механической активации позволило добиться снижения температуры воспламенения с 1000 до 660 °С (рисунок 37а, б). Использование наноразмерного вольфрама (nW) позволило повысить интенсивность воспламенения т.е. скорость реакции (рисунок 37в).

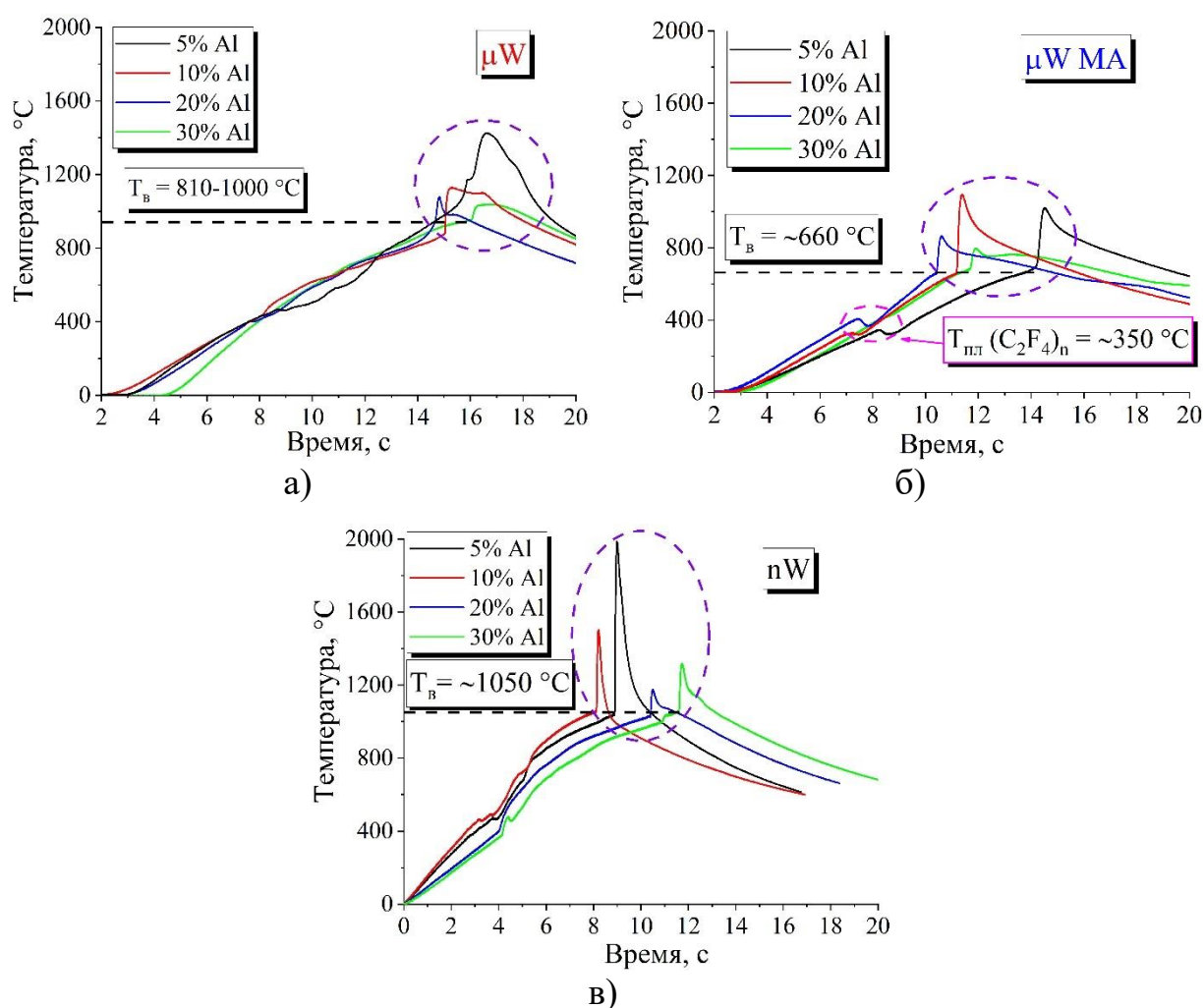


Рисунок 37 – Термограммы воспламенения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$: а) на основе μW ; б) на основе μW после МА; в) на основе nW

Исследование скорости и температуры горения проводилось на трех типах образцов. В результате определения параметров горения образцов с μW было установлено, что при содержании 5 мас. % Al (рисунок 38а)

происходило инициирование в области контакта с нагревательным элементом с последующим затуханием через ~ 3 мм, тогда как образцы других составов сгорали полностью. Затухание вызвано образованием большого количества газообразных продуктов во фронте волны, которые способствовали отводу тепла из образца и тем самым происходил срыв волны горения.

У образцов с 10, 20 и 30 мас. % Al после инициирования устанавливался самоподдерживающийся режим горения со скоростью 7,5; 7,0 и 1,5 мм/с соответственно (рисунок 38б, в, г). В таблице 8 приведены параметры горения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на основе μW .

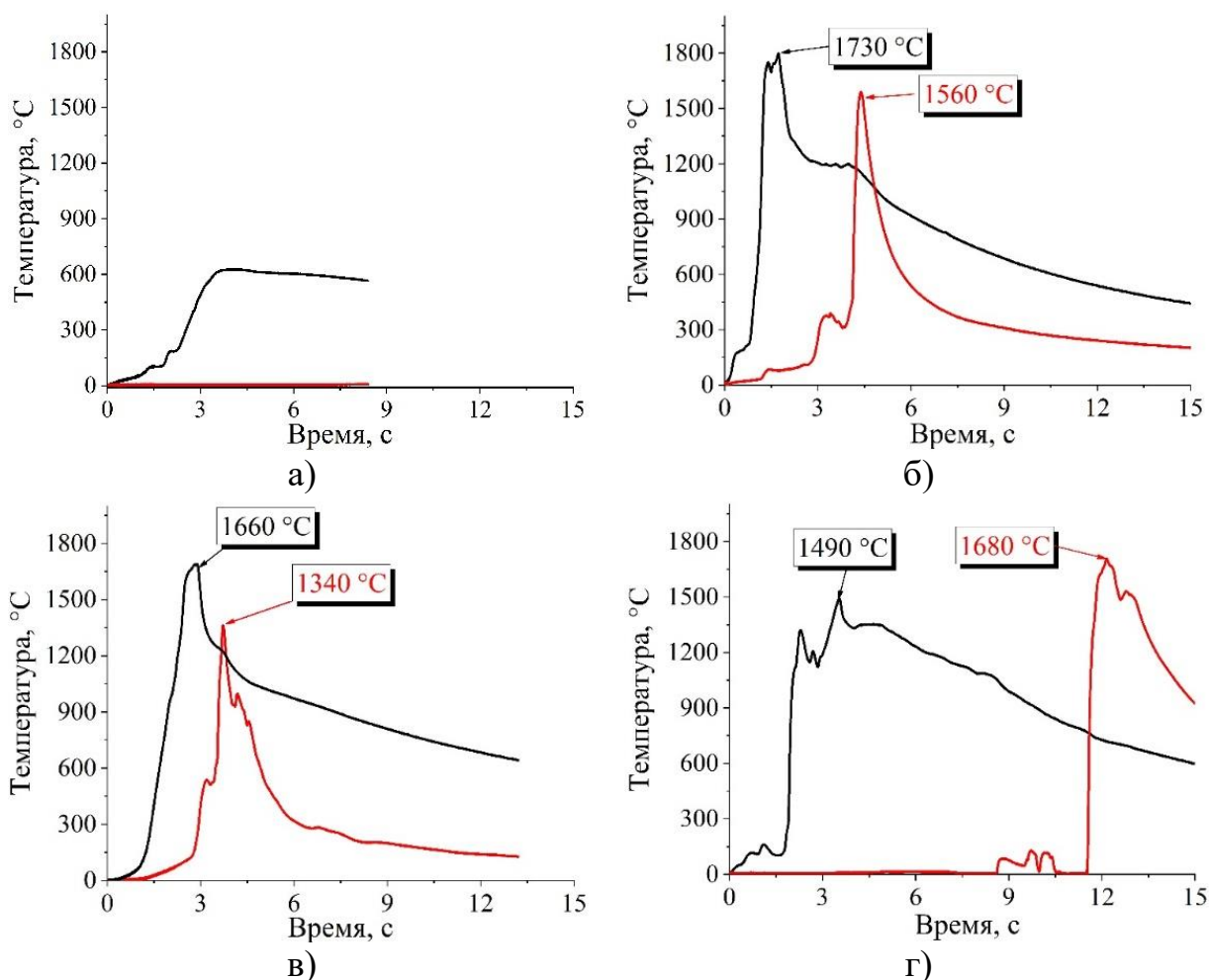


Рисунок 38 – Термограммы горения образцов на основе μW где, (а) – 5 мас. % Al; (б) – 10 мас. % Al; (в) – 20 мас. % Al; (г) – 30 мас. % Al

Таблица 8 – Параметры горения образцов на основе μW

Составы	Мас. % Al			
	5	10	20	30
Параметры				
Температура воспламенения, °С	950	955	1030	910
Скорость горения, мм/с	–	7,5	7,0	1,5
Температура горения, °С	–	1560-1730	1340-1660	1490-1680

В результате определения скорости и температуры горения состава на основе μW после механической активации было установлено, что состав с 5 мас. % Al горит в самоподдерживающемся режиме (рисунок 39а). Реализация самоподдерживающейся реакции связано с образованием композитных частиц с более близким расположением компонентов, чем при сухом смешивании. Наименьшую скорость горения (3,0 и 3,5 мм/с) имели образцы с 5 и 30 мас. % Al соответственно (рисунок 39а, г). Наибольшую скорость горения (6,0 и 8,5 мм/с) показали образцы с 10 и 20 мас. % Al соответственно (рисунок 39б,в). В таблице 9 приведены параметры горения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на основе μW после механической активации.

Таблица 9 – Параметры горения образцов на основе μW после механической активации

Составы	Мас. % Al			
	5	10	20	30
Параметры				
Температура воспламенения, °С	680	630	640	660
Скорость горения, мм/с	3,1	6,0	8,5	3,3
Температура горения, °С	1590-1700	1480-1850	1430-1850	1240-1260

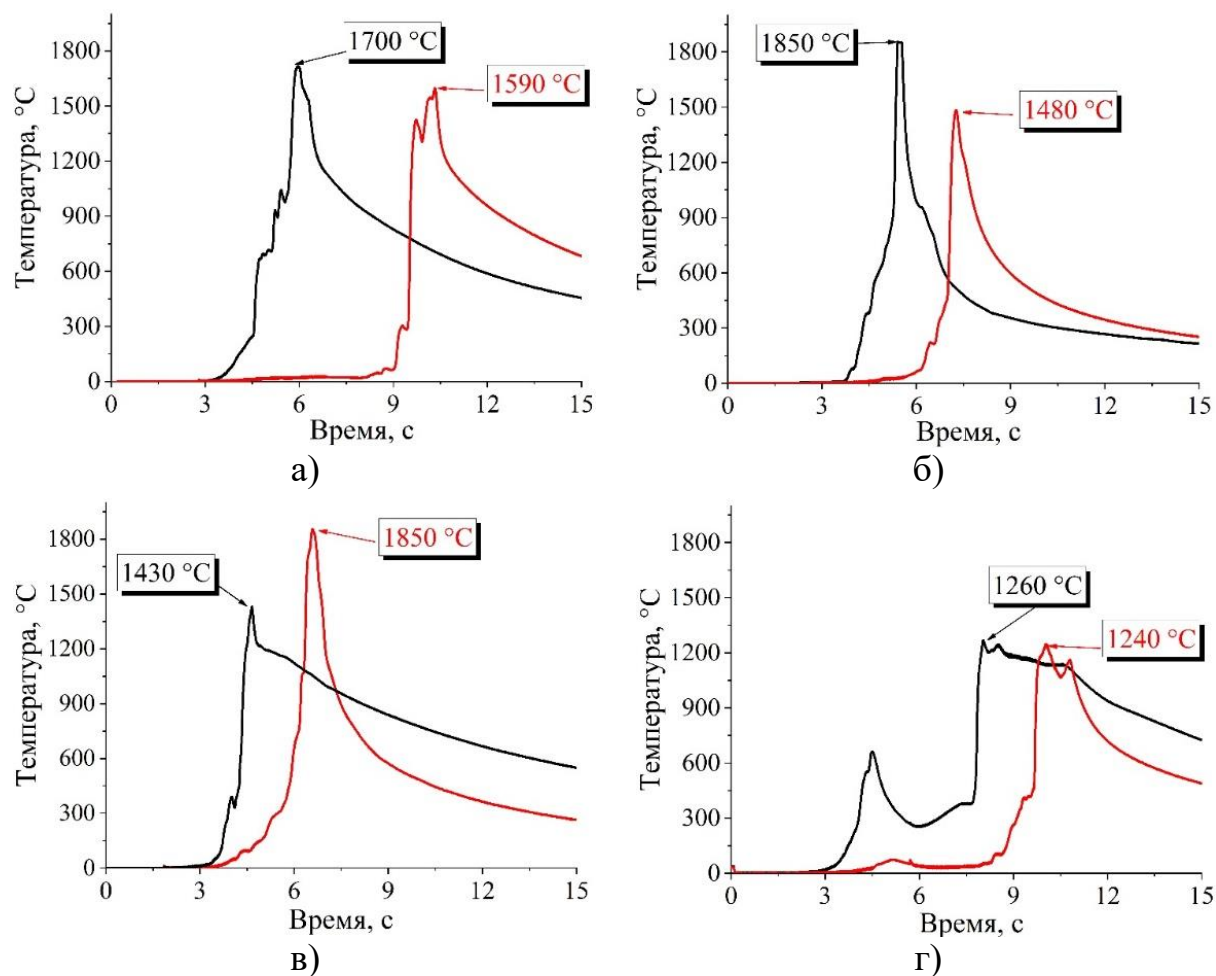


Рисунок 39 – Термограммы горения образцов на основе μW после механической активации: (а) – 5 мас. % Al; (б) – 10 мас. % Al; (в) – 20 мас. % Al; (г) – 30 мас. % Al

В результате исследования скорости и температуры горения образцов на основе nW было установлено, что при содержании 5 мас. % Al также не реализуется самоподдерживающийся режим горения, однако при инициировании имелся отчетливый экзотермический пик (рисунок 40а), чего не наблюдалось у образцов на основе μW . Горение протекало с затуханием через 5 мм. Срыв волны горения происходил из-за откалывания непрореагировавшей части образца вследствие более интенсивного газовыделения, чем у образцов с μW того же состава.

У образцов с 10; 20 и 30 мас. % Al после инициирования устанавливался самоподдерживающийся режим горения со скоростью 7,5; 10,0 и 5,0 мм/с соответственно (рисунок 40б, в, г). Примечательно, что

температура горения возросла до 10 % по сравнению с образцами с μW , что вероятно вызвано увеличением полноты реакции при использовании более мелких частиц порошка W. В таблице 10 приведены параметры горения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на основе nW .

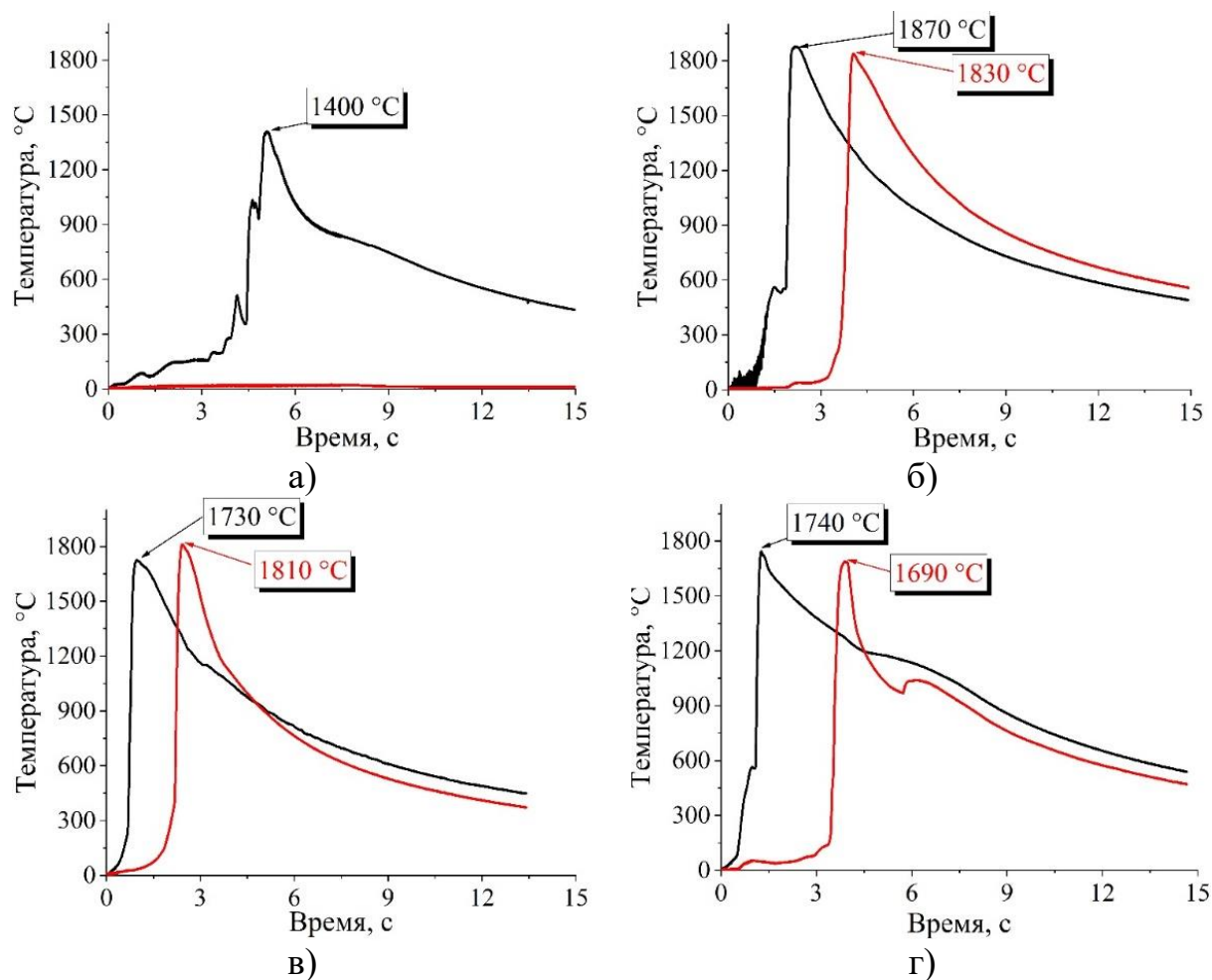


Рисунок 40 – Термограммы горения образцов на основе nW :

(а) – 5 мас. % Al; (б) – 10 мас. % Al; (в) – 20 мас. % Al; (г) – 30 мас. % Al

Таблица 10 – Параметры горения с образцов на основе nW

Составы	Мас. Al, %			
	5	10	20	30
Параметры				
Температура воспламенения, °C	1035	1055	1030	1000
Скорость горения, мм/с	–	7,5	10,0	5,0
Температура горения, °C	1400	1830- 1870	1730- 1810	1690- 1740

Горение образцов сопровождалось выделением большого количества газообразных продуктов и реактивных струй на фронте волны горения. Образцы на основе nW имели ярко выраженные реактивные струи с меньшим количеством газообразных продуктов. Это положительно сказывается на скорости горения, так как при меньшем выделении газообразных продуктов происходит меньше теплотерь. Проведение МА системы с μW позволило реализовать самоподдерживающийся высокотемпературный синтез в составе с 5 мас. % Al, что говорит о его положительном влиянии на реакционную способность материала.

Анализ дифрактограмм показал, что у составов с 5 мас. % Al из μW и nW практически отсутствуют продукты синтеза, тогда как при МА μW образуются карбиды вольфрама (рисунок 41). На основе полученных дифрактограмм был проведен количественный расчет фаз методом корундовых чисел результаты которого приведены в таблице 11. Количественным анализом было установлено, что в составах на основе nW и μW после МА полнота синтеза выше, чем у составов на основе μW . Это связано с высокой удельной поверхностью nW , которая позволяет вступать в реакцию с большим количеством исходных компонентов. Высокая полнота синтеза для μW после МА объясняется образованием готовых композитных частиц (близким контактом), повышением поверхностной энергии [131,162]. Продуктами синтеза составов на основе μW и μW после МА с 5 и 10 мас. % Al являются W_2C и WC , а с 20 и 30 мас. % Al – Al_4W и W_2C . Продуктами синтеза составов на основе nW с 20 и 30 мас. % Al являются WC и W_2C , но также присутствует Al_4W . Отсутствие или незначительная интенсивность пиков AlF_3 на дифрактограммах объясняется тем, что данное соединение образуясь в образце интенсивно выделяется из него и осаждается на стенках и дне реактора.

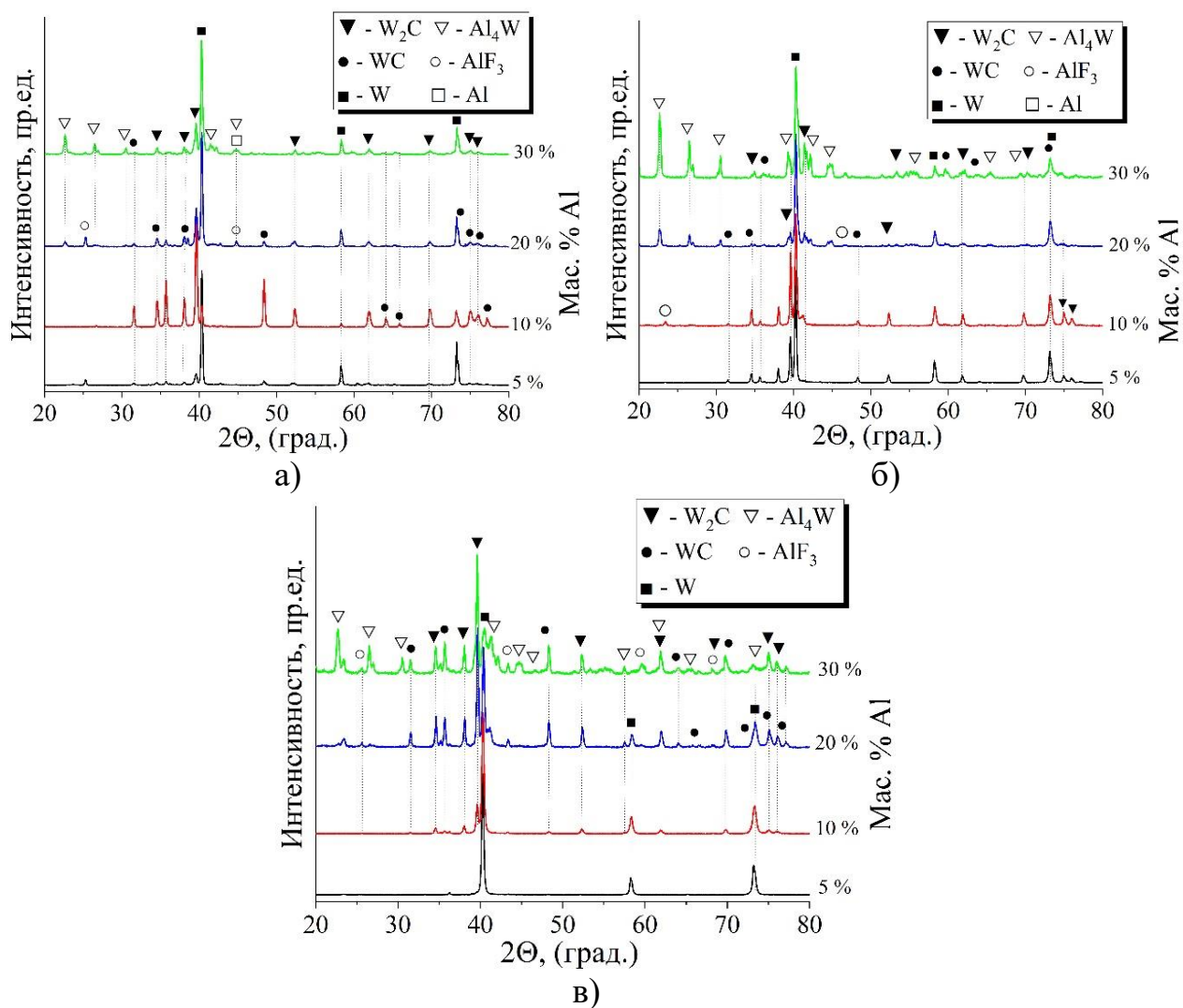


Рисунок 41 – Дифрактограммы синтезированных образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$: а) на основе μW ; б) на основе μW после МА; в) на основе nW

В экспериментах по горению установлено, что увеличение доли алюминия меняет фазовый состав образующихся продуктов с карбидов вольфрама на алюминиды вольфрама. Использование наноразмерного вольфрама позволяет повысить долю карбидов вольфрама в составах с высоким содержанием алюминия. В термодинамических расчетах увеличение содержания алюминия не приводило к изменению состава продуктов синтеза (таблица 5).

Таблица 11 – Количественный анализ продуктов синтеза системы $(100-x)(80\mu W/MA/nW-20(C_2F_4)_n)-xAl$

Составы	$\mu W/MA/nW$			
	5	10	20	30
х, мас. %				
Фазы	Содержание фазы, мас. %			
W	-/66/-	8/42/62	30/36/28	20/10/-
W ₂ C	-/18/-	71/14/25	18/1/57	16/1/31
WC	-/8/-	21/3/13	2/-/10	16/-/8
Al ₄ W	-/8/-	-/41/-	28/63/5	40/89/53
AlF ₃	-/-/-	-/-/-	12/-/-	-/-/8
Al	-/-/-	-/-/-	10/-/-	8/-/-

4.4 Ударно-волновая инициируемость системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$

Одной из основных особенностей реакционных материалов это способность к экзотермической реакции при ударно-волновом нагружении. Ударно-волновое нагружение проводилось при скорости метания стальной пластины 1 км/с о стальную матрицу с образцами, в результате чего происходила сварка взрывом с сохранением образцов внутри матрицы [163–165]. В данных экспериментах по цветам побежалости и деформации метаемой пластины возможно визуально установить, в каких образцах прошла экзотермическая реакция (рисунок 42). На рисунке 42а представлена матрица после ударно-волнового нагружения системы на основе μW . Реакция прошла в составах с 10 и 20 мас. % Al, что привело к пробитию и деформации метаемой пластины. На рисунке 42б представлена матрица после ударно-волнового нагружения системы на основе μW после MA можно заметить цвета побежалости и деформацию метаемой пластины в местах расположения составов с 10, 20 и 30 мас. % Al. На рисунке 42в представлена матрица после ударно-волнового нагружения системы на основе nW можно заметить цвета побежалости и деформацию метаемой пластины в местах

расположения составов с 5, 10 и 20 мас. % Al. Далее образцы извлекались из матриц для проведения РФА.

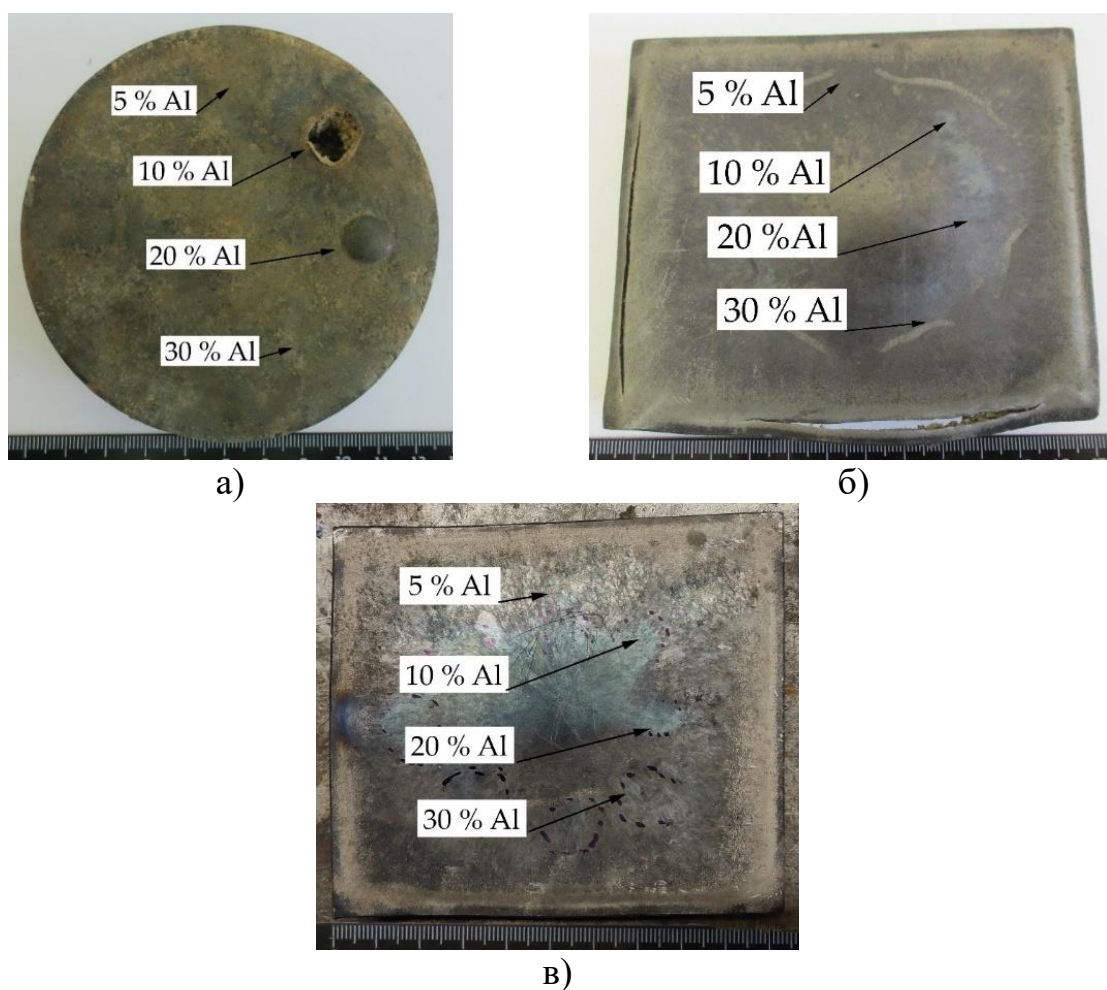


Рисунок 42 – Внешний вид матриц после ударно-волнового нагружения системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$: а) на основе μW ; б) на основе μW после МА; в) на основе nW

При извлечении образцов на основе nW с 5, 10 и 20 мас. % Al рассыпались на мелкие и крупные куски (рисунок 43а, б). Образцы с 30 мас. % сохраняли заданную форму с незначительными дефектами (рисунок 43г). Образцы с 20 и 30 мас. % Al имели плотную внешнюю оболочку, но пористую внутреннюю часть (рисунок 43в, г). Можно сделать вывод, что реакция начиналась во внутренней части образцов и двигалась к краям, а из-за отсутствия возможности перемещения внешняя часть уплотнялась.

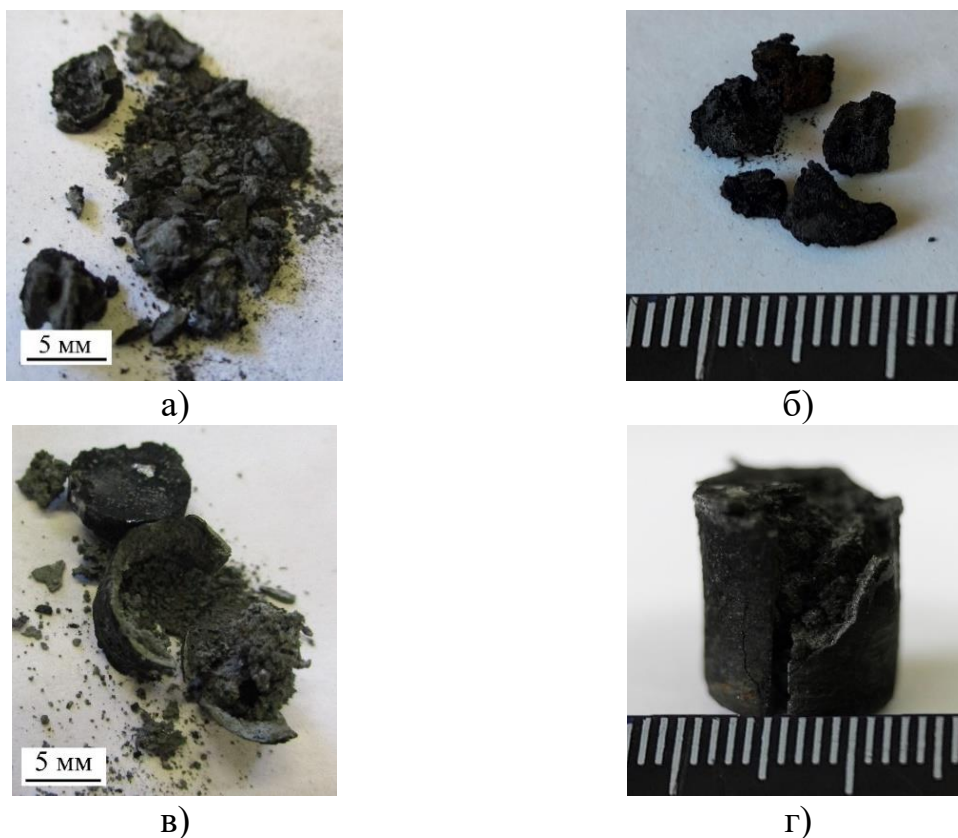


Рисунок 43 – Внешний вид образцов, извлеченных из матрицы после ударно-волнового нагружения: а) 5 мас. % Al, б) 10 мас. % Al, в) 20 мас. % Al, г) 30 мас. % Al

Проводилось ударно-волновое нагружение исследуемых составов с μW и nW в плоских ампулах сохранения. В системе на основе μW синтез протекал в составах с 10 и 20 мас. % Al (рисунок 44а). В системе на основе μW после МА и на основе nW синтез протекал также в составах с 5 и 30 мас. % Al (рисунок 44б, в). Стоит отметить, что в составах на основе nW вместо карбида вольфрама (WC) образуется тройное соединение $\text{W}_{0,75}\text{Al}_{0,25}\text{C}$ (рисунок 44в).

На основе полученных дифрактограмм был проведен количественный расчет фаз методом корундовых чисел результаты которого приведены в таблице 12.

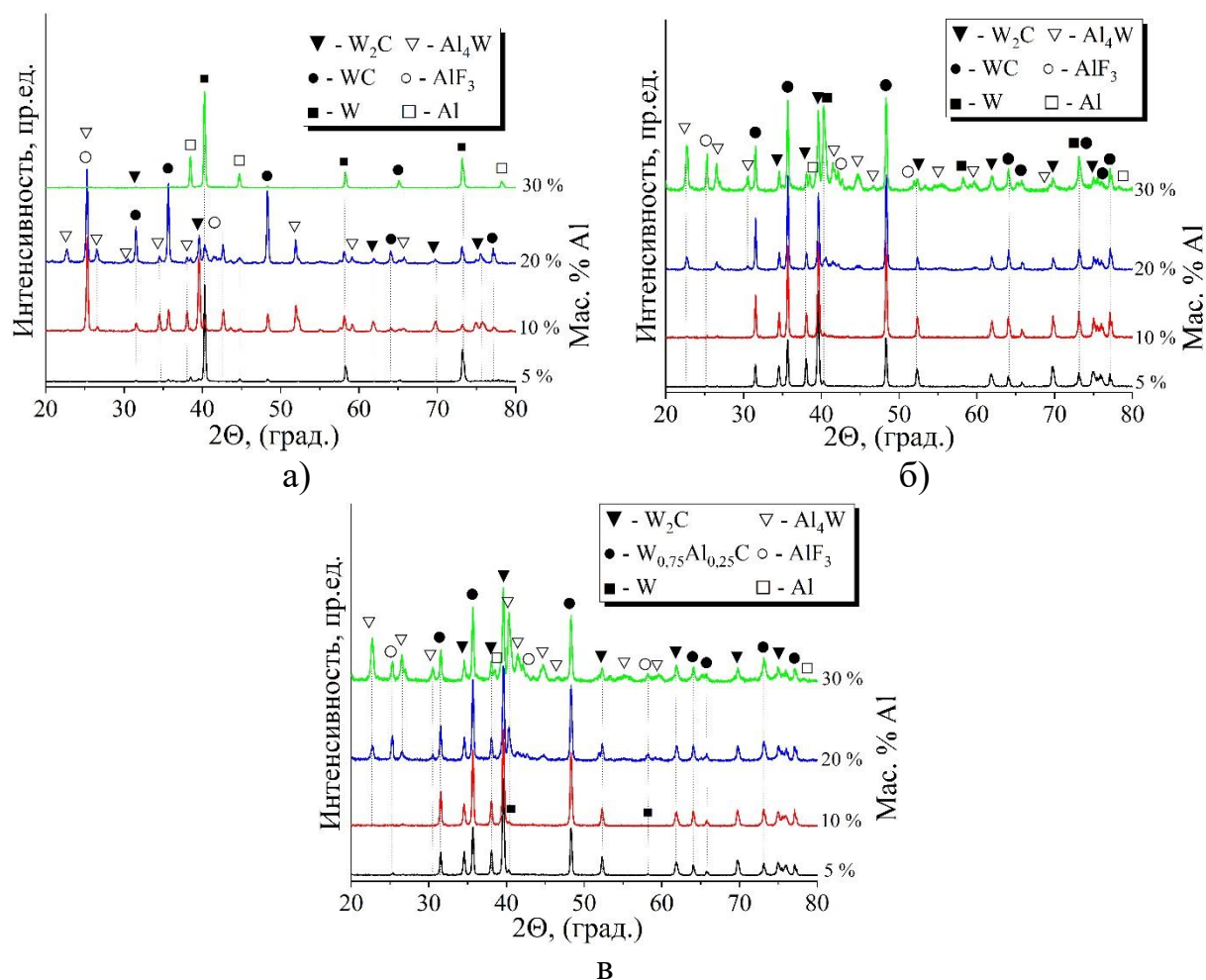


Рисунок 44 – Дифрактограммы образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ после ударно-волнового нагружения: а) на основе μW ; б) на основе μW после МА; в) на основе nW

Таблица 12 – Количественный анализ продуктов синтеза системы $(100-x)(80\mu W/MA/nW-20(C_2F_4)_n)-xAl$

Составы	$\mu W/MA/nW$			
	5	10	20	30
х, мас. %	5	10	20	30
Фазы	Содержание фазы, мас. %			
W	-/4/2	4/2/2	6/-/-	-/9/-
W ₂ C	-/71/66	19/58/57	6/39/29	-/14/19
WC	-25/-	6/40/-	15/35/-	-/13/-
Al ₄ W	-/-/-	-/-/-	10/26/39	-/31/56
AlF ₃	-/-/2	71/-/-	59/-/10	-/22/5
W _{0,75} Al _{0,25} C	-/-//30	-/-/41	-/-/22	-/-/14
Al	-/-/-	-/-/-	4/-/-	-/11/6

Составы с μW также нагружались в цилиндрических ампулах сохранения для установления влияния характера нагружения на ударно-волновую иницируемость (рисунок 18в). На рисунке 45 представлены ампулы сохранения после ударно-волнового нагружения и дифрактограммы продуктов реакции. Составы с 5, 10 и 20 мас. % Al иницировались при ударно-волновом нагружении. В ампуле с 5 мас. % Al произошла разгерметизация вылет верхней крышки без разрушения трубки. В ампуле с 10 мас. % Al произошел разрыв трубки в верхней части из-за большого количества образующихся газообразных продуктов. В ампуле с 20% Al из-за высокой концентрации давления газообразных продуктов происходило прожигание ампулы с образованием отверстия диаметром 5 мм в нижней части. Ампула с 30 мас. % Al не имела повреждений, что свидетельствует об отсутствии иницирования [166]. При ударно-волновом нагружении в цилиндрической ампуле состав с 5 мас. % Al иницировался в отличие от плоской схемы нагружения. Данный факт свидетельствует о том, что характер нагружения играет важную роль в ударно-волновой иницируемости образцов выбранных составов.

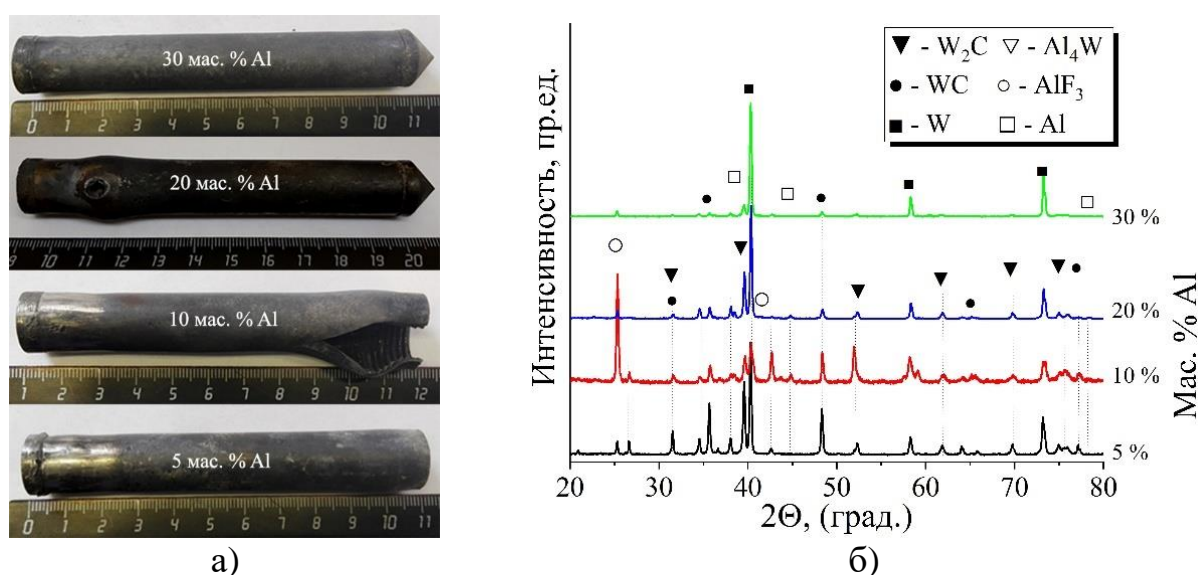


Рисунок 45 – Система $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на основе μW после ударно-волнового нагружения: а) внешний вид ампул; б) дифрактограммы образцов

Проведенные эксперименты позволили установить влияние содержания алюминия в системе $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на ее ударно-волновую инициируемость. В составах с 5 и 10 мас. % Al после ударно-волнового нагружения реакция проходила с высокой скоростью, что приводило к разрушению ампул. В составе с 20 мас. % Al давление и температура концентрировались в нижней части ампулы, что приводило к ее прожиганию. В составе с 10 мас. % Al наблюдалась наибольшая полнота синтеза и высокая доля газообразных продуктов (AlF_3), что подтверждается характером разрушения ампулы. Продуктами реакции после ударно-волнового нагружения были W_2C , WC и AlF_3 . Перспективным реакционным материалом является состав с 10 мас. % Al, так как он имеет высокую полноту, скорость и температуру горения во всех проведенных экспериментах.

4.5 Выводы по главе 4

Исследование реакционных свойств системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ позволило сделать следующие выводы:

1. Армирование образцов вольфрамовыми волокнами повышает прочность с 4–6 МПа до 18–24 МПа. Увеличение дисперсности порошка вольфрама приводит к снижению прочности на изгиб на 30 %.
2. Температура воспламенения системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ после механической активации снижается с 1000 до 660 °С. Увеличение дисперсности вольфрама повышает интенсивность воспламенения.
3. В механоактивированных смесях системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ инициирование реакции обеспечивается твердофазным взаимодействием алюминия с вольфрамом. В смесях, приготовленных сухим смешиванием, инициирование обеспечивается взаимодействием продуктов разложения $(C_2F_4)_n$ с алюминием и вольфрамом.

4. Механическая активация системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ позволяет реализовать самоподдерживающийся режим горения в составе с 5 мас. % Al, а также повышает скорость горения. Увеличение дисперсности порошка вольфрама повышает скорость и температуру горения.

5. Применение наноразмерного вольфрама (nW) и механической активации повышает чувствительность к ударно-волновому нагружению, что позволяет реализовать ударно-волновое инициирование в составах с 5 и 30 мас. % Al.

6. Установлено, что характер нагружения критически влияет на ударно-волновую инициируемость системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$. Переход от плоской геометрии к цилиндрической снижает порог инициирования (в составе с 5 мас. % Al реакция наблюдается только в цилиндрической ампуле сохранения).

7. Состав с 10 мас. % Al имеет высокую температуру, скорость горения и полноту реакции, а также обладает высокой чувствительностью к ударно-волновому нагружению, что делает его перспективным реакционным материалом.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ni– Al, ПОЛУЧЕННЫХ УДАРНО-ВОЛНОВЫМ НАГРУЖЕНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

5.1 Термическая обработка Ni–Al в стальной матрице

Как было отмечено в литературном обзоре в главе 1.6 создание интерметаллидного слоя (ИС) в стальной матрице возможно несколькими методами. В данной работе исследуется два метода получения слоистого металло-интерметаллидного композиционного материала [135]. Первый метод заключается в запечатывании и синтезе интерметаллидного слоя в стальной матрице непосредственно ударно-волновым нагружением. Вторым методом заключается в запечатывании образца Ni–Al в стальной матрице ударно-волновым нагружением, но синтез интерметаллидного слоя осуществляется при термической обработке в печи. В главе 3 были установлены параметры ударно-волнового нагружения образцов Ni–Al необходимые как для запечатывания, так и для синтеза. В главе 3 было установлено, что термическая обработка образцов Ni–Al в печи при температуре около 600 °C приводила к инициированию реакции, что обусловлено медленным нагревом [167]. В данной главе будут разработаны режимы термической обработки позволяющие реализовать синтез образцов Ni–Al расположенных внутри стальных матриц с образованием NiAl (рисунок 16). Проведение термической обработки образцов Ni–Al показало, что разница между температурой образцов и печи составляет около 100-150 °C. На основании этого было выбрано 2 режима термической обработки образцов Ni–Al нагрев до 750 °C со скоростью 25 °C/мин (T_1) и 12,5 °C/мин (T_2) (рисунок 46а). Выбранные режимы нагрева приводят к экзотермическому синтезу образцов Ni–Al, о чем свидетельствует резкий рост температуры при ~ 600 °C (рисунок 46б).

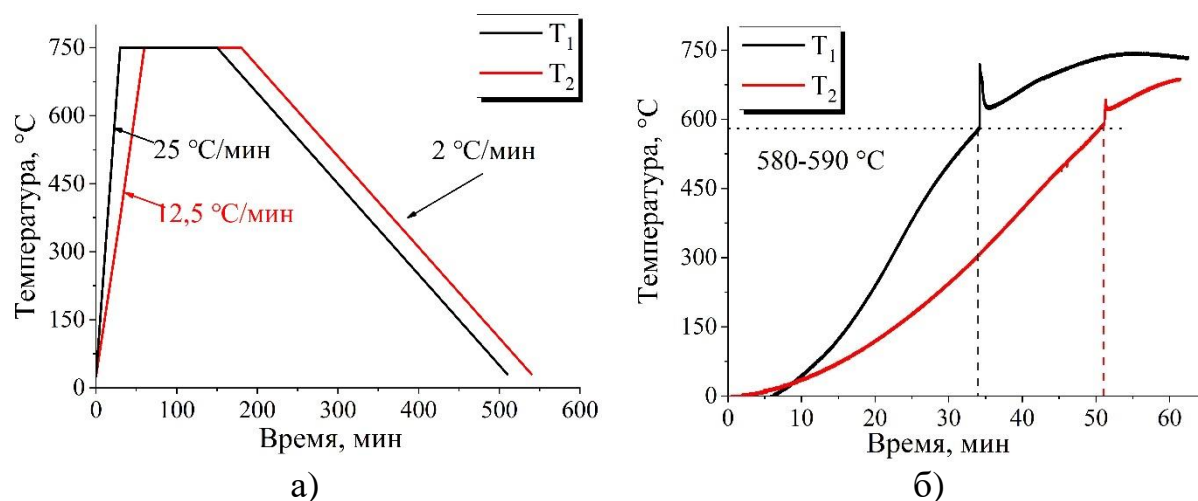


Рисунок 46 – Режимы термической обработки образцов Ni–Al:

а) режимы нагрева печи, б) термограммы нагрева образцов Ni–Al

Рентгенофазовый анализ синтезированных модельных образцов Ni–Al представлен на рисунке 47. При быстром нагреве по режиму T₁ получен многофазный продукт с непрореагировавшим никелем (рисунок 47а). При медленном нагреве по режиму T₂ удалось получить практически однофазный продукт и отсутствуют исходные компоненты (рисунок 47б). Таким образом, режим T₂ является оптимальным для термической обработки запечатанных образцов Ni–Al в стальных матрицах.

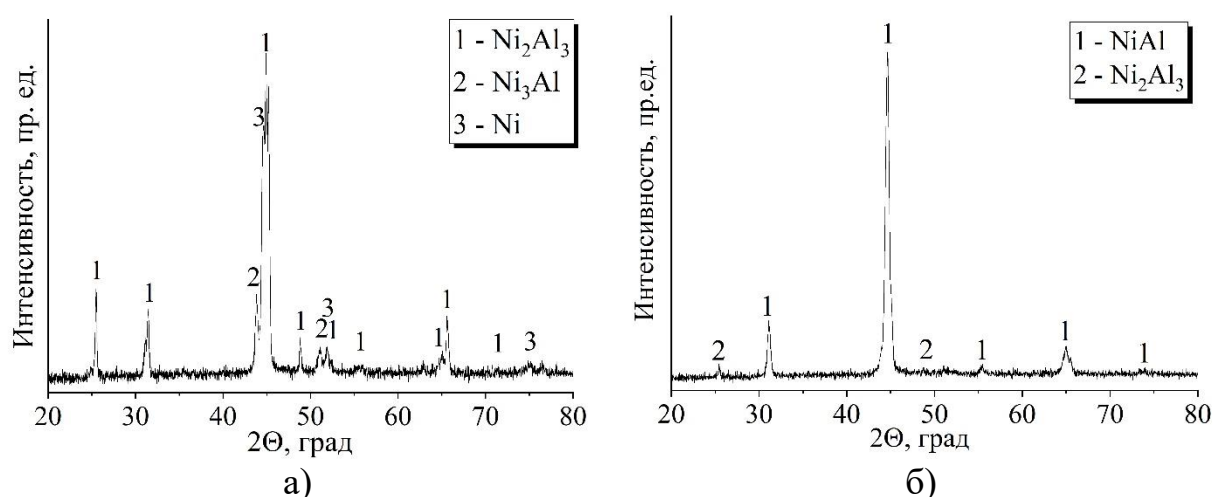


Рисунок 47 – Дифрактограммы синтезированных образцов Ni–Al:

а) по режиму T₁, б) по режиму T₂

5.2 Ударно-волновое нагружение образцов Ni–Al в стальной матрице

Получение металло-интерметаллидных слоистых композиционных материалов (МИСКМ) проводилось двумя методами. Первый метод заключается в образовании интерметаллидного слоя из образца Ni–Al внутри стальной матрицы непосредственно при ударно-волновом нагружении. Ударно-волновое нагружение проводилось при скорости метания стальной пластины 1,5 км/с. Второй метод заключается в запечатывании образца Ni–Al внутри стальной матрицы ударно-волновым нагружением (при скорости метания 0,5 км/с) с последующим синтезом интерметаллидного слоя при термической обработке в печи.

После проведения ударно-волнового нагружения образца Ni–Al получены слоистые композиционные материалы с указанием направления детонации D взрывчатого вещества (рисунок 48).



Рисунок 48 – Внешний вид стальных матриц после ударно-волнового нагружения: а) при скорости метания 1,5 км/с, б) 0,5 км/с

На слоистом композите I, полученном при скорости метания 1,5 км/с присутствуют цвета побежалости в месте расположения образца Ni–Al (рисунок 48а), что свидетельствует о прохождении экзотермической реакции синтеза в ней. По второму режиму нагружения были изготовлены композиты II и III для исследования параметров термической обработки. На слоистых

композитах, полученных при скорости метания 0,5 км/с, отсутствуют цвета побежалости в месте расположения образца Ni–Al, что косвенно свидетельствует об отсутствии экзотермической реакции (рисунок 48б).

5.3 Получение МИСКМ ударно-волновым нагружением образца Ni–Al в стальной матрице

Композит разрезали на две равные части перпендикулярно слоям и в направлении детонации взрывчатого вещества измерение микротвердости проводилось по схеме, представленной на рисунке 49.

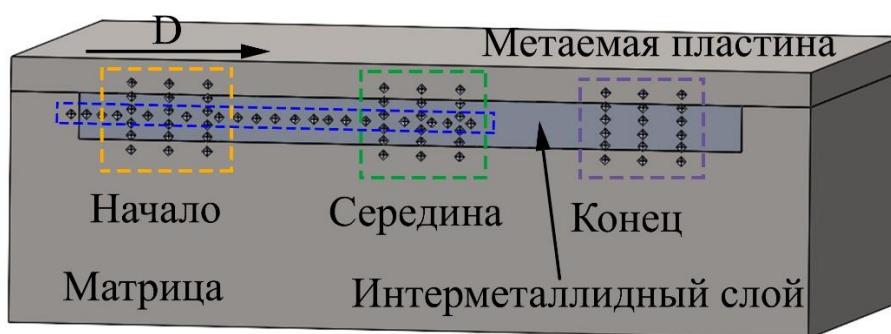


Рисунок 49 – Схема измерения микротвердости композитов

В композите I начальная часть интерметаллидного слоя имеет непрореагировавший участок длиной около 7 мм, на что указывает его внешний вид (рисунок 50).

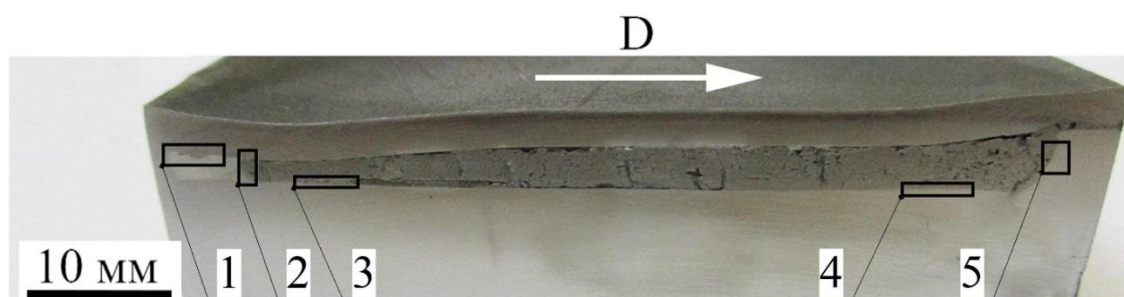


Рисунок 50 – Внешний вид слоистого композита I в разрезе с выделенными участками для исследования микроструктуры

Наблюдается увеличение толщины интерметаллидного слоя от начального участка к конечному участку. Это связано с массопереносом частиц интерметаллидного слоя в направлении детонационного фронта. Это можно объяснить тем, что ударная волна вызывает значительную деформацию материала, особенно в конечных участках. Накопление дефектов кристаллической структуры (дислокации, границы зёрен) в этих участках облегчают диффузию, способствуя росту интерметаллидного слоя. При этом, стоит отметить, на начальном участке (7 мм от переднего торца матрицы) толщина интерметаллидного слоя меньше исходной толщины образца приблизительно на 40% (с 3,7 мм до 2,2 мм). В то время, как на конечном участке толщина интерметаллидного слоя выросла приблизительно на 10% (с 3,7 мм до 4 мм). На рисунке 50 видно, что по всей длине шлифа в ИС находятся поперечные трещины. Данные дефекты структуры после ударно-волнового нагружения возникли из-за того, что в ИС возникли термические напряжения из-за разницы коэффициентов термического расширения NiAl и стали. Также в ИС присутствуют поры, включения и различные неоднородности, которые, становясь концентраторами напряжений, вызывают появление трещин.

Относительная плотность ИС после сварки взрывом в среднем увеличилась примерно на 30 %: в начале ИС с 0,65 до 0,85, в середине с 0,65 до 0,83, а в конце – с 0,65 до 0,80. Разброс по плотности составил менее 5%, что указывает на равномерное распределение плотности и интерметаллидной фазы по всему объему ИС в результате динамического уплотнения, произошедшего под воздействием ударных волн. На рисунке 50 выделены участки для исследования микроструктуры интерметаллидного слоя и характера его взаимодействия со стальной матрицей с помощью электронного микроскопа.

Исследование состава синтезированной части образца выявило формирование монофазного интерметаллидного соединения NiAl во всем объеме ИС. Это подтверждается результатами рентгенофазового анализа,

представленными на рисунке 51. Наличие характерных пиков, соответствующих фазе NiAl свидетельствует об успешном синтезе интерметаллида.

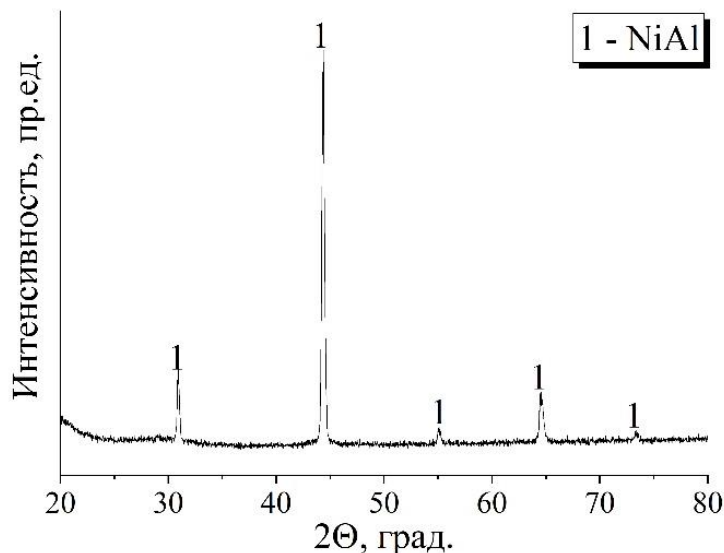


Рисунок 51 – Дифрактограмма интерметаллидного слоя композита I

Микротвердость композитов измерялась поперек слоев вначале, середине и конце и вдоль слоев по середине. Результаты измерения микротвердости слоёв композиционного материала показали, что метаемая пластина и стальная матрица после сварки взрывом имеют микротвердость в диапазоне от 290 до 320 HV, что на 40-50% выше исходной микротвердости (рисунок 52а). Это свидетельствует о существенном упрочнении материала в результате интенсивной пластической деформации.

Микротвердость ИС в начальной части образца составила 100-120 HV, что сравнимо с микротвердостью несинтезированного (исходного) образца Ni–Al (рисунок 52а). Данный результат указывает на сохранение исходной структуры спрессованного образца Ni–Al. Микротвердость ИС в среднем составила 480 HV (рисунок 52б) что хорошо согласуется с литературными данными для фазы NiAl [168,169] и подтверждается результатами РФА, представленными на рисунке 51.

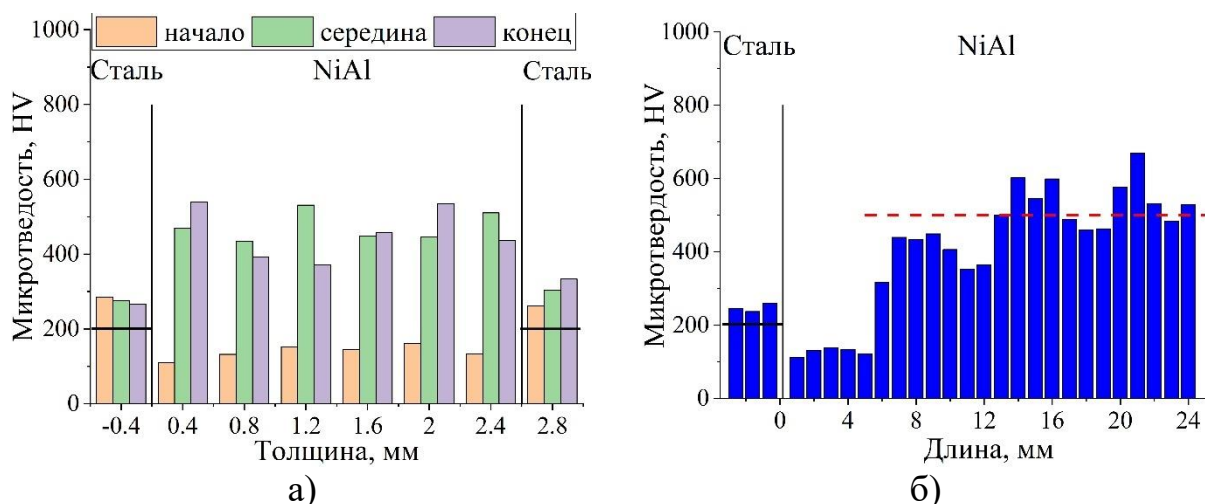
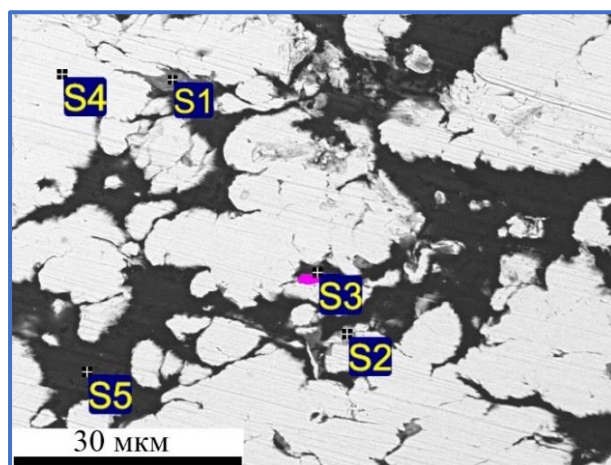
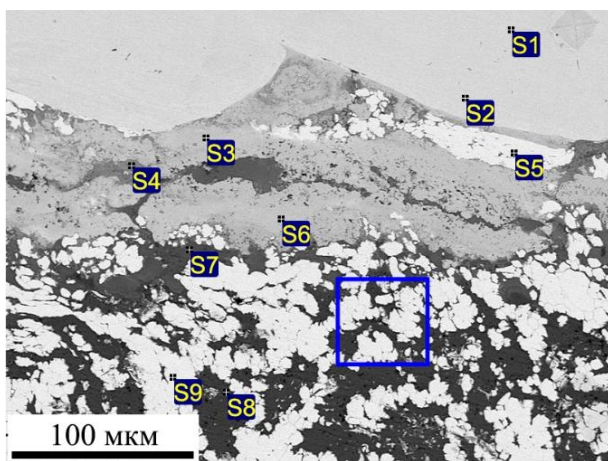


Рисунок 52 – Микротвердость композита I: а) поперек, б) вдоль слоев

Поверхность образца, прилегающая к метаемой пластине оплавлена на глубину от 20 до 70 мкм, что привело к образованию интерметаллидов типа Ni_xAl_y с различным содержанием Fe – от 5,5 до 36 мас. %. (рисунок 53). Оплавление вызвано высокоскоростной деформацией стальной пластины и воздействием потока ударно-сжатого газа в зазоре, температура которого достигала нескольких тысяч градусов Цельсия [170]. Также в оплавленном поверхностном слое обнаружены непрореагировавшие частицы Ni и Al, указывая на то, что длина импульса давления и температуры меньше времени протекания реакции. В результате микроструктурных исследований участка 1, было обнаружено, что непрореагировавшие частицы Ni и Al вытянуты в сторону распространения детонационного фронта под углом 35-45° к центру интерметаллидного слоя (рисунок 53а). Такая ориентация частиц указывает на направленное движение частиц под воздействием ударно-волнового нагружения. Таким образом, видно, что структура участка 1 характеризуется высокой степенью неоднородности на границе соединения образца и метаемой пластины. При рассмотрении несинтезированной части образца на большем увеличении обнаружена фаза $NiAl_3$ на границе частиц Ni с Al (рисунок 53б), что свидетельствует о протекании диффузионных процессов после ударно-волнового нагружения.



Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	–	100	–
S2	–	100	–
S3	25,9	36,7	37,4
S4	60,9	16,3	22,8
S5	–	1,3	98,7
S6	18,6	50,8	30,6
S7	89,2	–	10,8
S8	98,3	–	1,7
S9	–	–	100

а)

Спектр	Содержание, мас. %		
	O	Al	Ni
S1	2,2	66,2	31,6
S2	2,3	40,4	57,3
S3	2,0	55,6	42,4
S4	–	–	100
S5	1,7	98,3	–

б)

Рисунок 53 – СЭМ изображение участка 1 и результаты ЭДС анализа:

а) общий вид, б) выделенная область

Далее, участок 2 содержит переходную зону между синтезированной и несинтезированной частями образца Ni–Al. Наличие несинтезированной части в начале образца Ni–Al указывает на недостаточное давление и температуру, создаваемые при метании стальной пластины со скоростью 1,5 км/с, а прекращение синтеза связано с теплоотводом (закалка) [26,27,62]. В нижней части переходной границы находится больше непрореагировавшей смеси, чем в верхней части, что обусловлено более высоким теплоотводом со стороны стальной матрицы по сравнению с метаемой пластиной (рисунок 54а). Детальное исследование микроструктуры переходной зоны выявило, что образование фазы NiAl происходило диффузионным путем на глубину до 170 мкм. Эта фаза локализуется по границам частиц никеля (рисунок 54б).

Таким образом, формирование интерметаллидной фазы NiAl в условиях ударно-волнового воздействия обусловлено диффузией атомов алюминия через границы зерен никеля, что приводит к образованию новых фаз с высокой плотностью.

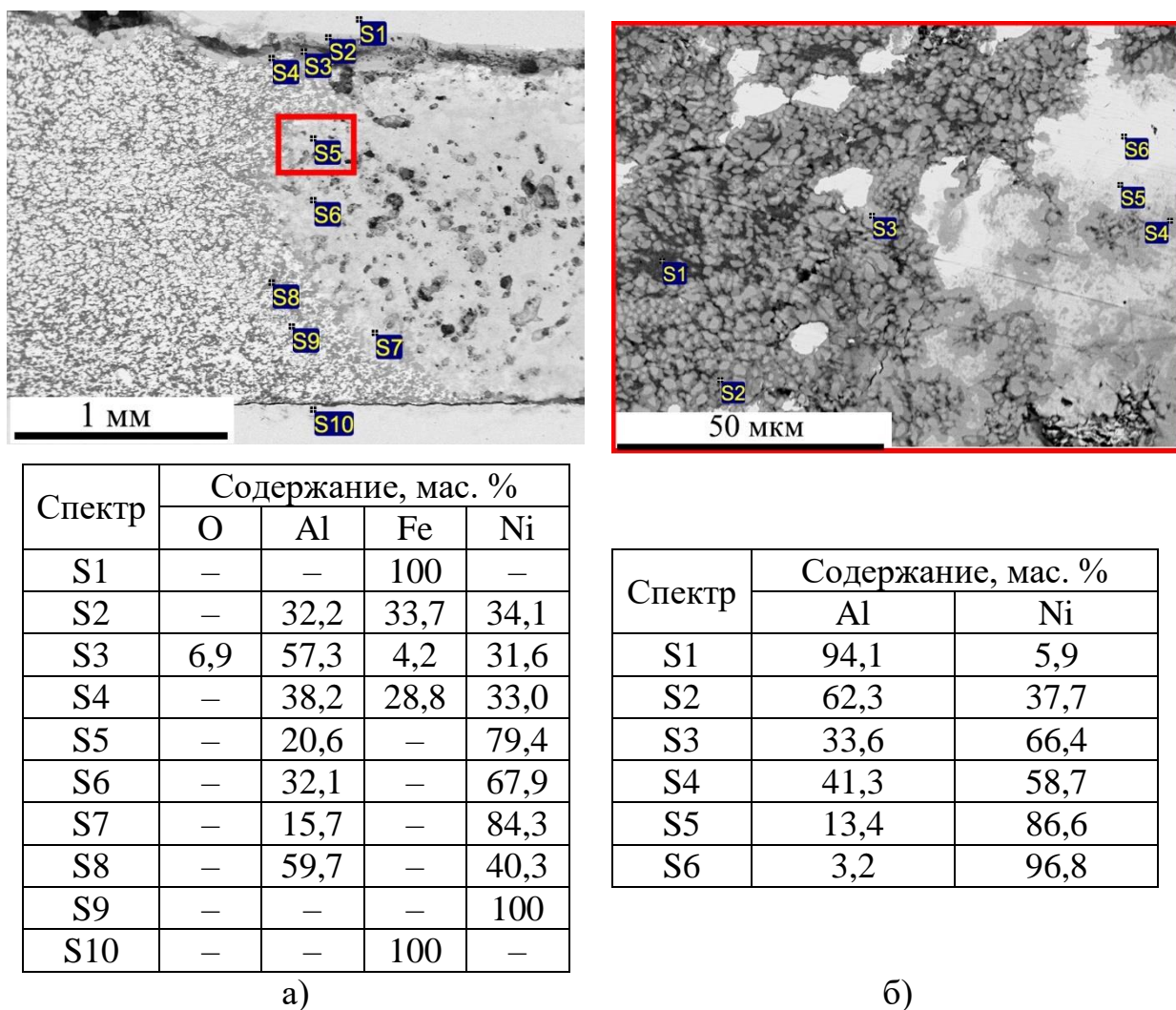


Рисунок 54 – СЭМ изображение и результаты ЭДС анализа переходной зоны
 а) общий вид, б) выделенная область

Участки 3 и 4 характеризуются наличием сложной микроструктуры, формирующей нижнюю границу соединения между NiAl и матрицей. Эта граница представляет собой линию со слабовыраженным волнообразным профилем, что свидетельствует о неоднородности распределения фаз и напряжений в данном участке, а также об интенсивном пластическом течении металла матрицы в процессе УВН. На границе соединения

наблюдаются локальные скопления пор различной формы и размеров (рисунок 55а). Эти поры могут быть результатом фазовых превращений и процессов газовой выделения при кристаллизации NiAl. Волнообразный характер границы соединения сохраняется на протяжении всего образца (рисунок 55б), что указывает на стабильность процесса формирования границы соединения. Кроме пор, по границе соединения выявлены участки расплавов толщиной до 5 мкм и протяженностью до 100 мкм. Эти расплавы содержат фазу $Ni_xFe_yAl_z$, что связано с неравновесными условиями кристаллизации и диффузионными процессами на границе соединения [171,172].

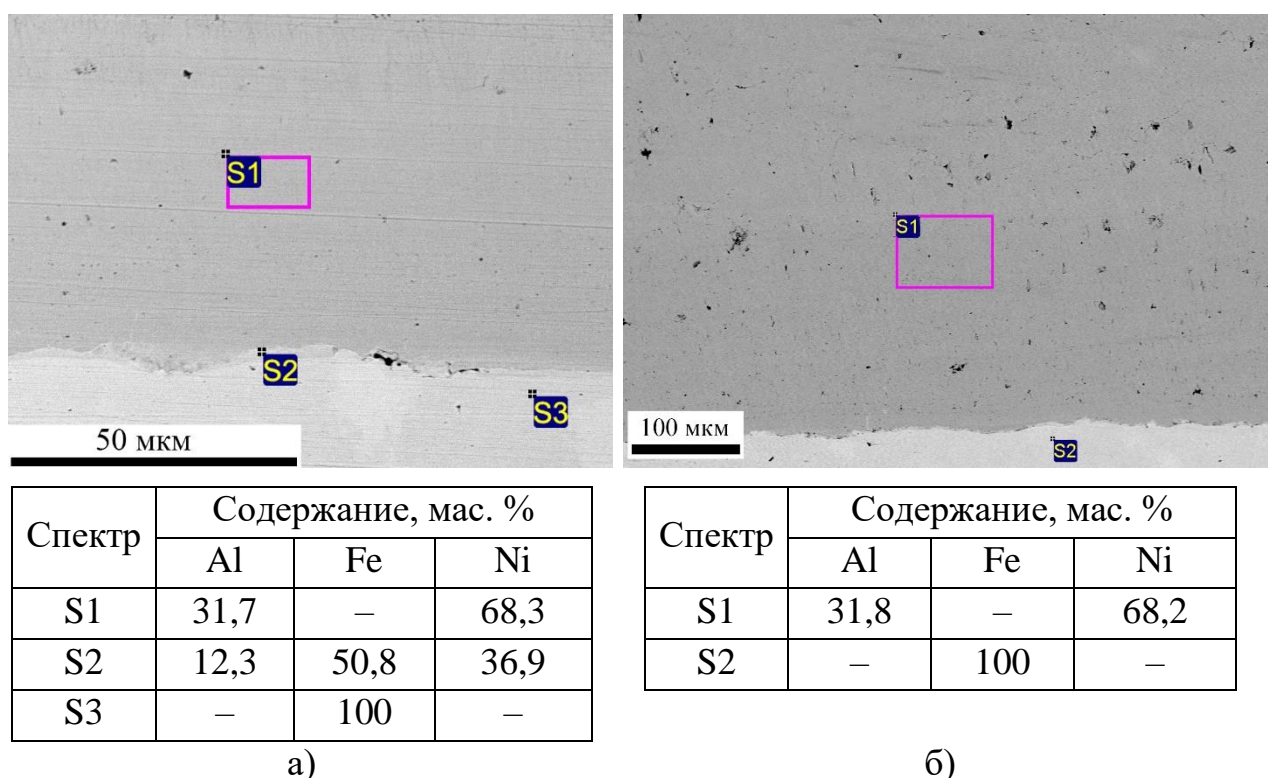


Рисунок 55 – СЭМ изображение границы соединения NiAl со стальной матрицей и результаты ЭДС анализа: а) участок 3, б) участок 4

Результаты ЭДС анализа участка 5 показали, что на границе NiAl с конечной торцевой частью матрицы образуется расплав, включающий в себя фазу $Ni_xFe_yAl_z$ (рисунок 56), такую же, как и в участках 3 и 4. Причем, чем ближе к торцу матрицы, тем большее количество Fe находится в расплаве: на расстоянии около 120 мкм от торца содержание Fe составляет около 30-32 мас. % (рисунок 56б), что привело к образованию твердого раствора

$Ni_xFe_yAl_z$, а на расстоянии более 120 мкм – содержание Fe резко снижается с 32 до 17 мас. % (рисунок 56а), что привело к образованию трещины при быстром охлаждении. Таким образом, анализ микроструктуры и химического состава показывает, что градиентное распределение Fe в ИС существенно влияет на механические свойства материала. Высокое содержание Fe в поверхностном слое способствует образованию стабильного твердого раствора, обладающего устойчивостью к пластической деформации, а резкое снижение содержания Fe приводит к изменению фазового состава и снижению пластичности, что в условиях быстрого охлаждения вызывает образование микротрещин.

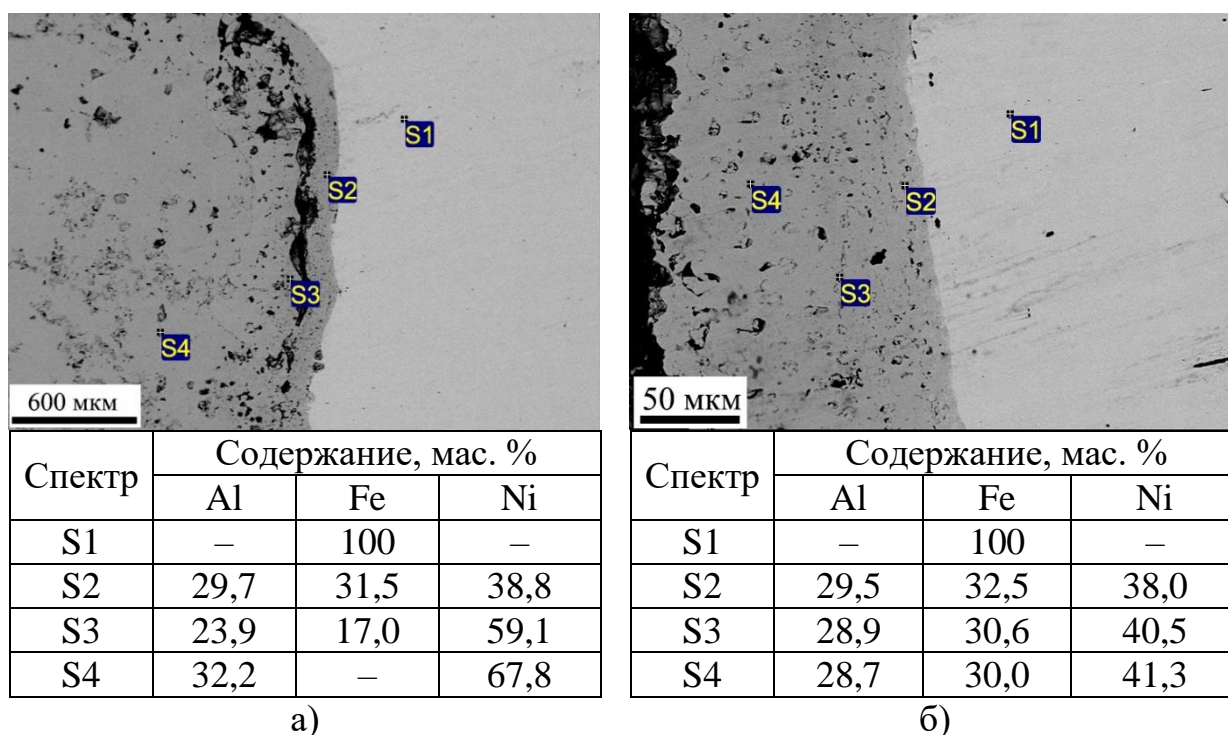


Рисунок 56 – СЭМ изображение границы соединения интерметаллида NiAl и результаты ЭДС анализа участка 5: а,б) со стальной матрицей на торце

5.4 Получение МИСКМ ударно-волновым нагружением и термической обработкой образца Ni–Al в стальной матрице

Композит II получен запечатыванием образца Ni–Al в стальной матрице ударно-волновым нагружением, а для синтеза интерметаллидного

слоя проводилась термическая обработка. На рисунке 57 показан продольный шлиф композита 2 после ТО. Отчетливо видно, что в результате интенсивного газовыделения в процессе СВС произошла деформация верхней пластины (изгиб с максимальным прогибом в центре пластины). Согласно данным, полученным в работе [173] к деформации привело избыточное давление продуктов реакции, которые выделялись в результате термического разложения оксидных пленок (NiO , Al_2O_3) и десорбции примесных газов (H_2 , CO , N_2) с поверхности образца Ni-Al . Избыточное давление привело к расслоению композиционного материала – отделению ИС от верхней пластины и матрицы на 70-80% площади границы соединения. Толщина ИС в начальном участке незначительно уменьшилась (около 5 %) с 3,7 мм до 3,5 мм, а в конечном участке толщина увеличилась на те же 5% – с 3,7 мм до 3,9 мм. Такая картина является «наследственной» после сварки взрывом. При этом трещин в ИС обнаружено не было.

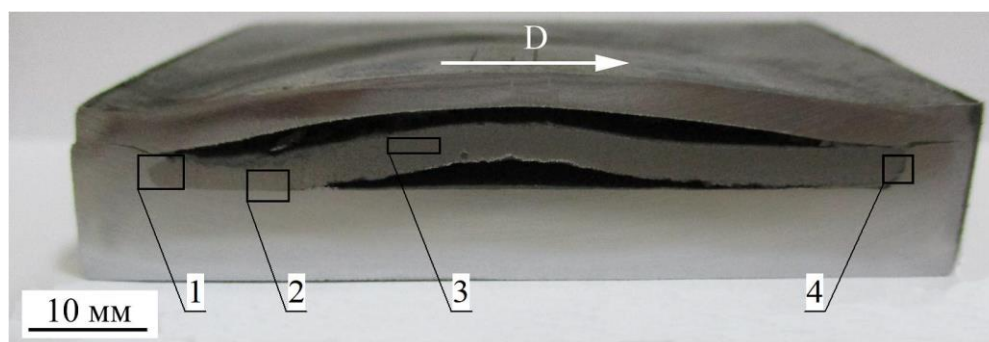


Рисунок 57 – Внешний вид слоистого композита II в разрезе с выделенными участками для исследования микроструктуры

Относительная плотность ИС после сварки взрывом и ТО в среднем увеличилась на 30 %: в начале ИС с 0,65 до 0,83, в середине с 0,65 до 0,81, а в конце – с 0,65 до 0,88. Разброс по плотности составил менее 9 %, что указывает на равномерное распределение плотности и интерметаллидной фазы по всему объему ИС.

Результаты РФА интерметаллидного слоя показывают образование помимо фазы NiAl (63 мас. %), также фазы Ni₃Al (10 мас. %) и Ni₂Al₃ (27 мас. %) (рисунок 58).

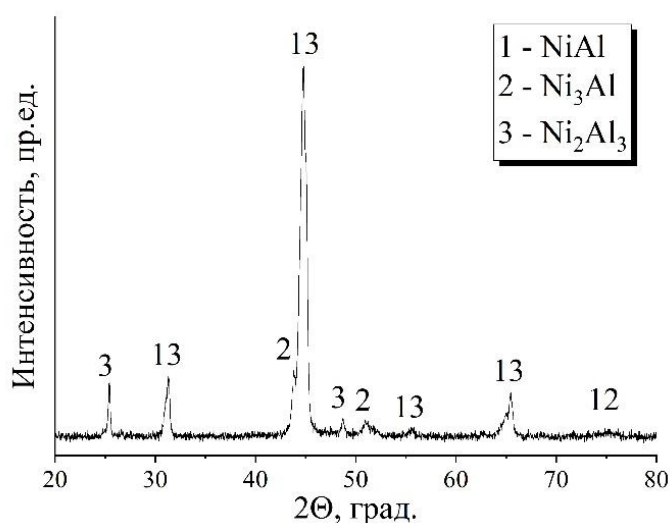


Рисунок 58 – Дифрактограмма интерметаллидного слоя

Проведено измерение микротвердости композита II в поперечном и продольном направлении. По результатам исследований микротвердости композита 2 установлено, что термическая обработка и нагрев от экзотермической реакции синтеза NiAl не снижают твердость нагартованного слоя метаемой пластины и стальной матрицы (рисунок 59а). Микротвердость интерметаллидного слоя в поперечном направлении составила около 550 HV, что соответствует фазе NiAl (рисунок 59). Микротвердость в продольном направлении в среднем составила 530 HV (рисунок 59б). Также в интерметаллидном слое присутствуют участки с микротвердостью 370 и 850 HV, что хорошо согласуется с литературными данными для фаз Ni₂Al₃, NiAl₃ [168,169,174] и подтверждаются результатами РФА, представленными на рисунке 58. Участки с низкой микротвердостью обусловлены наличием мелких пор и непрореагировавшим никелем.

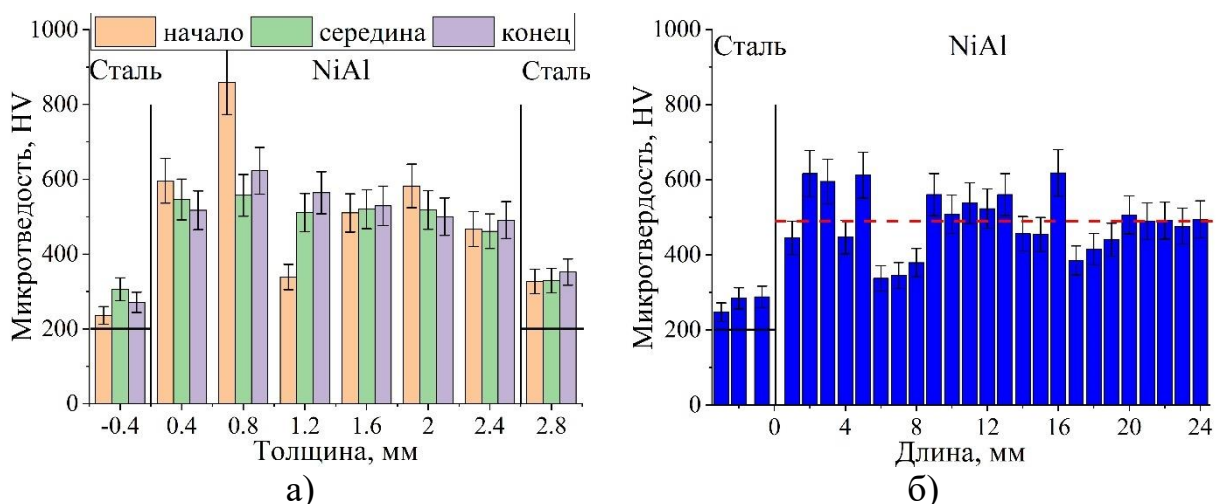
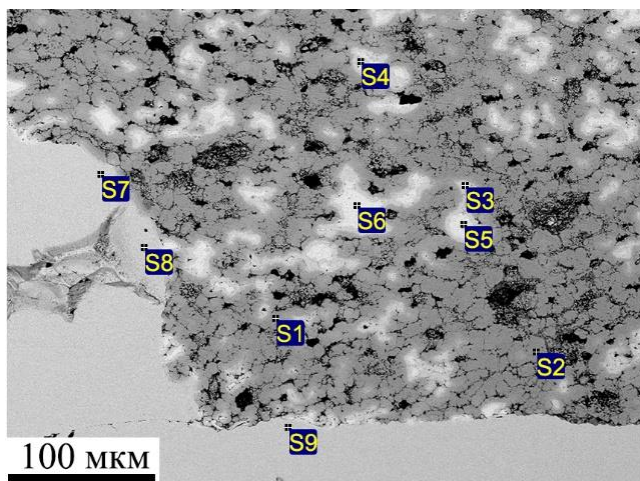


Рисунок 59 – Микротвердость композита II: а) поперек, б) вдоль слоев

В результате микроструктурных исследований участка 1 обнаружено сплошное соединение между ИС и матрицей. Анализ с использованием СЭМ и ЭДС показал, что ИС состоит из равномерно распределённых частиц никеля размером не более 50 мкм, окруженных фазами Ni_3Al и $NiAl$ (рисунок 60). Это подтверждает наличие коалесценции частиц никеля и образование интерметаллидных фаз.



Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	36,0	–	64,0
S2	37,6	–	62,4
S3	11,0	–	89,0
S4	13,6	–	86,4
S5	–	–	100
S6	–	–	100
S7	–	100	–
S8	–	100	–
S9	–	100	–

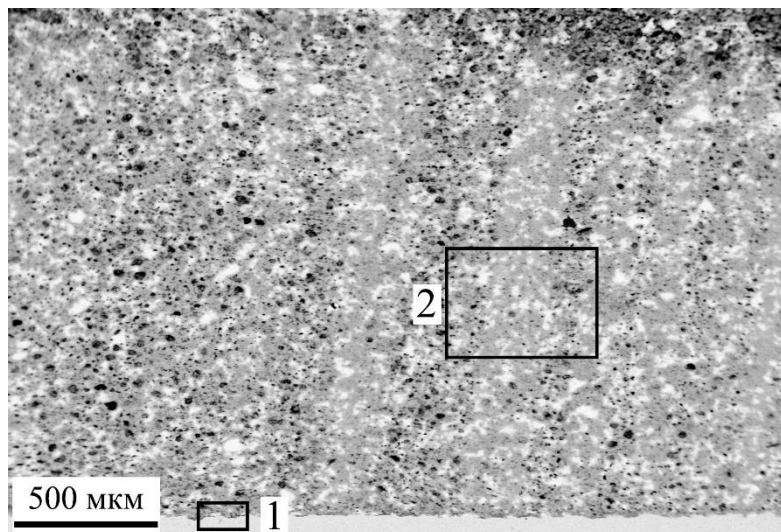
Рисунок 60 – СЭМ изображение участка 1 и результаты ЭДС анализа

На рисунке 61а показана микроструктура ИС, характерная для участка 2. Данная микроструктура представляет собой чередование пористых и беспористых участков, ориентированных перпендикулярно ИС. Такая структура формируется в результате нестационарного режима горения, включающего стадии быстрого сгорания материала и выделения примесей,

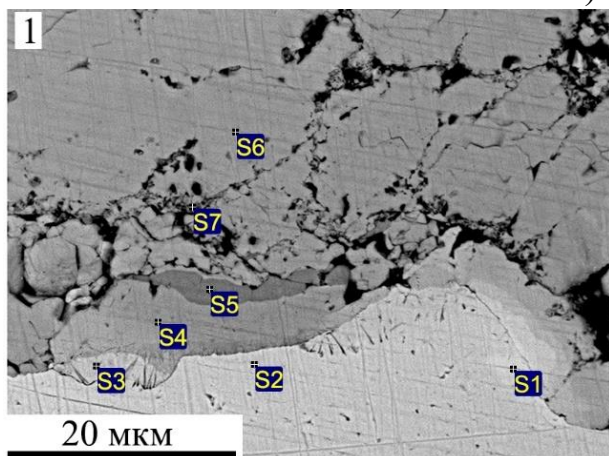
что приводит к периодическому изменению условий горения и, как следствие, к формированию пористых и беспористых участков, ширина которых увеличивается по мере приближения к начальной части ИС [175].

Граница соединения между ИС и стальной матрицей имеет прямолинейный профиль без видимых дефектов, что свидетельствует о приемлемом качестве соединения.

СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа исследуемой зоны 1 выявили наличие оплава толщиной до 6 мкм, состоящего из хрупких интерметаллидных фаз Fe_3Al (S4) и $FeAl_2$ (S5) (рисунок 61б). Кроме того, было установлено, что состав чередующихся слоёв интерметаллидного слоя (рисунки 60 и 61в, исследуемая зона 2) идентичен. Это свидетельствует об однородности химического состава во всем интерметаллидном слое.

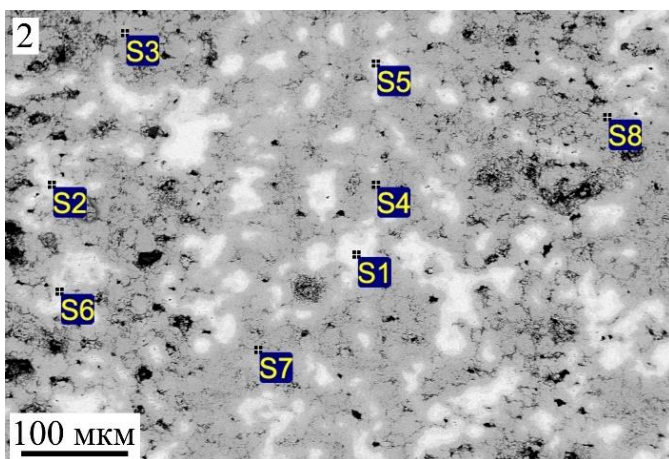


а)



б)

Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	–	85,0	15,0
S2	–	100	–
S3	7,5	92,5	–
S4	30,3	69,7	–
S5	46,0	51,3	2,7
S6	37,4	1,3	61,3
S7	34,5	1,6	63,9



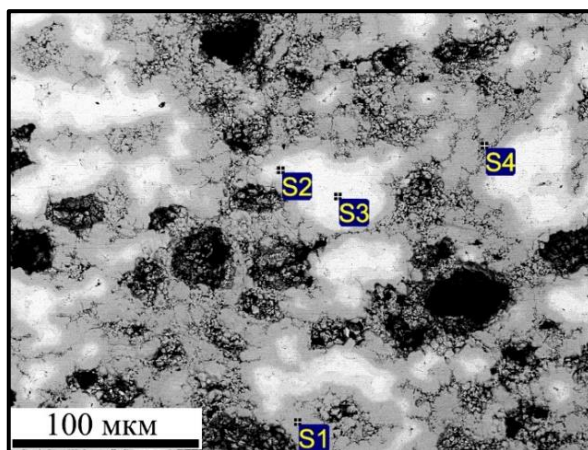
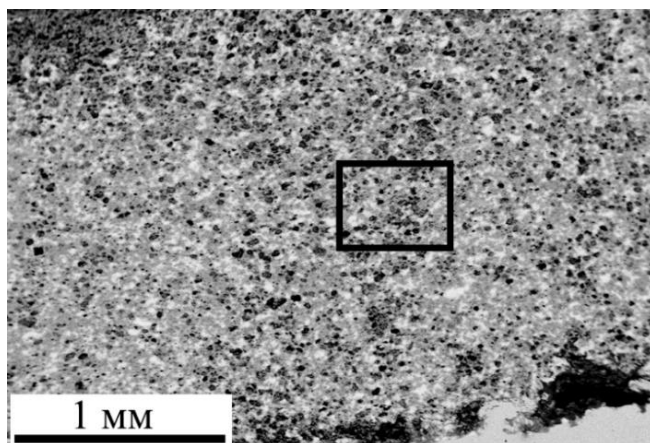
Спектр	Содержание, мас. %	
	Al	Ni
S1	–	100
S2	–	100
S3	31,5	68,5
S4	31,0	69,0
S5	10,2	89,8
S6	10,8	89,2
S7	36,6	63,4
S8	37,7	62,3

в)

Рисунок 61 – СЭМ изображения и результаты ЭДС анализа участка 2:

а) общий вид участка 2, б) граница соединения стальной матрицы и интерметаллидного слоя, в) интерметаллидный слой

На рисунке 62а представлен общий вид участка 3, на котором можно наблюдать большое количество крупных пор равномерно распределенных в интерметаллидном слое.



Спектр	Содержание, мас. %	
	Al	Ni
S1	32,0	68,0
S2	12,3	87,7
S3	–	100
S4	37,4	61,6

а)

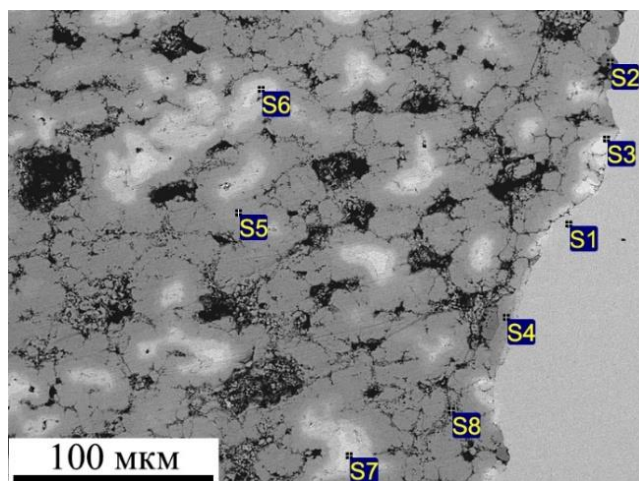
б)

Рисунок 62 – СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа участка 3:

а) общий вид, б) выделенная область

СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа выделенной зоны позволили установить, что интерметаллидный слой состоит из никелевых частиц или фазы Ni_3Al окруженных фазой $NiAl$ (рисунок 62б).

СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа участка 4 показывают, что образовалось сплошное соединение между интерметаллидным слоем и матрицей (рисунок 63).



Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	–	100	–
S2	52,7	47,3	–
S3	–	9,3	90,7
S4	31,0	69,0	–
S5	33,1	–	66,9
S6	11,1	–	88,9
S7	3,8	–	96,2
S8	36,3	–	63,7

Рисунок 63 – СЭМ изображение участка 4 и результаты ЭДС анализа

Микроструктурный анализ показывает, что ИС состоит из зёрен Ni_3Al , окруженных зернами $NiAl$. Также в конечной части ИС наблюдается значительное уменьшение содержания свободного никеля по сравнению с начальной и средней частями. Это явление обусловлено высокой температурой и длительной выдержкой, что приводит к практически полному растворению никеля в интерметаллидных фазах.

Композит III получен запечатыванием образца $Ni-Al$ в стальной матрице ударно-волновым нагружением, а для синтеза интерметаллидного слоя проводилась термическая обработка. Термическая обработка композита II показала, что в результате синтеза образца $Ni-Al$ выделяются примесные газы, которые деформируют стальную пластину и интерметаллидный слой. В

связи с этим перед термической обработкой в матрице и метаемой пластине выполнялись технологические отверстия для выхода газов.

Макроструктурные исследования показали, что после термической обработки отсутствует значительная деформация метаемой пластины и ИС. Толщина ИС по всей длине практически не изменилась. Несмотря на выход газов, полностью сплошного соединения между ИС и стальными слоями получить не удалось. Заметны расслоения в верхней центральной части, возникшие из-за разницы коэффициентов термического расширения между сталью и ИС, что вызвало напряжения при охлаждении. Также внутри ИС присутствуют поперечные трещины, однако их количество минимально по сравнению с композитом I.

Относительная плотность ИС после сварки взрывом увеличилась на 23 %: в начале ИС с 0,65 до 0,8 в начале, середине и конце соответственно. Разброс по плотности составил менее 1%, что указывает на равномерное распределение плотности и интерметаллидной фазы по всему объему ИС.

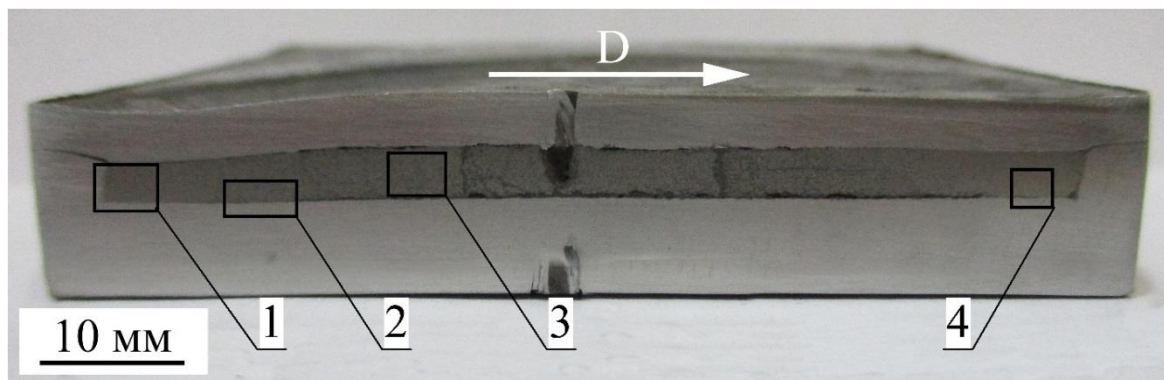


Рисунок 64 – Внешний вид слоистого композита III в разрезе с выделенными участками для исследования микроструктуры

Результаты РФА интерметаллидного слоя показывают образование помимо фазы NiAl (55 мас. %), также фазы NiAl₃ (13 мас. %) и Ni₂Al₃ (32 мас. %) (рисунок 65).

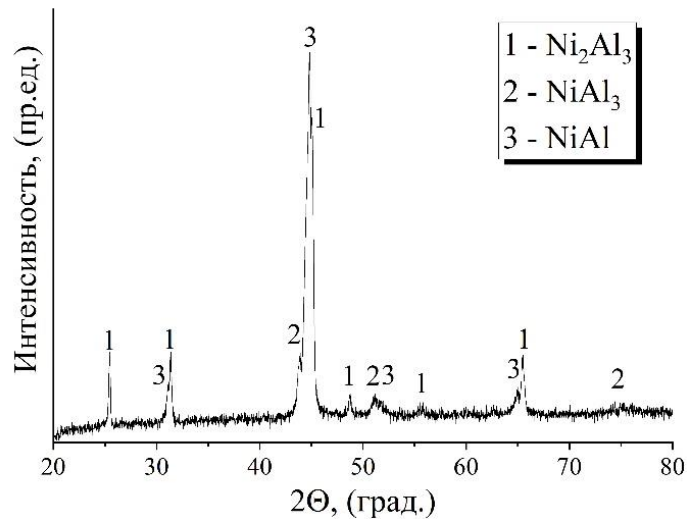


Рисунок 65 – Дифрактограмма интерметаллидного слоя в композите III

По результатам исследований микротвердости композита III установлено, что термическая обработка также, как и в случае с композитом II не снижает микротвердость метаемой пластины и матрицы (рисунок 66а). Микротвердость интерметаллидного слоя в среднем составила 590 НВ, что на 20 % выше, чем в двух других композитах (рисунок 66а). Данный факт говорит о преобладании фаз NiAl_3 и Ni_2Al_3 , что согласуется с результатами РФА (рисунок 65) [168]. Микротвердость в средней части интерметаллидного слоя выше, чем на краях, что свидетельствует о преобладании фазы NiAl_3 и Ni_2Al_3 над NiAl (рисунок 66б).

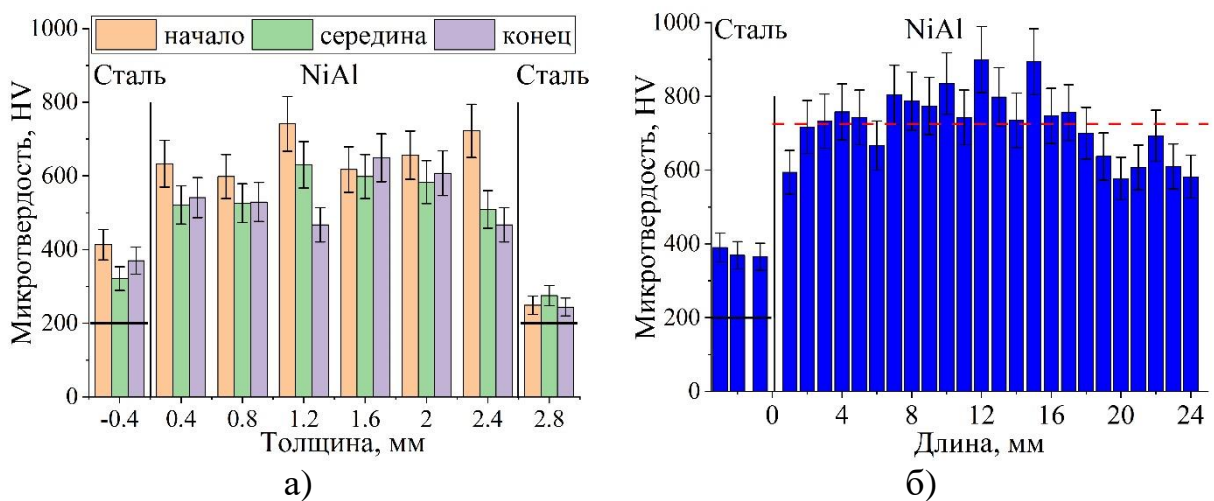
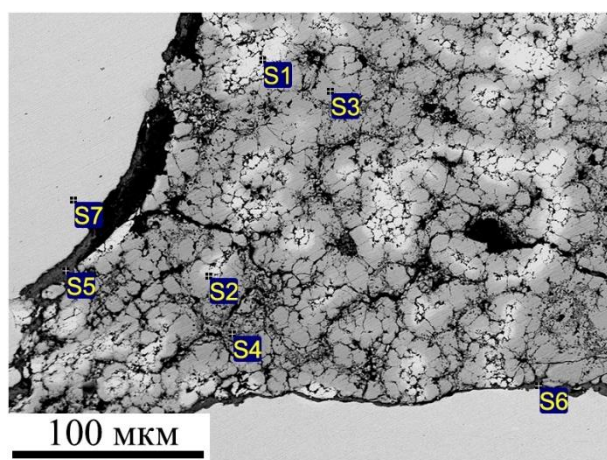


Рисунок 66 – Микротвердость композита III: а) поперек, б) вдоль слоев

СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа участка 1 показывают, что ИС состоит из неравномерно распределённых, непрореагировавших в ходе синтеза, агломерированных никелевых частиц (светлые фазы), окруженных фазой NiAl (рисунок 67). Их неравномерное распределение объясняется локальными зонами с недостаточной диффузией Al в Ni. По границе соединения интерметаллидного слоя и матрицы наблюдается тонкая дискретная прослойка оксида железа (рисунок 67, точка S5), возникшая в результате локального расплавления приповерхностных слоев стальной матрицы под действием экзотермической реакции синтеза NiAl. В то время как на нижней границе соединения (Рисунок 67, точка S6) сформировалась тонкая прослойка (~10 мкм), состоящая из фазы NiAlFe. Чередование NiAl, Ni₂Al₃ и агломератов Ni создаёт зоны с разной микротвёрдостью (объясняет ранее зафиксированные 370-850 HV). Избыток Al (точка S4) указывает на формирование фазы NiAl₃



Спектр	Содержание, мас. %			
	O	Al	Fe	Ni
S1	–		–	100
S2	–	30,9	–	69,1
S3	–	35,5	–	64,5
S4	–	39,7	–	60,3
S5	36,4	–	63,6	–
S6	–	4,4	90,9	4,7
S7	–	–	100	–

Рисунок 67 – СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа участка 1

На рисунке 68а представлен общий вид участка 2, на котором можно наблюдать неравномерно распределенные никелевые частицы, а также большое количество мелких, средних и крупных пор, распределенных в ИС. Граница соединения ИС со стальной матрицей имеет криволинейный профиль без дефектов. СЭМ изображение и результаты ЭДС анализа выделенной зоны позволили установить наличие тонкой не сплошной

прослойки из оксида железа (S5, S6) толщиной до 10 мкм (рисунок 68в). При охлаждении после синтеза возникают растягивающие напряжения в ИС из-за более высокого коэффициента термического расширения интерметаллида по сравнению с матрицей.

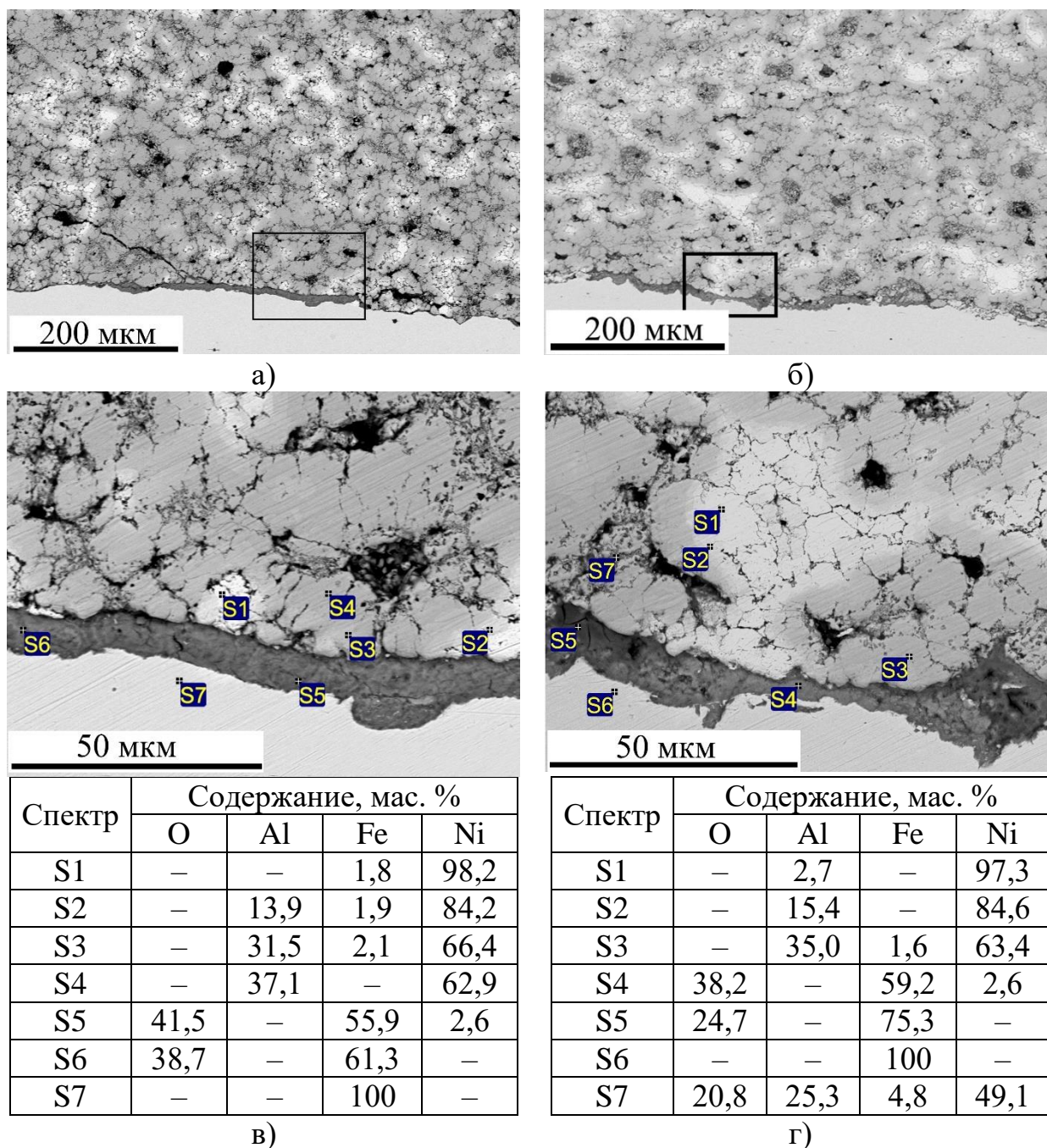
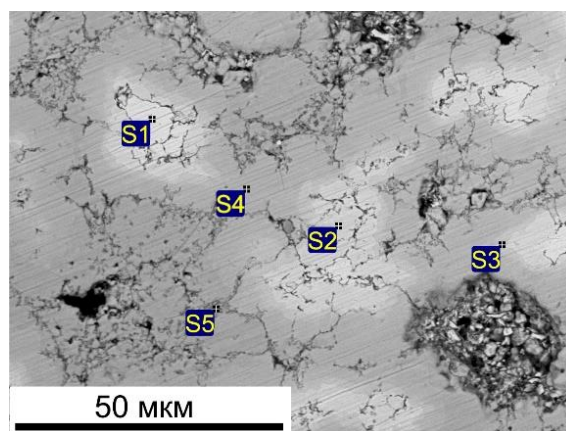
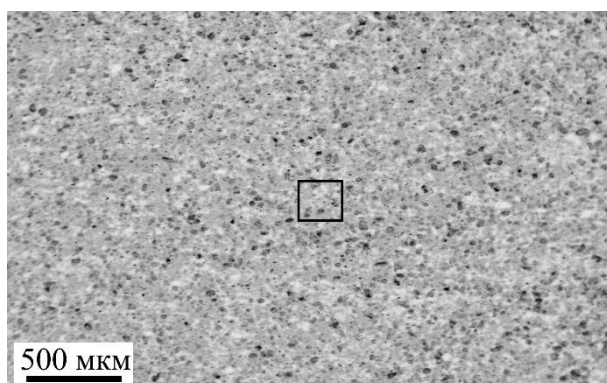


Рисунок 68 – СЭМ изображение границы соединения интерметаллида NiAl со стальной матрицей и результаты ЭДС анализа: а) участок 2 общий вид, б) участок 4 общий вид, в) участок 2 граница соединения, г) участок 4 граница соединения

На рисунке 68б представлен общий вид участка 4, на котором также неравномерно распределены никелевые частицы с наличием нескольких крупных агломераций, а структура интерметаллидного слоя менее пористая. Граница соединения интерметаллидного слоя со стальной матрицей имеет криволинейный профиль без дефектов. СЭМ изображение и результаты ЭДС анализа выделенной зоны позволили установить наличие тонкой не сплошной прослойки из оксида железа (S4, S5) толщиной до 10 мкм (рисунок 68г).

На рисунке 69а представлен общий вид участка 3, на котором можно наблюдать большое количество мелких пор (до 20 мкм), равномерно распределенных в ИС. СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа выделенной зоны позволили установить, что ИС состоит из мелких (до 20 мкм) никелевых частиц или фазы Ni_3Al окруженных фазой $NiAl$ (рисунок 69б).



Спектр	Содержание, мас. %		
	O	Al	Ni
S1	–	2,4	97,6
S2	–	14,1	85,9
S3	–	24,1	75,9
S4	–	32,9	67,1
S5	7,6	37,1	55,3

а)

б)

Рисунок 69 – СЭМ изображение и результаты ЭДС анализа участка 3:

а) общий вид, б) выделенная область

5.5 Выводы по главе 5

1. Установлено, что при термической обработке модельных образцов Ni-Al внутри металлической сборки при скорости нагрева 25 °C/мин образуется многофазный продукт (NiAl, Ni₂Al₃, Ni₃Al). Уменьшение скорости нагрева до 12,5 °C/мин позволяет получить монофазный продукт (NiAl).
2. Разработана схема получения интерметаллидного слоя NiAl в стальной матрице ударно-волновым нагружением порошкового образца Ni-Al в одну технологическую стадию.
3. Установлено, что при термической обработке образца Ni-Al внутри стальной матрицы выделяется достаточное количество газов, деформирующих синтезируемый интерметаллидный слой и метаемую пластину. Выделение примесных газов также вызывает расслоение между интерметаллидным слоем и стальной матрицей.
4. Разработана схема удаления примесных газов в процессе термической обработки образца Ni-Al в стальной матрице, позволяющая избежать деформации метаемой пластины и обеспечить их сплошность соединения.
5. Обнаружено, что реакция протекает от конца образца к началу: в конечной области создаются условия для инициирования СВС, но из-за превалирования теплоотвода над тепловыделением происходит «затухание» реакции.
6. Во всех композитах плотность ИС повысилась на 23-35 %, что свидетельствует о перспективности использования ударно-волнового нагружения для уплотнения образца Ni-Al.
7. Проведенные исследования показали, что металло-интерметаллидные материалы с синтезируемым интерметаллидным слоем (NiAl) могут быть получены как методом ударно-волнового нагружения, так и с последующей термической обработкой.

ОБЩИЕ РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ВЫВОДЫ

1. Впервые установлено, что максимальная скорость горения (100 мм/с) достигается в эквимолярной смеси Ni–Al с добавлением 1 мас. % $(C_2F_4)_n$. Показано, что с повышением содержания $(C_2F_4)_n$ от 1 до 25 мас. % скорость горения снижается до 1,5 мм/с из-за газовыделения и нарушения теплопереноса.

2. Впервые установлено влияние термической обработки на реакционную способность и прочность системы Ni–Al. Показано, что термическая обработка повышает прочность с 12 до 100 МПа и температуру воспламенения с 660 до 980 °С, снижает скорость горения с 25 до 10 мм/с и увеличивает время индукции с 2 до 20 секунд из-за окисления и частичного синтеза $NiAl_3$ и Ni_2Al_3 .

3. Впервые методом послойного армирования непрерывными вольфрамовыми волокнами эквимолярной смеси Ni–Al и добавлением 1 мас. % $(C_2F_4)_n$ удалось повысить прочность на изгиб в 3 раза до 125 МПа.

4. Впервые определено необходимое содержание $(C_2F_4)_n$ в Ni–Al, обеспечивающее ее стабильное инициирование при ударно-волновом нагружении. При скорости нагружения 1,0 км/с – от 10 и более мас. % $(C_2F_4)_n$, при 1,5 км/с – от 5 и более мас. % $(C_2F_4)_n$.

5. Впервые показано, что механическая активация принципиально меняет механизм инициирования реакции в трудноиницируемой системе $(W-(C_2F_4)_n)-Al$, снижая температуру воспламенения с 1000 до 660 °С. В механоактивированных смесях инициирование реакции обеспечивается твердофазным взаимодействием алюминия с вольфрамом с образованием алюминида вольфрама (Al_4W). Тогда как, в смесях, приготовленных сухим смешиванием, инициирование реакции обеспечивается взаимодействием продуктов разложения $(C_2F_4)_n$ с алюминием и вольфрамом с образованием фторида алюминия (AlF_3) и карбидов вольфрама (W_2C , WC).

6. Показано, что использование nW или механической активации расширяет концентрационные пределы ударно-волнового инициирования трудноиницируемой системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$, обеспечивая протекание экзотермической реакции в составах с 5 и 30 мас. % Al.

7. Определены области применения разработанных реакционных материалов. Материал системы $Ni-Al-1\%(C_2F_4)_n$, армированный вольфрамовыми волокнами, рекомендован для использования в качестве функциональных оболочек устройств специального назначения взамен алюминиевых материалов. Материал состава $72W-18(C_2F_4)_n-10Al$ перспективен для применения в устройствах, требующих сочетания высокой плотности ($6,4 \text{ г/см}^3$) и высокой температуры реакции до $2000 \text{ }^\circ\text{C}$.

8. Впервые разработаны схемы получения металло-интерметаллидных композитов сталь/NiAl/сталь: первая одностадийная (ударно-волновое нагружение при $1,5 \text{ км/с}$), позволяющая синтезировать слой NiAl с микротвердостью до 670 HV за счет протекания реакции СВС, и вторая двухстадийная (ударно-волновое нагружение при $0,5 \text{ км/с}$ и термическая обработка), обеспечивающая формирование сплошного металлургического соединения и возможность регулирования фазового состава ($NiAl$, Ni_2Al_3 , $NiAl_3$) и микротвердости (от 370 до 850 HV) интерметаллидного слоя.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Hastings, D.L. Reactive Structural Materials: Preparation and Characterization / D.L. Hastings, E.L. Dreizin // *Advanced Engineering Materials*. – 2017. Vol. 20. – P. 1700631. doi.org/10.1002/adem.201700631
2. Glavier, L. Nanoenergetics as pressure generator for nontoxic impact primers: Comparison of Al/Bi₂O₃, Al/CuO, Al/MoO₃ nanothermites and Al/PTFE / L. Glavier, G. Taton, J. Ducere, V. Baijot, S. Pinon, T. Calais, A. Esteve, M.D. Rouhani, C. Rossi // *Combustion and Flame*. – 2015. – Vol. 162. – P. 1813–1820. doi.org/10.1016/j.combustflame.2014.12.002
3. Ke, X. Safe preparation, energetic performance and reaction mechanism of corrosion-resistant Al/PVDF nanocomposite films / X. Ke, S. Guo, G. Zhang, X. Zhou, L. Xiao, G. Hao, N. Wang, W. Jiang // *Journal of Materials Chemistry*. – 2018. – Vol. 6. – P. 17713–17723. doi.org/10.1039/C8TA05758C
4. Guo, M. The Mechanical and Energy Release Performance of THV-Based Reactive Materials / M. Guo, Y. Wang, H. Wang, J. Xiao // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – No. 17. – P. 5975. doi.org/10.3390/ma15175975
5. Mandal, A. Examination of shock-induced reaction in Ni/Al powder mixtures / A. Mandal, M.T. Beason, B.J. Jensen // *AIP Conference Proceedings* – 2020. – Vol. 2272. – P. 030021. doi.org/10.1063/12.0000903
6. Chiu, P.-H. Dynamic fragmentation of Al–W granular rings with different mesostructures / P.-H. Chiu, K.L. Olney, D.J. Benson, C. Braithwaite, A. Collins, V.F. Nesterenko // *Journal of Applied Physics*. – 2017. – Vol. 121. – P. 045901. doi.org/10.1063/1.4973730
7. Ren, H. Impact-initiated behavior and reaction mechanism of W/Zr composites with SHPB setup / H. Ren, X. Liu, J. Ning // *AIP Advances*. – 2016. – Vol. 6. – No. 11. – P. 115205. doi.org/10.1063/1.4967340
8. Бацанов, С.С. Особенности твердофазных превращений, инициированных ударными волнами / С.С. Бацанов // *Успехи химии*. – 2006. – Т. 75. – № 7. – С. 669–686.

9. Гоголя, М.Ф. Некоторые параметры ударного сжатия серы / М.Ф. Гоголя, М.А. Бражников // Журнал технической физики. – 1992. – Т. 62. № 3. – С. 197–200.
10. Vadchenko, S.G. Gas Release during Combustion of W–Teflon–Al Mixtures / S.G. Vadchenko, I.S. Gordopolova, I.D. Kovalev, I.V. Saikov, M.I. Alymov // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 2019. – Vol. 28. – P. 64–67. doi.org/10.3103/S1061386219010138
11. Miracle, D.B. Overview The physical and mechanical properties of NiAl / D.B. Miracle // Acta Metallurgica et Materialia. – 1993. – Vol. 41. No 3. – P. 649–684. doi.org/10.1016/0956-7151(93)90001-9
12. Bochenek, K. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications / K. Bochenek, M. Basista // Progress in Aerospace Sciences. – 2015. – Vol. 79. – P. 136–146. doi.org/10.1016/j.paerosci.2015.09.003
13. Lu, W. Analysis of the Coupling Effects of TiB Whiskers and TiC Particles on the Fracture Toughness of (TiB + TiC)/TC4 Composites: Experiment and Modeling / W. Lu, X. Guo, J. Meng, F. Wang, L. Wang, D. Zhang // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2015. – Vol. 46. – P. 3490–3501. doi.org/10.1007/s11661-015-2973-6
14. Saikov, I.V. Synthesis, in SHS-Mixtures by Explosive Loading / I.V. Saikov, A.Yu. Malakhov, V.G. Salamatov, S.A. Seropyan, I.E. Semenchuk, I.D. Kovalev // Key Engineering Materials. – 2020. – Vol. 839. – P. 114–118. doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.839.114
15. Saikov, I.V. Shock-Induced Chemical Transformations in Ti–B–Ni and Ti–C–Ni Powder Blends / I.V. Saikov, V.G. Salamatov, A.Yu. Malakhov, I.E. Semenchuk, I.D. Kovalev, N.I. Mukhina, S.A. Seropyan, P.Yu. Gulyaev // International journal of self-propagating high-temperature synthesis. – 2020. – Vol. 29. – No 1. – P. 10–14. doi.org/10.3103/S1061386220010100
16. Авенян, В.А. Использование композитов металл-ПТФЭ в средствах защиты / В.А. Авенян, В.В. Балалаев, Н.А. Имховик, А.И. Малкин, В.Б. Яшин

- // Вопросы оборонной техники. Серия 16: технические средства противодействия терроризму. – 2011. – № 3-4. – С. 51–55.
17. Имховик, Н.А. Об исследованиях по разработке за рубежом новых высокоплотных реактивных материалов (“High-Density Reactive Materials”) и их применению в боеприпасах повышенного могущества действия / Н.А. Имховик, В.В. Селиванов, А.К. Симонов, А.И. Сергеева, В.Б. Яшин // Вооружение и экономика. – 2014. – Т. 26. – № 1. – С. 53–63.
18. Уртъев П.А., Ударное инициирование энергетических материалов при различных начальных температурах (обзор) / П.А. Уртъев, К.М. Тарвер // Физика горения и взрыва. – 2005. – Т. 41. – № 6. – С. 181–192.
19. Ильин, С.С. Применение модели диффузионного горения в расчетах конечной баллистики поражающих элементов, содержащих реакционные материалы / С.С. Ильин, Е.А. Хмельников, И.И. Вендер, Т.Е. Заводова, К.В. Смагин // Интерэкспо Гео-Сибирь. – 2018. – № 7. – С. 154–166.
20. National Research Council 2004. Advanced Energetic Materials. Washington, DC: The National Academies Press. doi.org/10.17226/10918.
21. Бабкин, А.В. Средства поражения и боеприпасы: Учебник [Текст] / А.В. Бабкин, В.А. Велданов, Е.Ф. Грязнов. – М.: МГТУ, 2008. – 984 с.
22. Либенсон, Г. А. Производство порошковых изделий: учеб. для вузов / Г. А. Либенсон. – М.: Металлургия, 1990. – 236 с.
23. Яшин, В.Б. Исследование возможности применения механо-активированных металл-фторопластовых композитов в конструкциях средств защиты / В.Б. Яшин, Н.А. Имховик, А.И. Малкин // Вопросы оборонной техники. Серия 16: технические средства противодействия терроризму. – 2012. – № 7-8. – С. 49-53.
24. Woody, D.L. Metal/metal exothermic reactions induced by low velocity impact / D.L. Woody, J.J. Davis, P. Miller // Proceedings Materials Research Society. – 1996. – Vol. 418. – P. 445–449. doi.org/10.1557/PROC-418-445
25. Яшин, В.Б. Параметры взрыва зарядов из тротила, содержащих блоки из высокоплотных металлофторопластовых композиций / В.Б. Яшин, В.В.

- Алексеев, С.П. Ходырев, А.В. Малкин, А.И. Малкин, Н.А. Имховик // Инженерный журнал: наука и инновация. – 2013. – Т. 1. – № 13. – С. 83–95.
26. Eakins, D.E. Shock compression of reactive powder mixtures / D.E. Eakins, N.N. Thadhani // International Materials Reviews. – 2009. – Vol. 54. – No 4. – P. 181–213. doi.org/10.1179/174328009X461050
27. Horie Y. Synthesis of nickel aluminides under high-pressure shock loading / Y. Horie, R.A. Graham, I.K. Simonsen // Materials Letters. – 1985. – Vol. 3. – P. 354–359. doi.org/10.1016/0167-577X(85)90075-8
28. Zhang, J. Sintering Reaction and Pyrolysis Process Analysis of Al/Ta/PTFE / J. Zhang, J. Huang, Y. Li, Q. Liu, Z. Yu, J. Wu, Z. Gao, S. Wu, J. Kui, J. Song // Polymers. – 2019. – Vol. 11. – No. 9. – P. 1469. doi.org/10.3390/polym11091469
29. Dreizin, E.L. Metal-based reactive nanomaterials / E.L. Dreizin // Progress in Energy and Combustion Science. – 2009. – Vol. 35. – P. 141–167. doi.org/10.1016/J.PECS.2008.09.001
30. Beckstead, M. Correlating Aluminum burning times / M. Beckstead // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2005. – Vol. 41. – P. 533–546. doi.org/10.1007/s10573-005-0067-2
31. Trunov, M.A. Ignition of aluminum powders under different experimental conditions / M.A. Trunov, M. Schenitz, E.I. Dreizin // Propellants Explosives Pyrotechnics. – 2005. – Vol. 30. – P. 36–43. doi.org/10.1002/prop.200400083
32. Vogler, T.J. (Eds.). Shock Phenomena in Granular and Porous Materials / T.J. Vogler, D.A. Fredenburg // Shock Wave and High Pressure Phenomena. – 2019.
33. Wu, J. Investigation on the Thermal Behavior, Mechanical Properties and Reaction Characteristics of Al-PTFE Composites Enhanced by Ni Particle / J. Wu, H. Wang, X. Fang, Y. Li, Y. Mao, L. Yang, Q. Yin, S. Wu, M. Yao, J. Song // Materials. – 2018. – Vol. 11. – No. 9. – P. 1741. doi.org/10.3390/ma11091741
34. Tao, J. Reactivity and reaction mechanism of Al-PTFE mechanically activated energetic composites / J. Tao, X. Wang, J. Wang, K. Zhang, H. Wang // FirePhysChem. – 2021. – Vol. 1. – P. 123–128. doi.org/10.1016/j.fpc.2021.04.002

35. Jouet, R.J. Surface Passivation of Bare Aluminum Nanoparticles Using Perfluoroalkyl Carboxylic Acids / R.J. Jouet, A.D. Warren, D.M. Rosenberg, V.J. Bellitto, A.K. Park, M.R. Zachariah // *Chemistry of Materials*. – 2003. – Vol. 17. – P. 2987–2996. doi.org/10.1021/CM048264Y
36. McCollum, J. Catalyzing aluminum particle reactivity with a fluorine oligomer surface coating forenergy generating applications / J. McCollum, M.L. Pantoya, S.T. Iacono // *Journal of Fluorine Chemistry*. – 2015. – Vol. 180. – P. 265–271. doi.org/10.1016/j.jfluchem.2015.10.010
37. Wang, J. Core-Shell Al-Polytetrafluoroethylene (PTFE) Configurations to Enhance Reaction Kinetics and Energy Performance for Nanoenergetic Materials / J. Wang, Z. Qiao, Y. Yang, J. Shen, Z. Long, Z. Li, X. Cui, G. Yang // *Chemistry*. – 2016. – Vol. 22. – No. 1. – P. 279–284. doi.org/10.1002/chem.201503850
38. Rozner, A.G. Smoke generating compositions and methods of use / A.G. Rozner, H.H. Helms. – USA: 1972.
39. Connell, T.L. Combustion of boron and fluoro-carbon solid fuels in a hybrid rocket / T.L. Connell, G.A. Risha, R.A. Yetter, G. Young // 49th AIAA/ASME/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference. American Institute of Aeronautics and Astronautics. – 2013. – P. 3970. doi.org/10.2514/6.2013-3970
40. Dolgoborodov, A.Y. Explosive Compositions Based on the Mechanoactivated Metal-Oxidizer Mixtures / A.Y. Dolgoborodov, A.N. Streletskii, M.N. Makhov, I.V. Kolbanev, V.E. Fortov // *Russian Journal of Chemical Physics B*. – 2007. – Vol. 1. – P. 606–611. doi.org/10.1134/S1990793107060152
41. Valluri, S.K. Fluorine-containing oxidizers for metal fuels in energetic formulations / S.K. Valluri, M. Schoenitz, E. Dreizin // *Defence Technology*. – 2019. – Vol. 15. – P. 1–22. doi.org/10.1016/j.dt.2018.06.001
42. Семенов, А.П. Металлофторопластовые подшипники / А.П. Семенов, Ю.Э. Савинский. – М.: Машиностроение, 1976, – 192 с. С. 16-22.
43. Eakins, D.E. The Shock-Densification Behavior of three Distinct Ni+Al Powder Mixtures / D.E. Eakins, N.N. Thadhani // *Applied Physics Letters*. – 2008. – Vol. 92. – No. 11. – P. 111903. doi.org/10.1063/1.2896653

44. Saikov, I.V. Investigation of shock-wave initiation in metal- teflon powder mixtures / I.V. Saikov, M.I. Alymov, S.G. Vadchenko, I.D. Kovalev // *Letters on Materials*. – 2017. – Vol. 7. – No. 4. – P. 465–468. doi.org/10.22226/2410-3535-2017-4-465-468
45. Vadchenko, S.G. Ignition of Some Powder Mixtures of Metals with Teflon / S.G. Vadchenko, M.I. Alymov, I.V. Saikov // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2018. – Vol. 9. – P. 517–522. doi.org/10.1134/S2075113318030309
46. Петров, Г.А. Скорость распространения волны гомогенно-гетерогенных реакций в открытой гетерогенной химической системе / Г.А. Петров, А.Г. Петров. – М.: Химия, 2001. – 192 с.
47. Амосов, А.П. Технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза нанопорошков: учеб. пособие / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов. – С.: Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та, 2006. – 39 с.
48. Мержанов, А.Г. Процессы горения и синтез материалов / А.Г. Мержанов. – Ч.: ИСМАН, 1998. – 512 с.
49. Амосов, А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. Пособ / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов. – М.: Машиностроение – 1, 2007. – 567 с.
50. Church, P. Investigation of a Nickel-Aluminum Reactive Shaped Charge Liner / P. Church, R.P. Claridge, P. Ottley, I. Lewtas, N. Harrison, P. Gould, C.H. Braithwaite, D.M. Williamson // *Journal of Applied Mechanics*. – 2013. – Vol. 80. – P. 031701. doi.org/10.1115/1.4023339
51. Reactive Material Structures: [сайт]. URL https://archive.org/details/DTIC_ADA605736
52. Gibbins, J.D. Properties of reactive Al:Ni compacts fabricated by radial forging of elemental and alloy powders / J.D. Gibbins, A.K. Stover, N.M. Krywopusk, K. Woll, T.P. Weihs // *Combustion and Flame*. – 2015. – Vol. 162. – No. 12. – P. 4408–4416. doi.org/10.1016/j.combustflame.2015.08.003

53. Wang, M. Microstructure Evolution and Compressive Properties of Multilayered Al/Ni Energetic Structural Materials under Different Strain Rates / M. Wang, J. Li, J. Zhang, X. Liu, Z. Mao, Z. Weng, H. Wang, J. Tao // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2020. – Vol. 29. – P. 506–514. doi.org/10.1007/s11665-020-04589-0
54. Renk, O. Synthesis of bulk reactive Ni–Al composites using high pressure torsion / O. Renk, M. Tkadletz, N. Kostoglou, I.E. Gunduz, K. Fezzaa, T. Sun, A. Stark, C.C. Doumanidis, J. Eckert, R. Pippan, C. Mitterer, C. Rebholz // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 857. – P. 157503. doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157503
55. Baras, F. SHS in Ni/Al nanofoils: A review of experiments and molecular dynamics simulations / F. Baras, V. Turlo, O. Politano, S.G. Vadchenko, A.S. Rogachev, A.S. Mukasyan // *Advanced Engineering Materials*. – 2018. – Vol. 20. – P. 1800091. doi.org/10.1002/adem.201800091
56. Zhao, H. Influence of Al₁₂Mg₁₇ Additive on Performance of Cold-Sprayed Ni–Al Reactive Material / H. Zhao, X. Ning, C. Tan, X. Yu, Z. Nie, X. Sun, Y. Cui, Z. Yang, F. Wang // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2019. – Vol. 28. – P. 780–793. doi.org/10.1007/s11666-019-00848-2
57. Yang, Z. Energy Release Characteristics of Ni–Al–CuO Ternary Energetic Structural Material Processed by Cold Spraying / Z. Yang, X. Ning, X. Yu, C. Tan, H. Zhao, T. Zhang, L. Li, Z. Nie, Y. Liu // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2020. – Vol. 29. – P. 1070–1081. doi.org/10.1007/s11666-020-01038-1
58. Miyake, S. Effect of the Particle Size of Al/Ni Multilayer Powder on the Exothermic Characterization / S. Miyake, T. Izumi, R. Yamamoto // *Materials*. – 2020. – Vol. 13. – P. 4394. doi.org/10.3390/ma13194394
59. Zhao, H. Enhanced reactivity of Ni–Al reactive material formed by cold spraying combined with cold-pack rolling / H. Zhao, C. Tan, X. Yu, X. Ning, Z. Nie, H. Cai, F. Wang, Y. Cui // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 741. – P. 883–894. doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.170

60. Wu, J. Investigation on shock-induced reaction characteristics of an Al/Ni composite processed via accumulative roll-bonding / J. Wu, H. Wang, X. Fang, Y. Li, Y. Mao, L. Yang, Q. Yin, S. Wu, M. Yao, J. Song // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 116. – P. 591–598. doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2044
61. Adamenko, N.A. Structure Formation in Nickel-Polytetrafluorethylene Composite Materials upon Explosive Pressing of Powders / N.A. Adamenko, A.V. Kazurov, G.V. Agafonova, D.V. Savin // *Inorganic Materials Applied Research*. – 2020. – Vol. 11. – P. 982–990. doi.org/10.1134/S2075113320040036
62. Zhou, Q. Fabrication and characterization of the Ni–Al energetic structural material with high energy density and mechanical properties / Q. Zhou, Q.W. Hu, B. Wang, B.B. Zhou, P.W. Chen, R. Liu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 832. – P. 154894. doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154894
63. Lin, C. Synthesis and mechanical properties of novel Ti–(SiCf/Al₃Ti) ceramic-fiber-reinforced metal-intermetallic-laminated (CFR-MIL) composites / C. Lin, Y. Han, C. Guo, Y. Chang, X. Han, L. Lan, F. Jiang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 722. – P. 427–437. doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.06.057
64. Анциферов, В.Н. Порошковая металлургия и напыленные покрытия: Учебник для вузов / В.Н. Анциферов, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин. – М.: Металлургия, 1987. – 792 с.
65. Гопиенко, В.Г. Металлические порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения / В.Г. Гопиенко, А. И. Рудского. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. – 356 с.
66. Кипарисов, С.С. Порошковая металлургия: учеб. для вузов 2-е изд. / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон. – М.: Металлургия, 1991. – 431 с
67. Рогозин, В.Д. Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В.Д. Рогозин. – В.: РПК "Политехник", 2002. – 136 с.

68. Батаев, А.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учебник / А.А. Батаев, В.А. Батаев. – Н.: Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с.
69. Tang, E. Characterization of Dynamic Compressive Strength and Impact Release Energy of PTFE Energetic Materials Reinforced by Aluminum Honeycomb Skeleton / E. Tang, Z. He, C. Chen, Y. Han // *Composite Structures*. – 2020. – Vol. 241. – P. 112063. doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.112063
70. Ranjbar, N. Fiber-reinforced geopolymer composites: A review / N. Ranjbar, M. Zhang // *Cement and Concrete Composites*. – 2020. – Vol. 107. – P. 103498.
71. Abdallah, S. Bonding Mechanisms and Strength of Steel Fiber–Reinforced Cementitious Composites: Overview / S. Abdallah, M. Fan, D. Rees / *Journal of Materials in Civil Engineering*. – 2018. – Vol. 30. – P. 04018001. doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0002154
72. Tang, E. Dynamic compressive behavior of fiber reinforced Al/PTFE active materials / E. Tang, S. Li, C. Chen, Y. Han // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – Vol. 9. – P. 8391–8400. doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.088
73. Chiu, P.-H. Processing and dynamic testing of Al/W granular composites / P.-H. Chiu, C.-W. Lee, V.F. Nesterenko // *Shock Compression of Condensed Matter–2011. AIP Conference Proceedings*. – 2012. Vol. 1426. – P. 737–740. doi.org/10.1063/1.3686384
74. Olney, K.L. Role of material properties and mesostructure on dynamic deformation and shear instability in Al-W granular composites / K.L. Olney, P.H. Chiu, C.W. Lee, V.F. Nesterenko, D.J. Benson // *Journal of Applied Physics*. – 2011. – Vol. 110. – No 11. – P. 114908. doi.org/10.1063/1.3665644
75. Шитова, И.Ю. Современные композиционные строительные материалы: учеб. пособие / И.Ю. Шитова, Е.Н. Самошина, С.Н. Кислицына, С.А. Болтышев. – П.: ПГУАС, 2015. – 136 с.
76. Гиршов, В.Л. Современные технологии в порошковой металлургии: учебное пособие / В.Л. Гиршов, С.А. Котов, В.Н. Цеменко. – СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2010. – 385 с

77. Тялина, Л.Н. Новые композиционные материалы: учебное пособие /Л.Н. Тялина, А.М. Минаев, В.А. Пручкин. – Тамбов: Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2011. – 80 с.
78. Крысин В.Н. Технологические процессы формования, намотки и склеивания конструкций / В.Н. Крысин. – М.: Машиностроение, 1989. – 235 с.
79. Александров, В.М. Материаловедение и технология конструкционных материалов. Учебное пособие. Часть 1. Материаловедение. Стандарт третьего поколения / В.М. Александров. – Архангельск: Северный (Арктический) федеральный университет, 2015. – 327 с.
80. Белова, С. В. Пористые проницаемые материалы: Справ изд./ С. В. Белова. – М.: Металлургия, 1987. – 335 с.
81. Теория и практика сухого изостатического (радиального) прессования порошковых и волоконных уплотняемых материалов: [сайт]. URL <http://science.by/upload/iblock/ba6/ba626ce3226f6b018fa9c90da8b44c010.pdf>
82. Wang, E. Microstructure and tensile properties of high-entropy alloy $Al_{0.5}CoCrFeNi$ particles reinforced Ti/Al laminated composite / E. Wang, L. Lv, F. Kang, S. Li, C. Lin, Y. Han, J. Li, X. Song, W. Jiang // Composite Interfaces. – 2023. – Vol. 31. – No 4. – P. 1–16. doi.org/10.1080/09276440.2023.2240567
83. Boonruang, C. Impact property of $TiAl_3$ -Ti laminated composite fabricated from metallic sandwich / C. Boonruang, A. Theppawong // Composite Structure. – 2019. – Vol. 229. – P. 111379. doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111379
84. Солнцев, Ю.П. Технология конструкционных материалов: Учебник для вузов / Ю.П. Солнцев, Б.С. Ермаков, В.Ю. Пирайнен. – СПб.: ХИМИЗДАТ, 2014. – 504 с.
85. Шуваева, Е.А. Материаловедение: неметаллические и композиционные материалы: курс лекций / Е.А. Шуваева, А.С. Перминов. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2013. – 77 с.
86. Levashov, E.A. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings / E.A. Levashov, A.S. Mukasyan, A.S. Rogachev, D.V.

Shtansky // International Materials Reviews. – 2017. – Vol. 62. – P. 203–239.
doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291

87. Awotunde, M. Influence of carbon nanotubes addition on the mechanical properties of nickel aluminide – NiAl / M. Awotunde, A. Adegbenjo, O. Ayodele, M. Okoro, M. Shongwe, P. Olubambi // Mater. Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 28. – P. 615–619. doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.231

88. Zelepugin, S.A. Synthesis of the Ti–TiAl₃ metallic-intermetallic laminate composite by various methods / S.A. Zelepugin, O.A. Shkoda, O.K. Lepakova, A.S. Zelepugin, N.G. Kasatskii, A.A. Shavnev, E.I. Krasnov // Trudy VIAM. – 2016. – Vol. 47. – P. 23–31. doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-11-3-3

89. Mukasyan, A.S. Dynamics of phase transformation during thermal explosion in the Al–Ni system: Influence of mechanical activation / A.S. Mukasyan, J.D.E. White, D.Y. Kovalev, N.A. Kochetov, V.I. Ponomarev, S.F. Son // Physica B: Condensed Matter. – 2010. – Vol. 405, No 2. – P. 778–784. doi.org/10.1016/j.physb.2009.10.001

90. Lazurenko, D.V. Metal-Intermetallic Laminate Ti–Al₃Ti Composites Produced by Spark Plasma Sintering of Titanium and Aluminum Foils Enclosed in Titanium Shells / D.V. Lazurenko, V.I. Mali, I.A. Bataev, A. Thoenmes, A.A. Bataev, A.I. Popelukh, A.G. Anisimov, N.S. Belousova // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. – Vol. 46. – P. 4326–4334. doi.org/10.1007/s11661-015-3002-5

91. Culha, O. Microstructural, thermal and mechanical properties of HVOF sprayed Ni–Al-based bond coatings on stainless steel substrate / O. Culha, E. Celik, N.A. Azem, I. Birlik, M. Toparli, A. Turk // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 204. – P. 221–230. doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.036

92. Manukyan, K.V. Tailored Reactivity of Ni+Al Nanocomposites: Microstructural Correlations / K.V. Manukyan, B.A. Mason, L.J. Groven, Y.C. Lin, M. Cherukara, S.F. Son, A.S. Mukasyan // The Journal of Physical Chemistry C. – 2012. – Vol. 116. – No 39. – P. 21027–21038. doi.org/10.1021/jp303407e

93. Liu, Y. Ballistic limit velocity of tungsten alloy spherical fragment penetrating Ti/Al₃Ti-laminated composite target plates / Y. Liu, C. Yin, X. Hu, M. Yuan // *Advanced Composites Letters*. – 2020. – Vol. 29. – P. 2633366X20922242.
94. Li, T. Modeling the elastic properties and damage evolution in Ti–Al₃Ti metal–intermetallic laminate (MIL) composites / T. Li, F. Grignon, D.J. Benson, K.S. Vecchio, E.A. Olevsky, F. Jiang, A. Rohatgi, R.B. Schwarz, M.A. Meyers // *Materials Science and Engineering A*. – 2004. – Vol. 374. – P. 10–26. doi.org/10.1016/j.msea.2003.09.074
95. Peng, L.M. Processing and mechanical behavior of laminated titanium-titanium tri-aluminide (Ti-Al₃Ti) composites / L.M. Peng, H. Li, J.H. Wang // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 406. – P. 309–318. doi.org/10.1016/J.MSEA.2005.06.067
96. Bazhina, A.D. Materials based on the MAX phases of the Ti-Al-C system obtained under combustion and high-temperature shear deformation / A.D. Bazhina, A.S. Konstantinov, A.P. Chizhikov, V.V. Avdeeva, P.M. Bazhin // *Materials Letters*. – 2022, – Vol. 318. – P. 132196.
97. Denisov, I. Preparation of NiAl-AlMg₆ Functionally Graded Composite Using the Energy of a Highly Exothermic Ti-C Mixture during Self-Propagating High-Temperature Synthesis / I. Denisov, S. Seropyan, A. Malakhov, D. Shakhray // *Materials*. – 2023. – Vol. 16. – P. 7584. «10.3390/ma16247584
98. Kong, F. Interfacial microstructure and shear strength of Ti–6Al–4V/TiAl laminate composite sheet fabricated by hot packed rolling / F. Kong, Y. Chen, D. Zhang // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3167–3172. doi.org/10.1016/j.matdes.2011.02.052
99. Emurlaeva, Yu.Yu. Special Features of Growth of Intermetallic Phases during Annealing of Nickel-Aluminum Composites / Yu.Yu. Emurlaeva, P.A. Ryabinkina, D.V. Lazurenko, A.A. Bataev // *Metal Science and Heat Treatment*. - 2022. - Vol. 63. - P. 660-666. doi.org/10.1007/s11041-022-00745-6

100. Kwiecien, I. Microstructure of the interface zone after explosive welding and further annealing of A1050/Ni201 clads using various joining conditions / I. Kwiecien, P. Bobrowski, M. Janusz-Skuza, A. Wierzbicka-Miernik, Z. Szulc, J. Wojewoda-Budka // *Journal of Materials Science*. – 2020. – Vol. 55. – P. 9163–9172. doi.org/10.1007/s10853-019-04317-7
101. Alymov, M.I. Combination of SHS and shock wave compacting for production of composite materials / M.I. Alymov, L.B. Pervukhin, A.S. Rogachev, O.L. Pervukhina, I.V. Saikov // *Letters on Materials*. – 2014. – Vol. 4. – No 3. – P. 153–158. doi.org/10.22226/2410-3535-2014-3-153-158
102. Li, L. Microstructure and adhesion strength of NiAl coating prepared on Q235 substrate by combustion synthesis assisted with Cu-Zn interlayer / L. Li, L. Wang, L. Zhao, X. Wang // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 344. – P. 564–571. doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.03.076
103. Рябинин, Ю.Н. О некоторых опытах по динамическому сжатию вещества / Ю.Н. Рябинин // *Журнал технической физики*. – 1956. – Т. 26. – № 12. – С. 26–61.
104. Зелепугин, С.А. Ударно-волновой синтез в твердых смесях / С.А. Зелепугин, А.Ю. Долгобородов, О.В. Иванова, А.С. Зелепугин. – Т: Изд-во ИОА СО РАН, 2012. – 230 с.
105. Foadian, F. The Kinetics of $TiAl_3$ Formation in Explosively Welded Ti-Al Multilayers During Heat Treatment / F. Foadian, M. Soltanieh, M. Adeli, M. Etminanbakhsh // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2016. – Vol. 47. – P. 2931–2937. doi.org/10.1007/s11663-016-0710-1
106. Жуков, А.Н. Исследование алюминиды никеля, образовавшегося при ударноволновом нагружении смесей алюминия с никелем в плоских ампулах сохранения / В. В. Якушев, С. Ю. Ананьев, В. В. Добрыгин, А. Ю. Долгобородов // *Физика горения и взрыва* – 2018. – Т. 54. – № 1. – С. 72-80. doi.org/10.15372/FGV20180110

107. Song, I. Shock-induced chemical reactions and synthesis of nickel aluminides / I. Song, N.N. Thadhani // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – Vol. 23. – P. 41–48. doi.org/10.1007/BF02660849
108. Thadhani, N.N. Shock-induced and shock-assisted solid state chemical reactions in powder mixtures / N.N. Thadhani // *Journal of Applied Physics*. – 1994. – Vol. 76. – No. 4. – P. 2129–2138. doi.org/10.1063/1.357624
109. Zhang, X.F. Thermochemical modeling of temperature controlled shock-induced chemical reactions in multifunctional energetic structural materials under shock compression / X.F. Zhang, A.S. Shi, J. Zhang, L. Qiao, Y. He, Z.W. Guan // *Journal of Applied Physics*. – 2012. – Vol. 111. – No. 12. – P. 123501. doi.org/10.1063/1.4729048
110. Beason, M.T. The role of fracture in the impact initiation of Ni-Al intermetallic composite reactives during dynamic loading / M.T. Beason, I.E. Gunduz, S.F. Son // *Acta Materialia*. – 2017. – Vol. 133. – P. 247–257. doi.org/10.1016/j.actamat.2017.05.042
111. Xiong, W. The shock-induced chemical reaction behaviour of Al/Ni composites by cold rolling and powder compaction / W. Xiong, X. Zhang, L. Zheng, K. Bao, H. Chen, Z. Guan // *Journal of Materials Science*. – 2019. – Vol. 54. – P. 6651–6667. doi.org/10.1007/s10853-019-03357-3
112. Дерibas А.А. Экспериментальное исследование ударного сжатия титанового порошка и губки / А.А. Дерibas, А.В. Крупин, Е.В. Кузнецов, Л.М. Ставер, В.Я. Соловьев // *Физика горения и взрыва*. – 1973. – Т. 9. – № 2. – С. 883–887.
113. Беляев, А.Ф. К вопросу о взрывчатых свойствах безгазовых систем / А.Ф. Беляев, А.Б. Налбандян // *Доклады АН СССР*. – 1945. – Т. 46. – № 3. – С. 113–116.
114. Гордополов, Ю.А. О возможности безгазовой детонации конденсированных систем / Ю.А. Гордополов, В.С. Трофимов, А.Г. Мержанов // *Доклады РАН*. – 1995. – Т. 341. – № 3. – С. 327–329.

115. Мержанов, А.Г. Концепция развития самораспространяющегося высокотемпературного синтеза как области научно-технического прогресса / А.Г. Мержанов. – Ч: Территория, 2003. – 368 с.
116. Долгобородов, А.Ю. О возможности детонации в механоактивированном композите алюминий-фторопласт / А.Ю. Долгобородов, М.И. Махов, А.Н. Стрелецкий, И.В. Колбайёв, М.Ф. Гоголя, В.Е. Фортов // Химическая физика. – 2004. – Т. 23. – № 9. – С. 85–88.
117. Gur'ev, D.L. Solid-State Detonation in the Zinc-Sulfur System / D.L. Gur'ev, Yu.A. Gordopolov, S.S. Batsanov, A.G. Merzhanov, V.E. Fortov // Applied Physics Letters. – 2006. – Vol. 88. – No. 2. – P. 024102. doi.org/10.1063/1.2164411
118. Батьков, Ю.В. Сопротивление материалов пластической деформации при высокоскоростном деформировании в ударных волнах / Ю.В. Батьков, Б.Л. Глушак, С.А. Новиков. – М.: ЦНИИАТОМИНФОРМ, 1990. – 97 с.
119. Букаемский, А.А. Взрывное компактирование и низкотемпературное спекание нанопорошков оксида алюминия / А.А. Букаемский, Е.Н. Фёдорова // Физика горения и взрыва. – 2008. – Т. 44. – № 6. – С. 114–126.
120. Бацанов, С.С. О возможности протекания реакции синтеза за фронтом УВ / С.С. Бацанов, Г.С. Доронин, С.В. Ключков, А.И. Теут // Физика горения и взрыва. – 1986. – Т. 22. – № 6. – С. 134–137.
121. Жерноклетова, М.В. Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках: монография / М.В. Жерноклетова. – Саров-РФЯЦВНИИЭФ, 2003. – 403 с.
122. Leonard, R.W. Response of Solids to Shock Waves / R.W. Leonard, D. Laber, V.D. Linse // Proc. 2-nd Int. Conf. HERF. Estes Park. Co., USA. – 1969. – P. 8–31.
123. Степанов, Г.В. Упругопластическое деформирование и разрушение материалов при импульсном нагружении / Г.В. Степанов. – Киев: Наук, думка, 1991. – 288 с.

124. Бацанов, С.С. Неорганическая химия высоких динамических давлений / С.С. Бацанов // Успехи химии. – 1986. – Т. 55. – № 4. – С. 579–607.
125. Бацанов, С.С. Физико-химические эффекты действия взрыва на вещество / С.С. Бацанов // Неорганич. материалы. – 1979. – Т. 6. – № 4. – С. 697–707.
126. Бацанов, С.С. Детонация. Критические явления. Физико-химические превращения в ударных волнах / С.С. Бацанов // Черноголовка: Изд-во ОИХФ АН СССР. – 1978. – С. 26–30.
127. Shiryaev, A.A. Thermodynamics of SHS: Modern approach / A.A. Shiryaev // International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis. – 1995. – Vol. 4. – P. 351–362.
128. Алымов, М.И. Воспламенение смеси вольфрама с тефлоном и добавками алюминия / М.И. Алымов, С.Г. Вадченко, И.С. Гордополова // Известие вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2018. – № 2. – С. 54–60. doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-54-60
129. Valluri, S.K. Metal-rich aluminum–polytetrafluoroethylene reactive composite powders prepared by mechanical milling at different temperatures / S.K. Valluri, M. Schoenitz, E.L. Dreizin // Materials Science. – 2017. – Vol. 52. – P. 7452–7465. doi.org/10.1007/s10853-017-0978-9
130. Wang, J. Tuning the reactivity and combustion characteristics of PTFE/Al through carbon nanotubes and grapheme / J. Wang, C. Zeng, C. Zhan, L. Zhang // Thermochemica Acta. – 2019. – Vol. 676. – P. 276–281. doi.org/10.1016/j.tca.2019.05.012
131. Gaurav, M. Effect of mechanical activation of high specific surface area with PTFE on composite solid propellants / M. Gaurav, P.A. Ramakrishna // Combustion and Flame. – 2016. – Vol. 166. – P. 203–215. doi.org/10.1016/j.combustflame.2016.01.019
132. Ao, W. Agglomeration and combustion characteristics of solid composite propellants containing aluminum-based alloys / W. Ao, Z. Fan, L. Liu, Y. An, J.

- Ren, M. Zhao, P. Liu, L.K.B. Li // *Combustion and Flame*. – 2020. – Vol. 220. – P. 288–297. doi.org/10.1016/j.combustflame.2020.07.004
133. Seropyan, S.A. Features and mechanism of combustion of energetic materials based on tungsten and polytetrafluoroethylene / S.A. Seropyan, I.V. Saikov, G.R. Saikova, E.V. Petrov // *Journal of Advanced Materials and Technologies*. – 2024. – Vol. 9. – N. 4. – P. 267–275. doi.org/10.17277/jamt.2024.04.pp.267-275
134. Seropyan, S.A Reactive Ni–Al-Based Materials: Strength and Combustion Behavior / S.A. Seropyan, I.V. Saikov, D.E. Andreev, G.R. Saikova, M.I. Alymov // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – No. 6. – P. 949. doi.org/10.3390/met11060949
135. Малахов, А.Ю. Инициирование порошковой смеси Ni–Al в условиях ударно-волнового и термического воздействия / А.Ю. Малахов, И.В. Сайков, И.В. Денисов, С. А. Серопян, И. Е. Семенчук // *Известия ВолгГТУ*. – 2020. – Т. 11. – № 246. – С. 77–80. doi.org/10.35211/1990-5297-2020-11-246-77-80
136. Malahov, A.Yu. S.A. Seropyan, I.V. Denisov, I.V. Saikov, D.V. Shakh-ray. Study of microstructural evolution in NiAl-Steel laminate composite after shock wave loading and heat treatment / A.Yu. Malahov, S.A. Seropyan, I.V. Denisov, I.V. Saikov, D.V. Shakh-ray // *Intermetallics*. – 2026. – Vol. 186. – P. 109097. doi.org/10.1016/j.intermet.2025.109097
137. Alymov, M.I. Shock-wave treatment of tungsten/fluoropolymer powder compositions / M.I. Alymov, S.G. Vadchenko, I.V. Saikov, I.D. Kovalev // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2017. – Vol. 8. – P. 340–343. doi.org/10.1134/S2075113317020022
138. Malahov, A.Yu. Synthesis of NiAl Intermetallic Compound under Shock-Wave Extrusion / A.Yu. Malahov, D.V. Shakh-ray, I.V. Denisov, F.F. Galiev, S.A. Seropyan // *Materials*. – 2022. – Vol. 15. – No. 17. – P. 6062. doi.org/10.3390/ma15176062
139. Хмельников, Е.А. Применение методики «противоточное диффузионное пламя» в моделировании процессов конечной баллистики боеприпасов на основе реакционных материалов / Е.А. Хмельников, Т.Е.

Заводова, К.В. Смагин, С.Ф. Дубинина // Вестник Концерна ВКО «Алмаз – Антей». – 2018. – № 4. – С. 37–45.

140. Saikov, I.V. Shock-wave synthesis in powder mixtures / I.V. Saikov, M.I. Alymov, S.G. Vadchenko, P.Yu. Gulyaev // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. Vol. 1115. – P. 042012. doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042012

141. Hu, Q. Characterization of Ta-Ni-Al energetic structural material fabricated by explosive consolidation / Q. Hu, R. Liu, Q. Zhou, H. Geng, C. Ge, H. Wang, C. Xiao, P. Chen // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 924. – P. 166191. doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166191

142. Малахов А.Ю., Сайков И.В., Денисов И.В., Серопян С.А. Ударно-волновое инициирование синтеза в порошковой смеси Ni-Al в титановой матрице / А.Ю. Малахов, И.В. Сайков, И.В. Денисов, С.А. Серопян // Известия ВолгГТУ. – 2021. – Т. 258. – № 11. – С. 44–47. doi.org/10.35211/1990-5297-2021-11-258-44-47

143. Alymov, M.I. Effect of Mechanical Activation on Thermally and Shock Wave Initiated Reactions of Refractory Metals with Teflon / M.I. Alymov, S.G. Vadchenko, I.S. Gordopolova, I.V. Saikov, I.V. Milyukova // Inorganic Materials. – 2018. – Vol. 54. – P. 1175–1182. doi.org/10.1134/S0020168518110018

144. Микросайзер 201 лазерные анализаторы частиц: [сайт]. URL <http://proflab.com.ua/produkt/product-details/2078-mikrosajzer-201-lazernye-analizatory-chastic.html>

145. Проведение анализа гранулометрического состава гранитного отсева: [сайт]. URL <https://mybiblioteka.su/2-43834.html>

146. Li, D.Y. Mean-Normalised-Intensity (MNI) Method for X-ray Powder Diffraction Phase Composition Analysis / D.Y. Li, B.H. O'Connor // Materials Science Forum. – 1998. Vols. 278–281. – P. 57–62. doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.278-281.57

147. Halwax, E. The Full-Pattern Reference Intensity Ratio Method in Quantitative Phase Analysis / E. Halwax // Materials Science Forum. – 1998. –

Vols. 278–281, P. 93–98. doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/MSF.278-281.93

148. ГОСТ 20018–74 Сплавы твердые спеченные. Метод определения плотности. – М.: Издательство стандартов, 1986. – 14 с.

149. Xiong, W. The Energy Release Characteristics of Shock-Induced Chemical Reaction of Al/Ni Composites / W. Xiong, X. Zhang, M. Tan, C. Liu, X. Wu // The Journal of Physical Chemistry C. – 2016. – Vol. 120. – No 43. – P. 24551–24559. doi.org/10.1021/acs.jpcc.6b06530

150. Hobosyan, M.A. Consolidation of Lunar Regolith Simulant by Activated Thermite Reactions / M.A. Hobosyan, K.S. Martirosyan // Journal of Aerospace Engineering. – 2015. – Vol. 28. – No. 4. – P. 04014105. doi.org/10.1061/(ASCE)AS.1943-5525.0000447

151. Серопян, С.А. Повышение прочности реакционных материалов на основе алюминия и никеля / С.А. Серопян, И.В. Сайков, В.Г. Саламатов, М.И. Алымов // Вестник Тамбовского университета. Серия естественные и технические науки. 2018. Т 23. № 122. С. 253-255. doi.org/10.20310/1810-0198-2018-23-122p-253-255

152. Ge, C. A Study on the Mechanical Properties and Impact-Induced Initiation Characteristics of Brittle PTFE/Al/W Reactive Materials / C. Ge, W. Maimaitituersun, Y. Dong, C. Tian // Materials. – 2017. – Vol. 10. – No 5. – P. 452. doi.org/10.3390/ma10050452

153. Wang, Y. Effect of Sintering Factors on Properties of Al-Rich PTFE/Al/TiH₂ Active Materials / Y. Wang, C. Jiang, Z. Wang // Polymers. – 2021. – Vol. 13. – No 11. – P. 1705. doi.org/10.3390/polym13111705

154. Metcalfe, A. Interfaces in Metal Matrix Composites. In Composite Materials, 1st ed.; Metcalfe, A. Ed.; Academic Press: New York, NY, USA. – 1974. – Vol. 1. – P. 64–126.

155. Seropyan, S.A. The effect of various factors on the strength and ignition of the used Ni-Al system / S.A. Seropyan, I.V. Saikov, V.G. Salamatov, M.I. Alymov

// Journal of physics: conference series. – 2020. – Vol. 1431. – P. 012052.
doi.org/10.1088/1742-6596/1431/1/012052

156. Денисаев, А.А. Инициирование реакции в тонкопленочных многослойных образцах алюминий-фторопласт при ударе на копре / А.А. Денисаев, А.С. Штейнберг, А.А. Берлин // Химическая физика. – 2008. – Т. 27. – № 6. – С. 85–93.

157. Yu, Z.S. Mechanical and reaction properties of Al/TiH₂/PTFE under quasi-static compression / Z.S. Yu, X. Fang, Z.R. Gao, H.X. Wang, J.Y. Huang, M. Yao, Y.C. Li // Journals Advanced Engineering Materials. – 2018. – Vol. 20. – P. 1800019. doi.org/10.1002/adem.201800019

158. Wang, L. Investigation on reaction energy, mechanical behavior and impact insensitivity of W–PTFE–Al composites with different W percentage. L. Wang, J. Liu, S. Li, X. Zhang // Materials and Design. – 2016. – Vol. 92. – P. 397–404. doi.org/10.1016/j.matdes.2015.12.045

159. US Department of the Army. Military Explosives. Washington, DC: DA; 1985. Technical Manual 9-1300-214.

160. Saikov, I. Energetic Materials Based on W/PTFE/Al: Thermal and Shock-Wave Initiation of Exothermic Reactions / I.V. Saikov, S.A. Seropyan, A. Yu. Malakhov, G.R. Saikova, I.V. Denisov, E.V. Petrov // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 1355. doi.org/10.3390/met11091355

161. Shekhawat, D. Size Dependent Properties of Reactive Materials / D. Shekhawat, M. Vauth, J. Pezoldt // Inorganics. – 2022. – Vol. 10. – P. 56. doi.org/10.3390/inorganics10040056

162. Mason, B.A. Combustion of mechanically activated Ni/Al reactive composites with microstructural refinement tailored using two-step milling / B.A. Mason, T.R. Sippel, L.J. Groven, I.E. Gunduz, S.F. Son // Intermetallics. – 2015. – Vol. 66. – P. 88–95. doi.org/10.1016/j.intermet.2015.06.009

163. Mao, L. Effects of Al Particle Size on the Impact Energy Release of Al-Rich PTFE/Al Composites under Different Strain Rates / L. Mao, C. Wei, R. Hu, W.

Hu, P. Luo, Y. Qi, C. Jiang // *Materials*. – 2021. – Vol. 14. – P. 1911.
doi.org/10.3390/ma14081911

164. Сайков, И.В. Ударно-волновое инициирование экзотермических превращений в реакционных материалах W–Al–ПТФЭ / И.В. Сайков, С.А. Серопян, Г.Р. Сайкова, М.И. Алымов // *Доклады российской академии наук*. – 2020. – Т. 491. – № 1. – С. 162–166. doi.org/10.35211/1990-5297-2022-11-270-87-93

165. Saikov, I.V. Shock-Wave Initiation of Exothermic Reactions in W-Al-PTFE Reactive Materials / I.V. Saikov, S.A. Seropyan, G.R. Saikova, M.I. Alymov // *Doklady Physical Chemistry*. – 2020. – Vol. 492. – P. 60–63. doi.org/10.1134/S0012501620350018

166. Серопян С.А. Ударно-волновое нагружение реакционных материалов W–ПТФЭ–Al в цилиндрических ампулах / С.А. Серопян, И.В. А.Ю. Сайков, Малахов, Г.Р. Сайкова // *Известия волгоградского государственного технического университета*. – 2022. – Т. 270. – № 11. – С. 87–93. doi.org/10.35211/1990-5297-2022-11-270-87-93

167. Wang, M. Influence of Varying Al/Ni Thicknesses Ratio on Reaction Behaviors and Mechanical Properties of Al/Ni Energetic Laminates / M. Wang, A. Xu, Peng, R. L. Qiu, J. Tao // *Metals and Materials International*. – 2021, – Vol. 27, – P. 4831–4840. doi.org/10.1007/s12540-020-00709-6

168. Косицын, С.В. Фазовые и структурные превращения в сплавах на основе моноалюминида никеля / С.В. Косицын, И.И. Косицына // *Успехи физики металлов*. – 2008. – Т. 9. – С. 195–258.

169. Galiev, F.F. Composite rods by high-temperature gas extrusion of steel cartridges stuffed with reactive Ni–Al powder compacts: Influence of process parameters / F.F. Galiev, I.V. Saikov, M.I. Alymov, S.V. Konovalikhin, N.V. Sachkova, V.D. Verbentsev // *Intermetallics*. – 2021. – V. 138. – P. 107317. doi.org/10.1016/j.intermet.2021.107317

170. Malakhov, A.Yu. Theoretical and Experimental Studies of the Shock-Compressed Gas Parameters in the Welding Gap / A.Yu. Malakhov, I.V. Denisov,

- N.N. Niyozbekov, I.V. Saikov, D.V. Shakhray, V.A. Sosikov, A.N Emelyanov // *Materials*. – 2024, Vol. 17. – No 1. – P. 265. doi.org/10.3390/ma17010265
171. Carvalho, G.H.S.F.L. Aluminum-to-Steel Cladding by Explosive Welding / G.H.S.F.L. Carvalho, I. Galvão, R. Mendes, R. M. Leal, A. Loureiro // *Metals*. – 2020, Vol. 10. – P. 1062. doi.org/10.3390/met10081062
172. Bradley, A.J. An X-Ray Study of the Iron-Nickel-Aluminium Ternary Equilibrium Diagram / A.J. Bradley, A. Taylor // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*. – 1938, Vol. 166. – P. 353–375. doi.org/10.1098/rspa.1938.0098
173. Сеплярский, Б.С. Природа увеличения скорости горения порошковой смеси Ti + C при разбавлении ее инертной добавкой / Б.С. Сеплярский, Р.А. Кочетков, Т.Г. Лисина, Н.И. Абзалов // *Журнал физической химии*. – 2023. – Т. 97. – № 3. – С. 438–446. doi.org/10.31857/S004445372303024X
174. Чуларис, А.А. Исследование переходной зоны взаимодействия никеля с алюминием в условиях пайки / А. А. Чуларис, Г.В. Чумаченко, П.И. Селезнев // *Вестник ДГТУ*. – 2006. – Т. 6. № 2. – С. 103–109.
175. Кочетов, Н.А. М., Л., Бусурина. Effect of Fe–Co–Cr content and mechanical activation on combustion in A Ni–Al–(Fe–Co–Cr) system / Н.А. Кочетов, М.Л. Бусурина // *Физика горения и взрыва*. – 2024, Т.60. – № 4. – С. 133–140. doi.org/10.15372/fgv2023.9325