

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

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

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки
Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова
Российской академии наук (ИСМАН)

Научный руководитель

Сайков Иван Владимирович

кандидат технических наук,
заместитель директора по научной работе ИСМАН

Официальные оппоненты

Долгобородов Александр Юрьевич

доктор физико-математических наук, заведующий
лабораторией ударно-волновых воздействий, Федеральное
государственное бюджетное учреждение науки Объединенный
институт высоких температур Российской академии наук,
г. Москва

Гаркушин Геннадий Валерьевич

кандидат физико-математических наук, старший научный
сотрудник лаборатории реологических свойств
конденсированных сред при импульсных воздействиях,
Федеральный исследовательский центр проблем химической
физики и медицинской химии Российской академии наук,
г. Черноголовка

Ведущая организация

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
**Томский научный центр Сибирского отделения Российской
академии наук, г. Томск**

Защита диссертации состоится « 30 » сентября 2026 года в 10.00 на заседании диссертационного
совета 24.1.124.01 созданного на базе Федерального государственного бюджетного учреждения
науки Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова
Российской академии наук (ИСМАН), по адресу: 142432, Московская обл., г. Черноголовка,
ул. Академика Осипяна, д.8.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИСМАН и на сайте:

https://www.ism.ac.ru/n_struct/dsc/annonces/seropyan/seropyan.pdf

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью организации)
просьба направлять по адресу: 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипяна
д. 8, ИСМАН, Диссертационный совет 24.1.124.01. и по электронной почте petrov@ism.ac.ru.

Автореферат разослан « _____ » _____ 2026 г.

Ученый секретарь диссертационного совета
к.т.н.



Петров Е.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

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 энергосодержания позволит расширить область их применения.

Результаты исследований инициируемости 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 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 $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)\text{-Al}$ 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 $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)\text{-Al}$ инициирование реакции обеспечивается прямым твердофазным взаимодействием алюминия с вольфрамом, а в составах, полученных сухим смешиванием, реакция инициируется взаимодействием продуктов разложения $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ с алюминием и вольфрамом.

Определено, что применение наноразмерного вольфрама или механической активации расширяет концентрационные пределы ударно-волнового инициирования высокоплотной системы $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)\text{-Al}$, 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 $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ за счет армирования непрерывными вольфрамовыми волокнами.

Установлено, что предварительная механическая активация и использование наноразмерного вольфрама в системе $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)\text{-Al}$ 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 иницируемости 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 $(\text{Ni}-\text{Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$. Соискателем лично и при его непосредственном участии разработаны и проведены экспериментальные исследования по воспламенению, горению и ударно-волновому нагружению реакционных материалов систем $(\text{Ni}-\text{Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ и $(\text{W}-(\text{C}_2\text{F}_4)_n)-\text{Al}$. 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 диссертации

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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обосновывается актуальность выбранной темы диссертации, поставлены цели и задачи исследования, сформулированы научная новизна и практическая значимость работы.

В первой главе анализируются современные методы формования и упрочнения реакционных материалов. Рассмотрены способы получения металло-интерметаллидных слоистых композитов с использованием обработки давлением и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза реакционных материалов. На основе анализа литературных данных сформулированы цели и задачи исследования.

Во второй главе приведены характеристики используемых порошков и материалов, методики подготовки порошковых смесей и образцов, приведены описания установок для

исследования параметров воспламенения, горения и методов анализа образцов, полученных в ходе ударно-волнового нагружения.

В программном комплексе ИСМАН-THERMO рассчитывалось оптимальное компонентное соотношение реакционных систем. Для исследования параметров горения и ударно-волнового инициирования использовались порошковые смеси, включающие никель (Ni) (размер частиц 5-30 мкм), микроразмерный вольфрам (μW) (6-15 мкм), наноразмерный вольфрам (nW) (0,2-0,5 мкм), алюминий (Al) (15-30 мкм) и политетрафторэтилен $((C_2F_4)_n)$ (3-30 мкм). Также применялись армирующие элементы, такие как борные и вольфрамовые волокна.

Смешивание порошков производилось в смесителе типа «пьяная бочка» со скоростью вращения барабана 30 об/мин в течение 3–24 часов, также в рамках работы была проведена механическая активация (МА) порошков в планетарной шаровой мельнице АГО-2 со скоростью вращения 2200 об/мин в течение 120 секунд в гексане. Для определения температуры воспламенения изготавливались образцы диаметром 3 мм и высотой 1,5–2 мм. Образцы укладывались на плоскую термопару толщиной 50 мкм в тигель из нитрида бора (рис. 1а). Нагрев образцов осуществлялся со скоростью 40-90 °C/с и прекращался при их воспламенении. Скорость горения устанавливалась на образцах в форме параллелепипеда размерами 20×5×5 мм и рассчитывалась как отношение расстояния между термопарами к времени прохождения между ними волны горения (рис. 1б). Исследования проводились в среде аргона и воздуха при атмосферном давлении, а также при разряжении 2×10^4 Па. Ударно-волновое нагружение реакционных материалов проводилось как с целью инициирования, так и для запечатывания и термической обработки их в ампулах сохранения. Скорость при ударно-волновом нагружении составляла 0,5, 1 и 1,5 км/с. Для определения ударно-волновой инициируемости применялась плоская и цилиндрическая схема нагружения изготавливались образцы диаметром и высотой 10 мм. Для получения слоистых композитов из реакционного материала изготавливались образцы диаметром 58 мм и высотой 4 мм. Для определения режимов термической обработки для синтеза реакционного материала в стальной матрице изготавливались образцы диаметром 20 мм и высотой 4 мм.

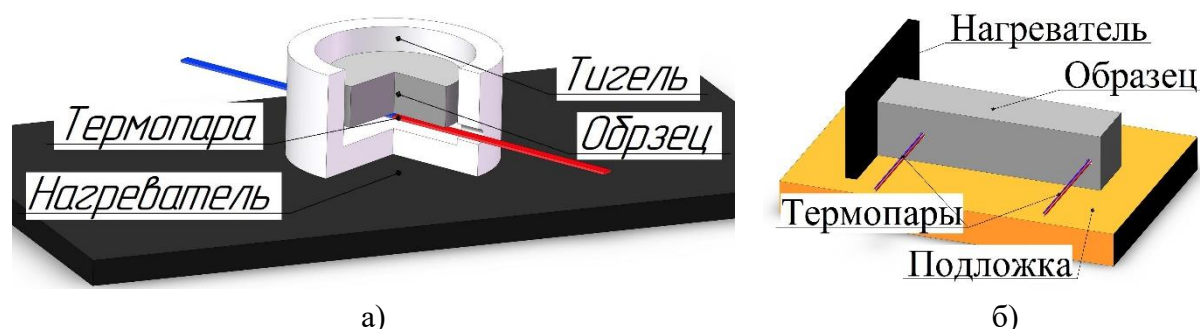


Рисунок 1 – а) - Схема измерения температуры воспламенения образцов;
б) - Схема измерения скорости горения образцов

Исследования прочности образцов проводились на трёхточечный изгиб. Расчет прочности на изгиб $\sigma_{изг}$ производился по формуле 1:

$$\sigma_{изг} = \frac{3 \times P \times l}{2 \times h^2 \times b} \quad (1)$$

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

Фазовый состав образцов определялся методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре «ДРОН-ЗМ». Количественный рентгенофазовый анализ (КРФА) был выполнен методом корундовых чисел. Исследование микроструктуры стержней проводилось на металлографическом микроскопе МЕТАМ ЛВ-34 и на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss Ultra Plus, оснащённом системой микроанализа INCA Energy 350 XT Oxford Instruments для энергодисперсионного анализа.

Третья глава посвящена разработке и исследованию материалов с высокими прочностными и реакционными свойствами на основе системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$. Максимальная адиабатическая температура горения ($T_{\text{ад}}$) 1638 °С достигается при эквимолярном соотношении 68,5 мас. % Ni и 31,5 мас. % Al. Было выбрано 8 составов с общей формулой $(100-x)(\text{Ni-Al})-x(\text{C}_2\text{F}_4)_n$, где содержание $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ 0; 1; 3; 5; 10; 15; 20 и 25 мас. %, которые обладают высокой температурой горения и долей конденсированных продуктов.

Образцы системы Ni–Al изготавливались методом одностороннего прессования, достигая относительной плотности 0,7 и 0,8. Прочность на изгиб составила 12 и 35 МПа соответственно. Для повышения прочности использовались армирующие волокна (борные и вольфрамовые). На рисунке 2а представлена зависимость прочности на изгиб от количества волокон в одном слое образца. Таким образом, было установлено, что максимальная прочность достигается при содержании вольфрамовых (W) и борных (B) волокон 4 и 6 единиц соответственно. Использование вольфрамовых волокон и повышение плотности образцов позволило повысить прочность на изгиб с 35 до 115 МПа (рис. 2б).

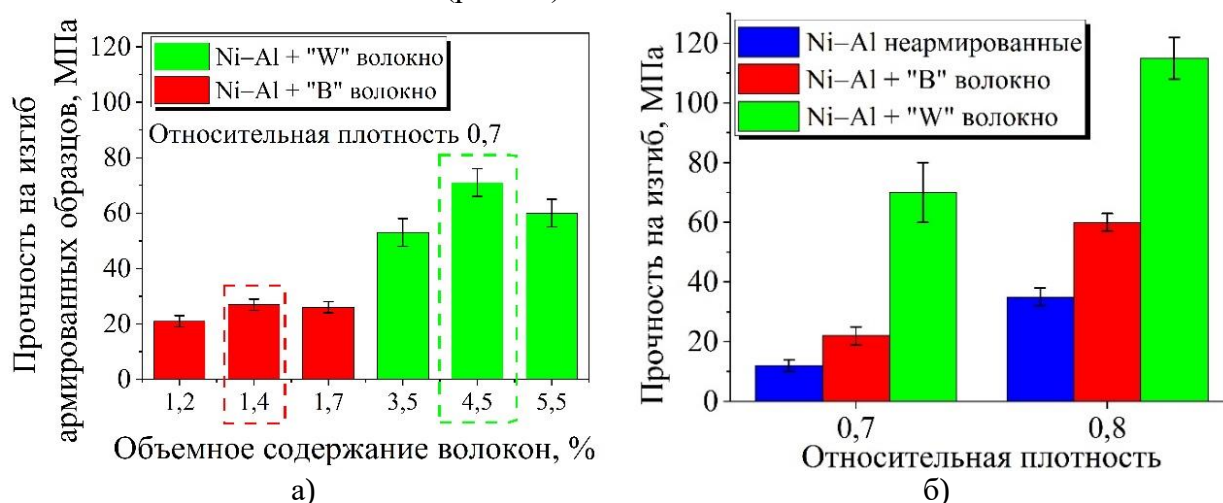


Рисунок 2 – Прочность на изгиб образцов системы Ni–Al: (а) в зависимости от типа и количества армирующих волокон, (б) в зависимости от типа волокон и относительной плотности

Термическая обработка (ТО) образцов при температурах от 300 до 550 °С способствовала повышению прочности за счет образования межчастичных связей и образованию конечных продуктов (рис. 3а). РФА показал, что с повышением температуры растет содержание оксида никеля (NiO) (рис. 3б). При 550 °С происходит частичный синтез Ni_2Al_3 и NiAl_3 .

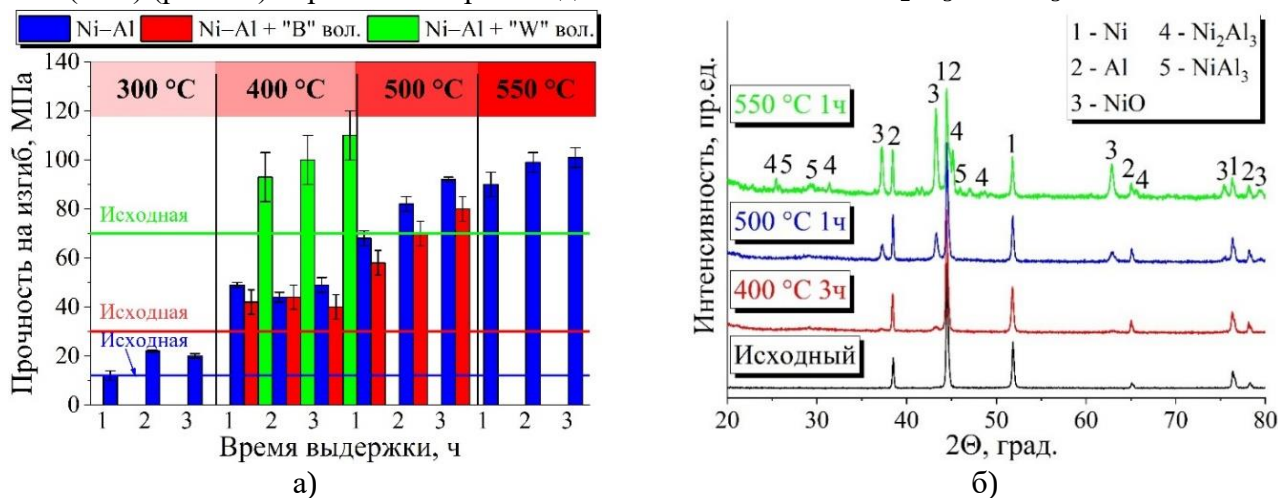


Рисунок 3 – Термическая обработка образцов: (а) прочность на изгиб, (б) дифрактограммы неармированных образцов после термической обработки

Неармированные образцы разрушались хрупко, о чем свидетельствует характер излома (рис. 4а). Борные и вольфрамовые волокна распределяли нагрузку с матрицы и препятствовали полному разрушению образца (рис. 4б, в). Также стоит отметить, что волокна после разрушения сохранили равномерное и параллельное расположение в образцах.

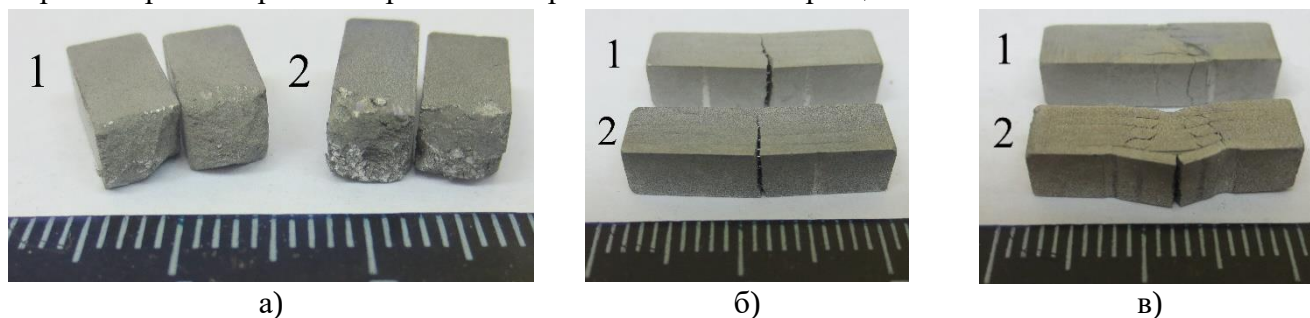


Рисунок 4 – Образцы после испытаний на трехточечный изгиб: (а) неармированные, (б) армированные борными волокнами, (в) армированные вольфрамовыми волокнами, 1 – до термической обработки, 2 – после термической обработки

Для системы $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ были исследованы 8 составов с содержанием $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ от 0 до 25 мас. %. Добавление 1–5 мас. % $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ повышало относительную плотность образцов до 0,95, что повышало их прочность. Дальнейшее повышение содержания $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ позволяет достичь относительной плотности 0,99, но из-за его низкой адгезии прочность снижается. Армирование волокнами дополнительно повышало прочность образцов (рис. 5а). При содержании $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ 1 мас. % скорость горения повышается с 35 до 100 мм/с, которая сопоставима с горением тонких алюмо-фторполимерных пленок. Повышение содержания $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ с 3 до 25 мас. % ведет к значительному снижению скорости горения – до 1,5 мм/с (рис. 5б), что связано с выделением газообразных продуктов горения, ведущему к разрыхлению образца и нарушению теплопереноса.

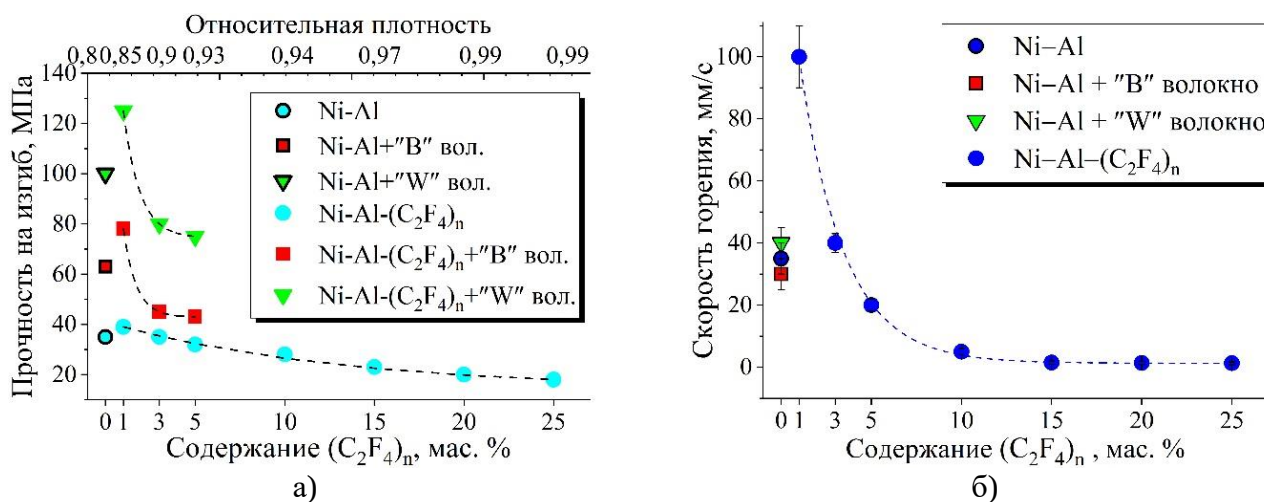


Рисунок 5 – Система $(\text{Ni-Al})-(\text{C}_2\text{F}_4)_n$: (а) прочность на изгиб, (б) скорость горения

Температура воспламенения системы Ni-Al составляла около 660 °С, что соответствует температуре плавления алюминия. Добавление $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ снижало температуру воспламенения до 620–640 °С за счет разложения фторопласта и выделения фтора. Термическая обработка образцов Ni-Al повышала температуру воспламенения до 980 °С (рис. 6а). Скорость горения снижается с повышением температуры и времени выдержки, что обусловлено образованием оксидных пленок на поверхности частиц и образованием конечных продуктов (рис. 6б). При температуре 500 и 550 °С происходит резкое повышение скорости горения, что обусловлено увеличением времени индукции с 2 до 20 секунд (таблица 1). Увеличение времени индукции образцов ведет к повышению начальной температуры и как следствие повышению скорости горения.

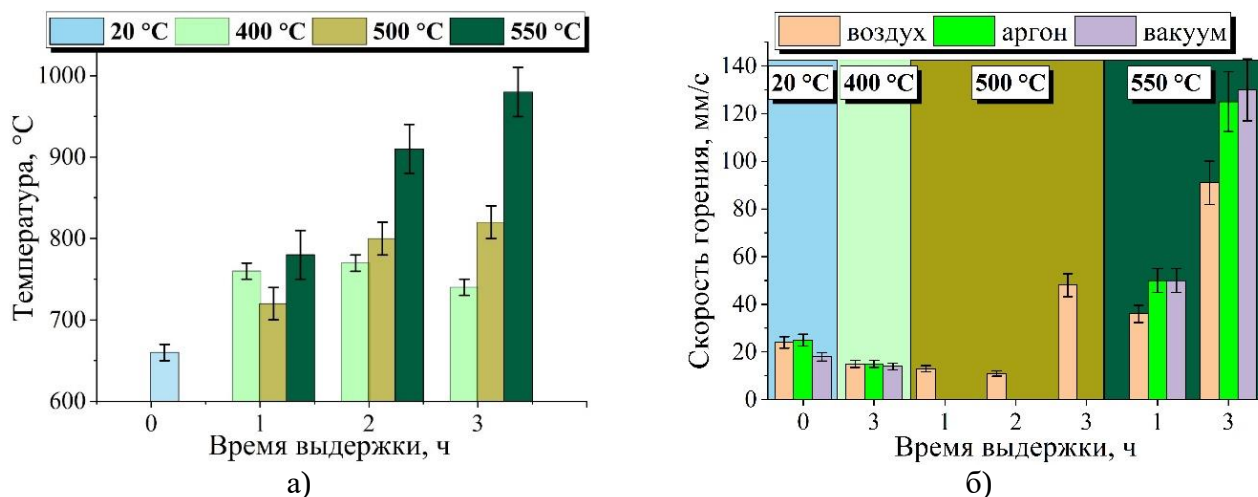


Рисунок 6 – Система Ni–Al после термической обработки: (а) температура воспламенения, (б) скорость горения

Таблица 1 – Время индукции образцов Ni–Al до и после ТО

Температура, °C	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

Одной из основных особенностей реакционных материалов является реализация экзотермической реакции при ударно-волновом нагружении. Ударно-волновое нагружение образцов проводилось при скоростях метания ($V_{мет}$) 1 и 1,5 км/с. При скорости 1 км/с экзотермическая реакция протекала в образцах с содержанием $(C_2F_4)_n \geq 10$ мас. %, а при 1,5 км/с – в образцах с ≥ 5 мас. % $(C_2F_4)_n$. Таким образом $(C_2F_4)_n$ в системе (Ni–Al)– $(C_2F_4)_n$ повышал чувствительность к ударно-волновому инициированию, что подтверждается дифрактограммами продуктов синтеза образцов (рис. 7).

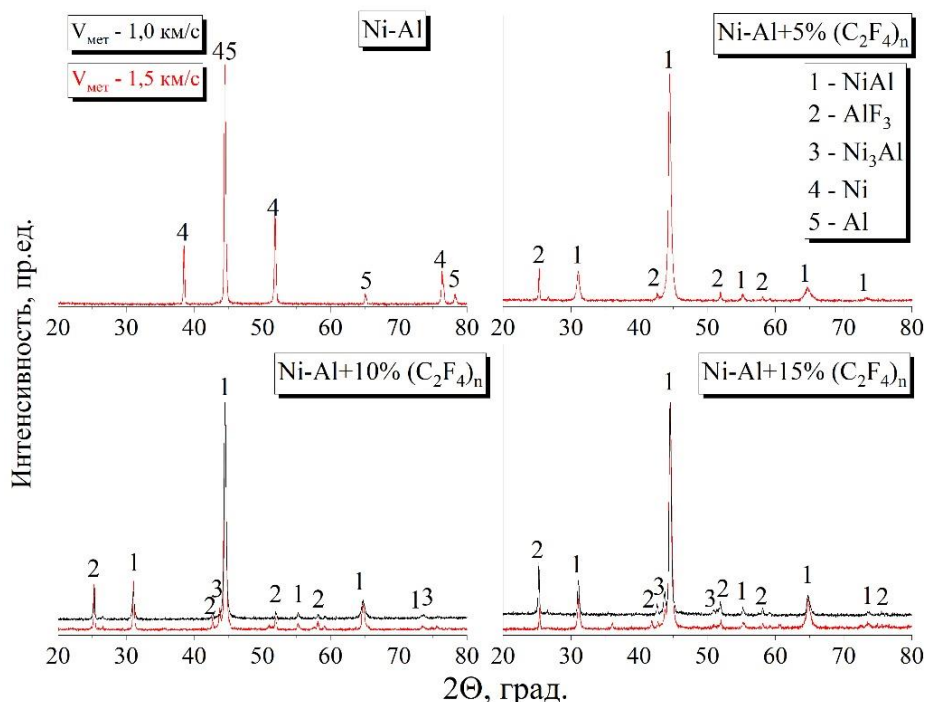


Рисунок 6 – Дифрактограммы образцов после ударно-волнового нагружения

Четвертая глава посвящена разработке и исследованию высокоплотных реакционных материалов на основе системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$. Оптимальное соотношение двухкомпонентной системы $W-(C_2F_4)_n$, при котором достигается высокая $T_{ад}$ и доля конденсированных продуктов соответствует составу с 80 мас. % W и 20 мас. % $(C_2F_4)_n$. Было выбрано 4 состава с общей формулой $(100-x)(W-(C_2F_4)_n)-xAl$, где содержание Al 5; 10; 20 и 30 мас. %, которые обладают высокой температурой горения и долей конденсированных продуктов.

Из четырех составов изготавливались образцы с относительной плотностью 0,95. Прочность на изгиб неармированных образцов составила 4-6 МПа. В третьей главе было показано, что армирование вольфрамовыми волокнами значительно повышает прочность образцов системы $(Ni-Al)-(C_2F_4)_n$. Проведение армирования позволило повысить прочность до 18-24 МПа. Разрушение образцов происходило с частичным или полным расслоением между волокнами и порошком, что говорит об их низкой адгезии. Наибольшую прочность имел состав с 10 мас. % Al.

Исследование реакционной способности системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ проводилось на образцах трех типов. Первый тип образцов получен компактированием микродисперсных порошков после сухого смешивания. Второй тип образцов получен компактированием микродисперсных порошков после механической активации. Третий тип образцов получен компактированием микродисперсных порошков, но с заменой микродисперсного вольфрама (μW) на наноразмерный (nW) после сухого смешивания. На рисунке 8 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 (T_B) с 900 до 700 °C (рис. 8а, б). Использование nW позволило повысить интенсивность воспламенения т.е. скорость реакции (рис. 8в).

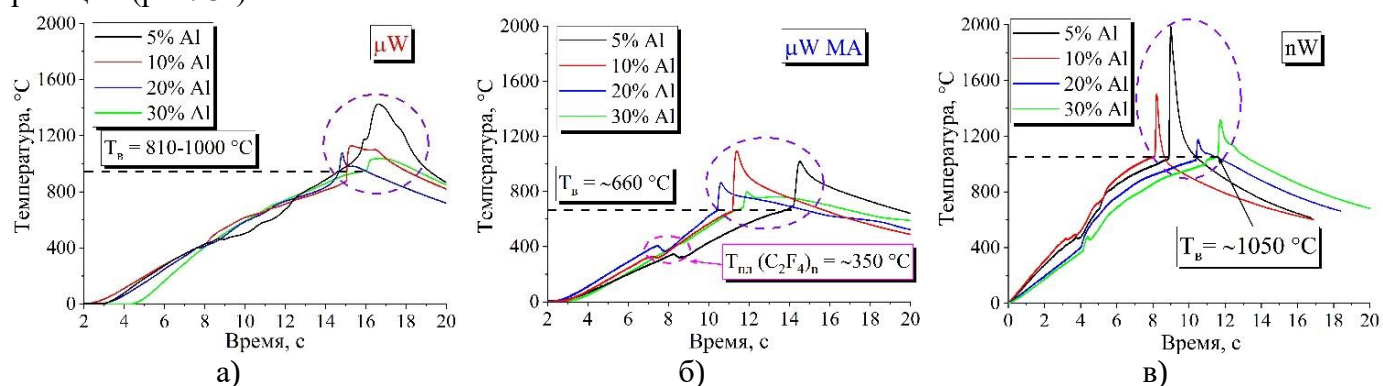


Рисунок 8 – Термограммы воспламенения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$:
 (а) с (μW); (б) с (μW) механоактивированный; (в) с (nW)

Исследование горения трёх типов образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ показало определяющую роль размера частиц вольфрама и механической активации. В системе на основе μW самоподдерживающийся режим устанавливался у образцов с 10, 20 и 30 мас. % Al (скорость 7,5; 7,0 и 1,5 мм/с) (рис. 9г, ж, к), тогда как с 5 мас. % Al инициирование происходило только в месте контакта с нагревательным элементом (рис. 9а). Механическая активация смеси с μW позволила реализовать самоподдерживающийся режим горения в составе с 5 мас. % Al (3,1 мм/с) за счёт формирования композитных частиц (рис. 9б), а составы с 10 и 20 мас. % Al имели наибольшую скоростью горения (6,0 и 8,5 мм/с) (рис. 9д, з). При замене μW на nW в составе с 5 мас. % Al инициировалась самоподдерживающаяся реакция, о чем свидетельствует экзотермический пик (рис. 9в). Неполное сгорание образца связано с откалыванием непрореагировавшей части вследствие интенсивного газовыделения. Составы с 10, 20 и 30 мас. % Al на основе nW горели устойчиво со скоростями 7,5; 10,0 и 5,0 мм/с (рис. 9е, и, м). Во всех системах горение сопровождалось газовыделением и образованием реактивных струй на фронте

волны. Образцы на основе μW имели ярко выраженные реактивные струи с меньшим выделением газообразных продуктов. Это положительно сказывается на скорости горения, так как при меньшем выделении газообразных продуктов происходит меньше теплотер. Проведение механической активации позволило реализовать самоподдерживающийся режим горения в составе с 5 мас. % Al, что говорит о его положительном влиянии на реакционную способность материала.

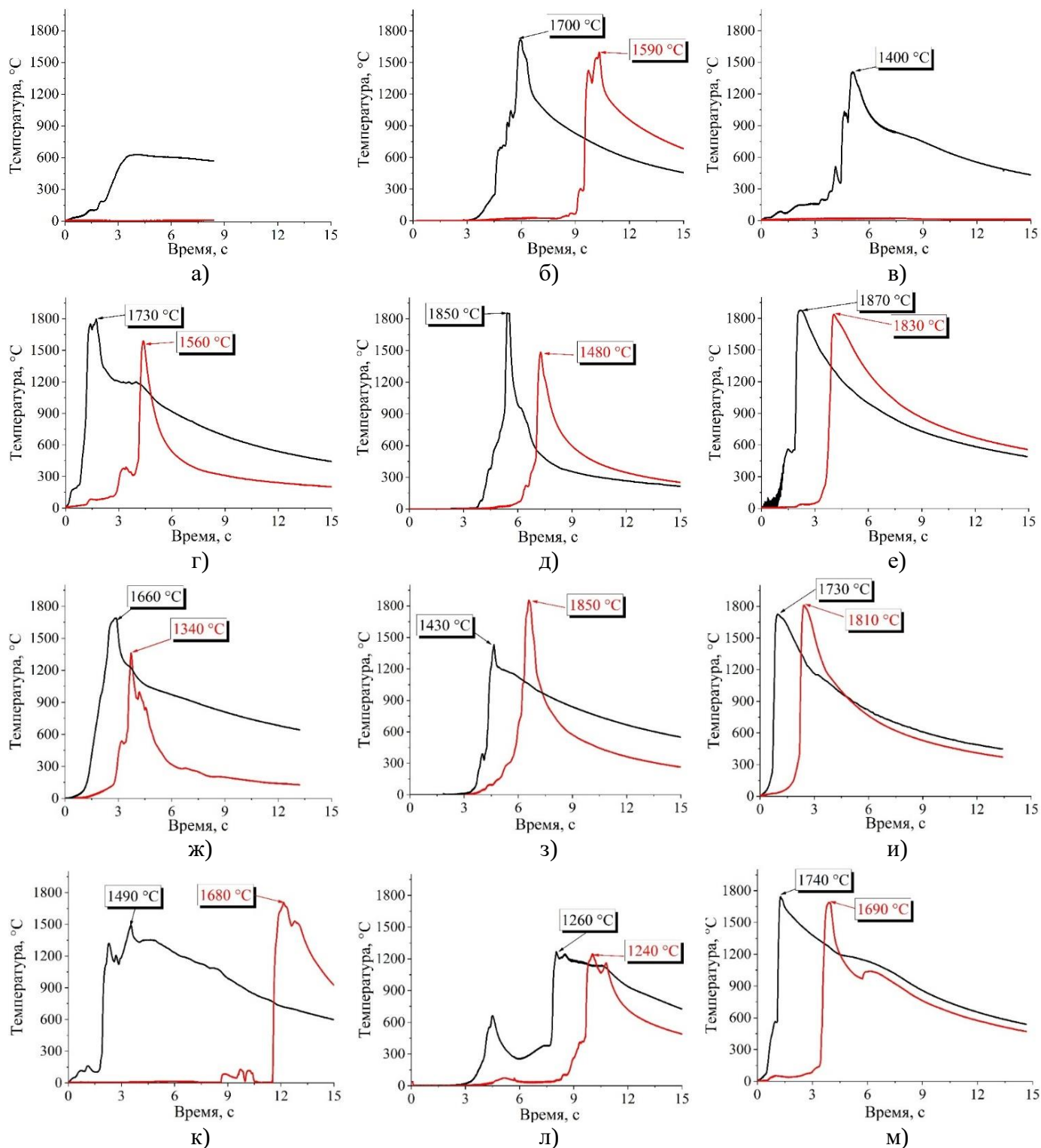


Рисунок 9 – Термограммы горения образцов: (а, б, в) с 5 мас. % Al, (г, д, е) с 10 мас. % Al; (ж, з, и) с 20 мас. % Al; (г, д, е) с 30 мас. % Al; (а, г, ж, к) на основе μW ; (б, д, з, л) на основе μW после МА; (в, е, и, м) на основе nW

В таблице 2 приведены параметры горения образцов системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ трех типов на основе μW , на основе μW после механической активации и на основе nW .

Таблица 2 – Параметры горения системы $(1-x)(80W-20(C_2F_4)_n)-xAl$

Составы	μW	$\mu W MA$	nW
х, мас. %	Температура горения, °С / Скорость горения, мм/с		
5	– / –	1700 / 3,1	1400 / –
10	1730 / 7,5	1850 / 6	1870 / 7,5
20	1660 / 7	1850 / 8,5	1810 / 10
30	1680 / 1,5	1260 / 3,3	1740 / 5

Установлено, что увеличение доли алюминия меняет фазовый состав образующихся продуктов с карбидов вольфрама на алюминид вольфрама. Использование nW позволяет повысить долю карбидов вольфрама в составах с высоким содержанием алюминия (таблица. 3).

Таблица 3 – Количественный анализ продуктов синтеза системы $(1-x)(80W-20(C_2F_4)_n)-xAl$

Составы	$\mu W/MA/nW$			
х, мас. %	5	10	20	30
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/–/–

Исследование по ударно-волновому инициированию экзотермической реакции в системе $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ проводилось со скоростью нагружения 1 км/с. В данных экспериментах по цветам побежалости и деформации метаемой пластины можно визуальнo установить, в каких образцах прошла экзотермическая реакция (рис. 10). В местах расположения образцов составов с 10 и 20 мас. % Al на основе μW после ударно-волнового нагружения (рис. 10а) присутствуют цвета побежалости и деформация метаемой пластины вплоть до ее пробития, а системы на основе μW после МА и на основе nW демонстрируют такую картину и для составов с 5 и 30 мас. % Al (рис. 10б, в). Данные результаты позволяют утверждать, что применение механической активации и увеличение дисперсности вольфрама позволяют повысить ударно-волновую инициируемость составов. Далее образцы извлекались из матриц для проведения РФА.

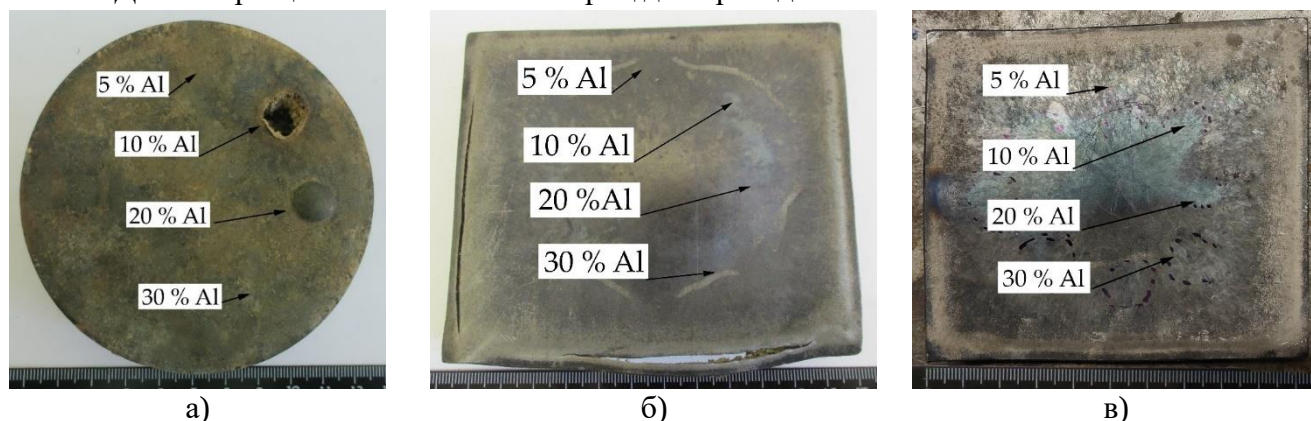


Рисунок 10 – Внешний вид матриц после ударно-волнового нагружения системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$:
(а) на основе μW ; (б) после МА; (в) на основе nW

При извлечении образцы составов с 5, 10 и 20 мас. % Al рассыпались на мелкие и крупные куски (рис. 11а, б, в). Образцы с 30 мас. % сохраняли заданную форму с незначительными дефектами (рис. 11г). Образцы на основе nW с 20 и 30 мас. % Al имели плотную внешнюю оболочку, но пористую внутреннюю часть (рис. 11в, г).

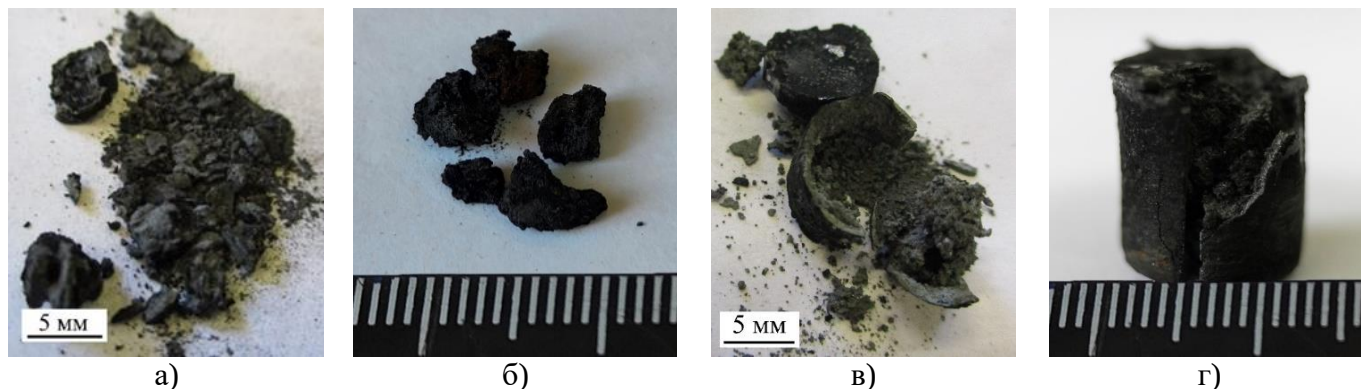


Рисунок 11 – Внешний вид образцов, извлеченных из матрицы после ударно-волнового нагружения: (а) 5 мас. % Al; (б) 10 мас. % Al; (в) 20 мас. % Al; (г) 30 мас. % Al

В таблице 4 приведены результаты количественного фазового анализа продуктов реакции для составов на основе μW , μW после МА и nW . В системе на основе μW синтез протекал только в составах с 10 и 20 мас. % Al, что свидетельствует о негативном влиянии недостаточного или избыточного содержания активирующей добавки (таблица 4). Использование механической активации системы на основе μW или замены μW на nW позволило реализовать синтез в составах с 5 и 30 мас. % Al (таблица 4). Стоит отметить, что в составах на основе nW вместо карбида вольфрама (WC) образуется тройное соединение $W_{0,75}Al_{0,25}C$ (таблица 4).

Таблица 4 – Количественный анализ продуктов синтеза системы $(1-x)(80W-20(C_2F_4)_n)-xAl$

Составы	$\mu W/MA/nW$			
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

Для установления влияния характера нагружения (обжатие скользящей детонационной волной) на ударно-волновую инициируемость образцы системы $(W-(C_2F_4)_n)-Al$ на основе μW подвергались ударно-волновому нагружению в цилиндрических ампулах сохранения. Данная схема нагружения увеличивает длительность воздействия и приводит к концентрации давления по оси образца за счет ограничения боковой разгрузки и многократных отражений волны от стенок ампулы. Внешний вид ампул после нагружения свидетельствует о протекании экзотермической реакции (рис. 12а), что подтвердилось данными рентгенофазового анализа продуктов синтеза (рис. 12б). Состав с 5 мас. % Al привел к вылету верхней крышки без разрушения ампулы, тогда как при плоской схеме нагружения продемонстрировал свою неактивность. Состав с 10 мас. % Al привел к разрыву ампулы в верхней части. Состав с 20% Al прожег ампулу в нижней части, образовав отверстие диаметром 5 мм. Проведение ударно-волнового нагружения составов в цилиндрических ампулах сохранения позволило установить, что изменение характера нагружения играет важную роль в ударно-волновой инициируемости. Однако состав с 30 мас. % Al остается инертным, что указывает на то, что увеличение длительности нагружения недостаточно для инициирования составов с высоким содержанием алюминия.

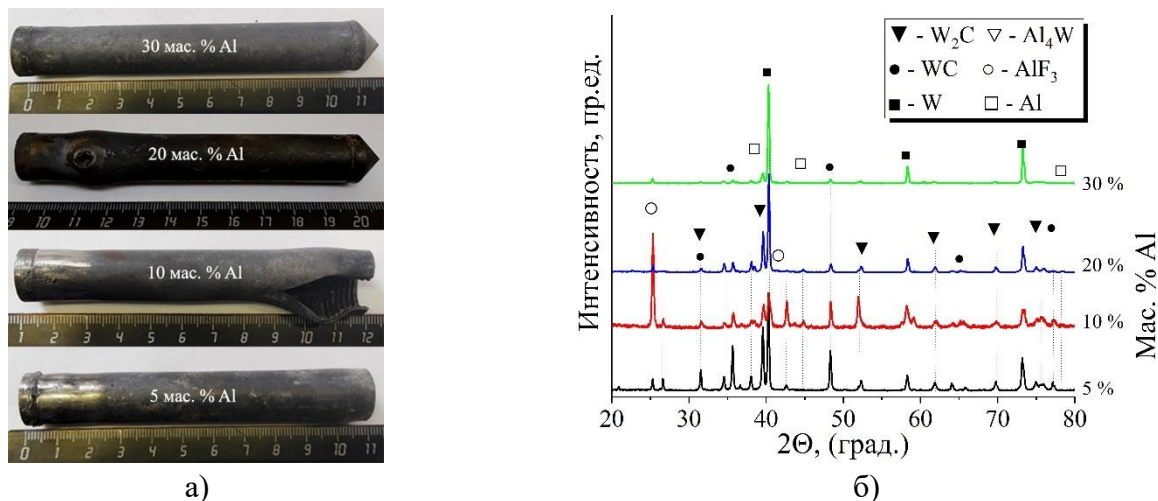


Рисунок 12 – Система (W–(C₂F₄)_n)–Al на основе μW после ударно-волнового нагружения: а) внешний вид ампул; б) дифрактограммы образцов

Пятая глава посвящена разработке схем и режимов ударно-волнового нагружения для создания металло-интерметаллидного слоистого композиционного материала (МИСКМ) на основе реакционного материала Ni–Al в эквимольном соотношении, а также исследованию фазового состава, структуры и свойств полученных материалов.

Особенности по инициированию и горению реакционных материалов могут лечь в основу получения МИСКМ. Анализ результатов исследования воспламенения, горения и ударно-волнового инициирования реакционных материалов показал, что помимо основной задачи по тепловыделению может быть рассмотрен вопрос применения синтезированных продуктов горения и лечь в основу получения МИСКМ. Таким образом, реакционные материалы могут быть применены не только в устройствах специального назначения, но и для получения материалов. Получение МИСКМ проводилось двумя методами. Первый метод заключался в образовании интерметаллидного слоя из образца Ni–Al внутри стальной матрицы ударно-волновым нагружением при скорости метания стальной пластины 1,5 км/с. Второй метод заключался в запечатывании образца Ni–Al внутри стальной матрицы ударно-волновым нагружением при скорости метания стальной пластины 0,5 км/с с последующей термической обработкой в печи для синтеза интерметаллидного слоя.

По первому методу удалось синтезировать интерметаллидный слой внутри стальной матрицы, о чем свидетельствовали цвета побежалости на метаемой пластине – композит I. По второму методу удалось запечатать образец Ni–Al внутри стальной матрицы, о чем свидетельствовало отсутствие цветов побежалости на метаемой пластине – композиты II и III.

Композит I разрезался на две равные части перпендикулярно слоям и в направлении детонации взрывчатого вещества (рис. 13). Высокоскоростное косое метание приводит к переносу части порошка в конечную часть. В интерметаллидном слое присутствуют поры, включения и различные неоднородности, которые, становятся концентраторами напряжений и вызывают появление трещин.

Относительная плотность интерметаллидного слоя после сварки взрывом в среднем увеличилась на 30 %: в начале с 0,65 до 0,85, в середине до 0,83, а в конце – до 0,80. Разброс по плотности составил менее 5%, что указывают на равномерное распределение плотности по всему объему интерметаллидного слоя в результате динамического уплотнения, произошедшего под воздействием ударных волн. На рисунке 13 выделены участки для исследования микроструктуры интерметаллидного слоя и характера его взаимодействия со стальной матрицей с помощью электронного микроскопа.

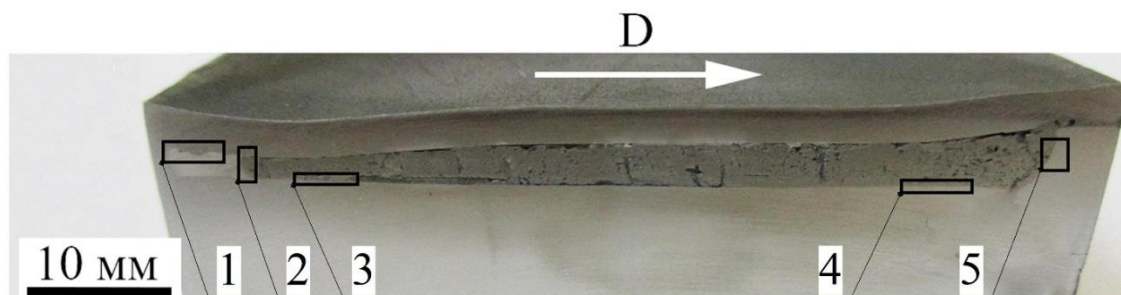


Рисунок 13 – Внешний вид слоистого композита I в разрезе с выделенными участками для исследования микроструктуры

Микротвердость композитов измерялась поперек слоев в начале, середине и конце. Результаты измерения микротвердости 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 (рис. 14а). Это свидетельствует о существенном упрочнении материала в результате интенсивной пластической деформации. Микротвердость интерметаллидного слоя в начальной части длиной около 7 мм, составила 100-120 HV, что соответствует микротвердости исходного образца Ni–Al (рис. 14а). Микротвердость интерметаллидного слоя в среднем составила 480 HV, что соответствует микротвердости NiAl и Ni_3Al и подтверждается РФА (рис. 14б).

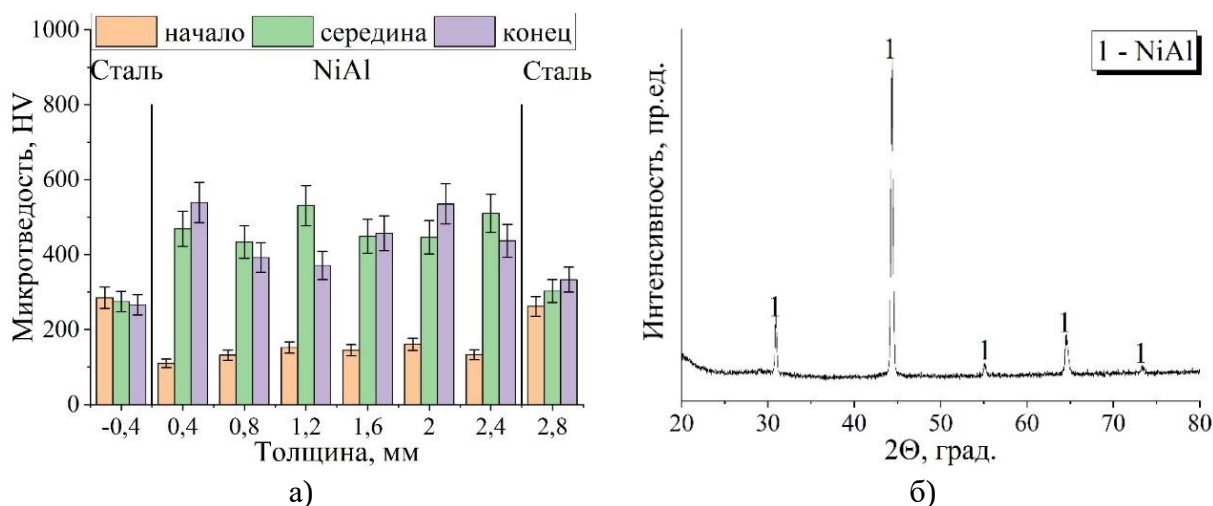
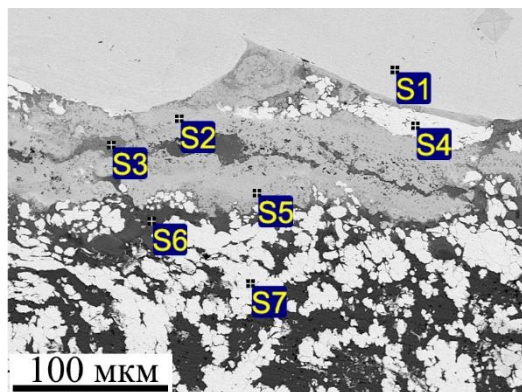


Рисунок 14 – Композит I: (а) микротвердость поперек слоев, (б) дифрактограмма интерметаллидного слоя

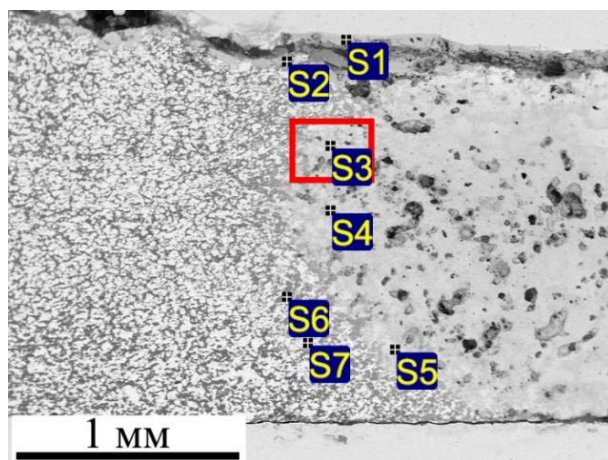
Поверхность образца, прилегающая к метаемой пластине оплавлена на глубину от 20 до 70 мкм, что привело к образованию NiAlFe с различным содержанием Fe – от 5,5 до 36 мас. %. (рис. 15). Оплавление вызвано высокоскоростной деформацией стальной пластины и воздействием потока ударно-сжатого газа в зазоре, температура которого достигала нескольких тысяч градусов Цельсия. 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 (рис. 15). Такая ориентация частиц указывает на направленное движение частиц под воздействием ударно-волнового нагружения. Таким образом, структура участка 1 характеризуется высокой степенью неоднородности на границе соединения образца и метаемой пластины. По границе частиц Ni с Al обнаружена фаза $NiAl_3$, что свидетельствует о протекании диффузионных процессов после ударно-волнового нагружения.



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

Рисунок 15 – СЭМ изображение участка 1 и результаты ЭДС анализа композита I

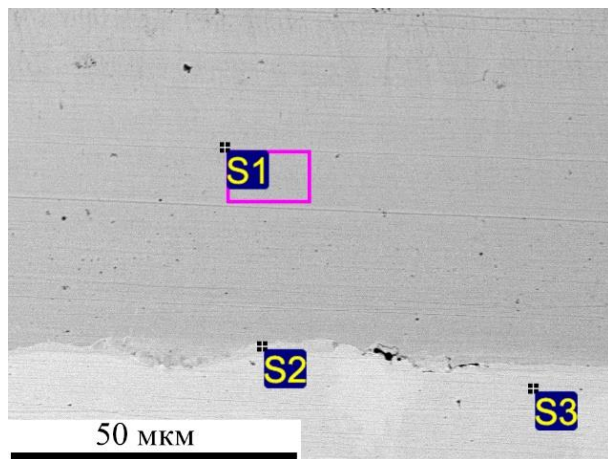
Участок 2 является переходной зоной между синтезированной и несинтезированной частями образца Ni–Al. Это указывает на то, что СВС в образце Ni–Al распространялся от конечного участка к начальному и прекратился из-за высокого теплоотвода. В нижней части переходной границы находится больше непрореагировавшей смеси, чем в верхней части, что обусловлено более высоким теплоотводом со стороны стальной матрицы по сравнению с метаемой пластиной (рис. 16). 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. 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.



Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	32,2	33,7	34,1
S2	38,2	28,8	33,0
S3	20,6	–	79,4
S4	32,1	–	67,9
S5	15,7	–	84,3
S6	59,7	–	40,3
S7	–	–	100

Рисунок 16 – СЭМ изображение участка 2 и результаты ЭДС анализа композита I

Участок 3 характеризуется наличием сложной микроструктуры, формирующей нижнюю границу соединения между интерметаллидным слоем 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 ударно-волнового нагружения. На границе соединения наблюдаются локальные скопления пор различной формы и размеров (рис. 17). Эти поры могут быть результатом фазовых превращений и процессов газовыделения при кристаллизации NiAl. Волнообразный характер границы соединения сохраняется на протяжении всего образца, 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 NiAlFe, что связано с неравновесными условиями кристаллизации и диффузионными процессами на границе соединения.



Спектр	Содержание, мас. %		
	Al	Fe	Ni
S1	31,7	–	68,3
S2	12,3	50,8	36,9
S3	–	100	–

Рисунок 17 – СЭМ изображение участка 3 и результаты ЭДС анализа композита I

Композит II получен запечатыванием образца Ni–Al в стальной матрице ударно-волновым нагружением, а для синтеза интерметаллидного слоя проводилась термическая обработка. В процессе синтеза интерметаллидного слоя произошло интенсивное газовыделение, которое привело к деформации метаемой пластины и расслоению композиционного материала.

По результатам исследований микротвердости композита II установлено, что термическая обработка и нагрев от экзотермической реакции синтеза NiAl не снижают твердость нагартованного слоя метаемой пластины и стальной матрицы (рис. 17а). Микротвердость интерметаллидного слоя составила около 550 HV, что соответствует фазе NiAl (рис. 18а). В интерметаллидном слое присутствуют участки с микротвердостью 370 и 850 HV. Участки с высокой микротвердостью свидетельствуют о наличии фаз Ni_2Al_3 , $NiAl_3$, а с низкой о наличии мелких пор и непрореагировавшего никеля. Результаты РФА интерметаллидного слоя подтверждают образование помимо фазы NiAl (63 мас. %), также фазы Ni_3Al (10 мас. %) и Ni_2Al_3 (27 мас. %) (рис. 18б).

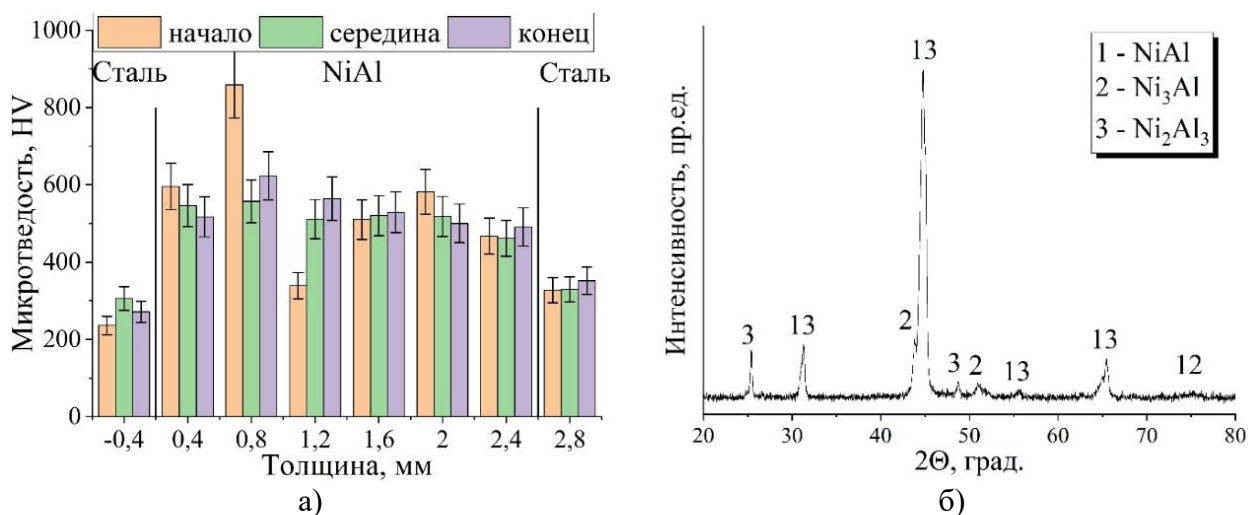
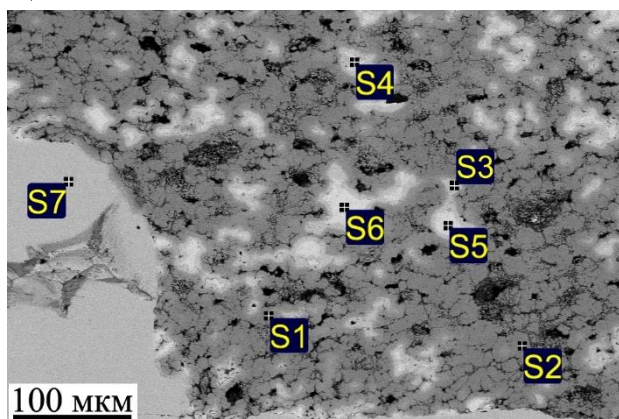


Рисунок 18 – Композит II: (а) микротвердость поперек слоев, (б) дифрактограмма интерметаллидного слоя

В результате микроструктурных исследований участка 1 обнаружено сплошное соединение между интерметаллидным слоем и матрицей. Анализ с использованием СЭМ и ЭДС показал, что интерметаллидный слой состоит из равномерно распределённых частиц никеля размером не более 50 мкм, окруженных фазами Ni_3Al и NiAl (рис. 19). Это подтверждает наличие коалесценции частиц никеля и образование интерметаллидных фаз. Микроструктура интерметаллидного слоя представляет собой чередование пористых и беспористых участков. Такая структура формируется

в результате нестационарного режима горения. Граница соединения между интерметаллидным слоем и стальной матрицей имеет прямолинейный профиль без видимых дефектов в начале и конце композита.



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	—

Рисунок 19 – СЭМ-изображение участка 1 и результаты ЭДС анализа композита II

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 композите III выполнялись технологические отверстия.

Макроструктурные исследования показали, что после термической обработки отсутствует деформация метаемой пластины и интерметаллидного слоя. Несмотря на выход газов, полностью сплошного соединения между интерметаллидным слоем и стальными слоями получить не удалось. Заметны расслоения в верхней центральной части, возникшие из-за разницы коэффициентов термического расширения между сталью и интерметаллидным слоем (рис. 20). Также в интерметаллидном слое присутствуют поперечные трещины, однако их количество минимально по сравнению с композитом I.

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

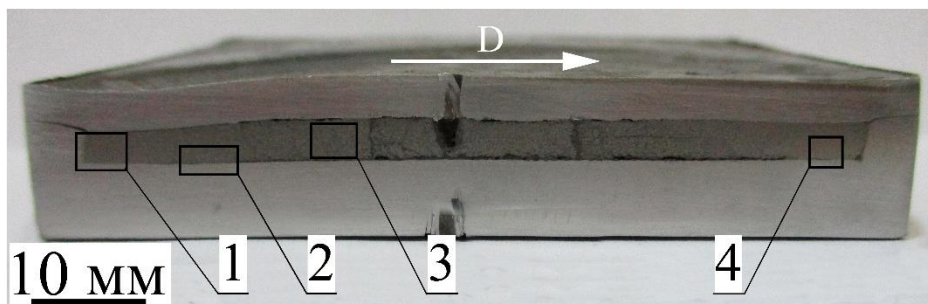


Рисунок 20 – Внешний вид слоистого композита III в разрезе с выделенными участками для исследования микроструктуры

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 (рис. 21а). Микротвердость интерметаллидного слоя в среднем составила 590 HV, что на 20 % выше, чем в двух других композитах. Наличие участков с твердостью около 700 HV указывает на фазу NiAl_3 . Микротвердость в средней части интерметаллидного слоя выше, чем на краях, что свидетельствует о преобладании фазы NiAl_3 и Ni_2Al_3 над NiAl . Результаты РФА интерметаллидного слоя подтверждают образование помимо фазы NiAl (55 мас. %), также фазы NiAl_3 (13 мас. %) и Ni_2Al_3 (32 мас. %) (рис. 21б).

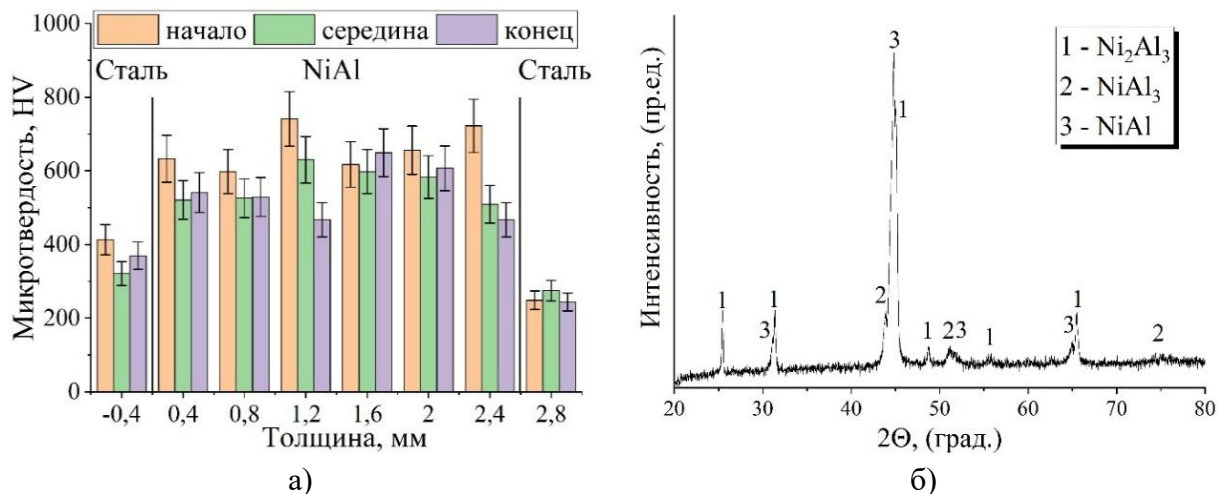
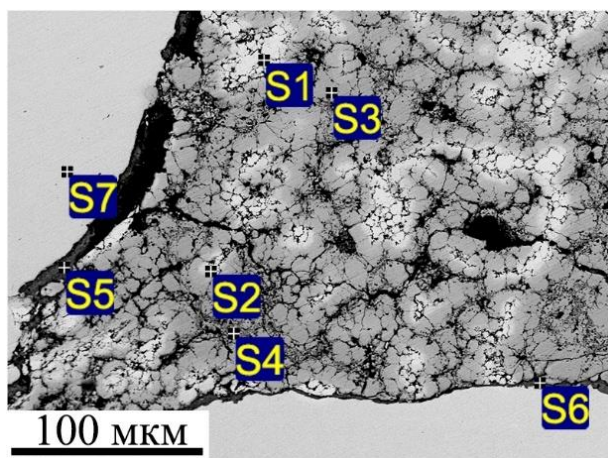


Рисунок 21 – Композит III: (а) микротвердость поперек слоев, (б) дифрактограмма интерметаллидного слоя

СЭМ-изображение и результаты ЭДС анализа участка 1 показывают, что интерметаллидный слой состоит из неравномерно распределённых, непрореагировавших в ходе синтеза, агломерированных никелевых частиц (светлые фазы), окруженных фазой NiAl (рис. 22). 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 (рис. 22, точка S5), возникшая в результате локального расплавления приповерхностных слоев стальной матрицы под действием экзотермической реакции синтеза NiAl .



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 22 – СЭМ-изображение участка 1 и результаты ЭДС анализа композита III

В то время как на нижней границе соединения (рис. 22, точка S6) сформировалась тонкая прослойка (~10 мкм), состоящая из фазы NiAlFe . Чередование NiAl , Ni_2Al_3 и агломератов Ni создаёт зоны с разной микротвёрдостью (объясняет ранее зафиксированные 370-850 HV). Избыток Al (точка S4) указывает на формирование фазы NiAl_3 . Граница соединения интерметаллидного слоя со стальной матрицей имеет криволинейный профиль без дефектов.

Основные 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 трудноинициируемой 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 трудноинициируемой 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 г/см³) и высокой температуры реакции до 2000 °С.

8. Впервые разработаны схемы получения металло-интерметаллидных композитов сталь/NiAl/сталь: первая одностадийная (ударно-волновое нагружение при 1,5 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 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.

Публикации по теме диссертации

1. Malahov, A.Yu. 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. Shakhrai // Intermetallics. – 2026. – Vol. 186. – No. 109097. – P. 1-16. DOI: 10.1016/j.intermet.2025.109097.

2. **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. – No. 4. – P. 267–275. DOI: 10.17277/jamt.2024.04.pp.267-275.
3. **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 ВолгГТУ. Серия Сварка взрывом*. – 2022. – Т. 270. – № 11. – С. 87–93. DOI: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-87-93
4. Malahov, A.Yu. Synthesis of NiAl Intermetallic Compound under Shock-Wave Extrusion. / A.Yu. Malahov, D.V. Shakhrai, I.V. Denisov, F.F. Galiev, **S.A. Seropyan** // *Materials*. – 2022. – Vol. 15(17). – No. 6062. – P. 1-14. DOI: 10.3390/ma15176062.
5. 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. – No. 1355. – P. 1-12. DOI: 10.3390/met11091355.
6. **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(6). – No. 949. – P. 1-14. DOI: 10.3390/met11060949.
7. Малахов, А.Ю. Иницирование 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. Серия Сварка взрывом*. – 2020. – Т. 11. – № 246. – С. 77–80. DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-77-80.
8. Сайков, И.В. Ударно-волновое иницирование 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: 10.35211/1990-5297-2022-11-270-87-93.
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: 10.1134/S0012501620350018.
9. 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: 10.3103/S1061386220010100
10. **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. – No. 012052. – P. 1–5. DOI: 10.1088/1742-6596/1431/1/012052.