06

Аэротермоакустическое воздействие на структурно-фазовое состояние никель-алюминиевого покрытия

© *А.Е. Чесноков*[1], *А.А. Жилин*[1,2]

[1] Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия
[2] Сибирский государственный университет водного транспорта, Новосибирск, Россия
E-mail: chae@itam.nsc.ru, lab20@itam.nsc.ru

Поступило в Редакцию 22 мая 2026 г.
В окончательной редакции 13 июля 2026 г.
Принято к публикации 17 июля 2026 г.

Представлены экспериментальные результаты обработки аэротермоакустическим потоком покрытий Ni–Al, нанесенных холодным газодинамическим напылением. Показано, что вследствие аэротермоакустического воздействия в покрытии произошло структурное и фазовое изменение. В области покрытия, граничащей с подложкой, преобладают фазы интерметаллида Ni_2Al_3 и алюминия, отсутствует пористость. Верхняя область покрытия содержит пористость и исходный никель. Поверхностный слой покрытия имеет температуру, не достаточную для фазовых превращений системы Ni–Al.

Ключевые слова: холодное газодинамическое напыление, аэротермоакустическое воздействие, резонатор Гартмана–Шпренгера, никель, алюминий.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.21.63660.20777

Разработанные технологии получения покрытий и материалов с использованием методов газотермического и холодного газодинамического напыления (ХГН), аддитивных технологий и лазерной наплавки позволяют решать актуальные задачи в машиностроении, энергетике и других отраслях промышленности. Особое внимание уделяется структуре получаемого материала (покрытия), его фазовому составу и другим характеристикам. Повышения прочности связи покрытия и основы, увеличения сплошности структуры, уменьшения шероховатости поверхности, изменения фазового состава и зеренной структуры можно достичь путем дополнительной обработки высококонцентрированными потоками энергии. Наиболее распространенными методами обработки как поверхности, так и объема материала являются воздействие струей плазмы [1,2], электронного пучка [3] и другие методы, включая воздействие аэротермоакустического потока [4]. Следует отметить, что обработка материала аэротермоакустическим потоком относится к числу энергосберегающих технологий, поскольку данное воздействие осуществляется в процессе его интенсивного охлаждения с одновременным динамическим нагружением акустическим полем, как правило, в звуковом диапазоне. На основе данного метода создана технология упрочнения конструкционных и инструментальных сталей и сплавов и ряда других материалов за счет повышения скорости протекания диффузионных процессов при их закалке с изменением структуры материала [4]. Отметим, что конструкции акустических генераторов гартмановского типа [5] позволяют реализовать области с повышенной температурой. Например, область торца глубокой резонирующей полости Гартмана–Шпренгера может достигать температуры свыше 500 °C [6,7]. Поскольку вопросы термоакустического воздействия на материал в области с повышенной температурой до сих пор не рассматривались, изучение его влияния на микроструктуру и фазовый состав представляет научный интерес. С практической точки зрения полученные предварительные результаты расширяют перспективы повышения эксплуатационных характеристик за счет аэротермоакустического воздействия на материал, в том числе конструкционный, который широко используется в машиностроении, авиакосмической, нефтегазовой и атомной промышленности.

В работе в качестве образцов, подвергнутых аэротермоакустическому воздействию, использовались покрытия, нанесенные на установке ХГН высокого давления (ИТПМ СО РАН), сформированные на торце алюминиевого цилиндра (марка АМГ2М) диаметром 20 mm и длиной 27 mm. Порошковая смесь алюминия (марка АСД-1) и никеля (марка ПНК) для нанесения покрытий механически обрабатывалась в планетарной мельнице „Активатор-2SL“. Параметры механической обработки порошковой смеси и режимы нанесения покрытий были такими же, как в работе [8]. Толщина нанесенного ХГН-покрытия составляла 250–500 μm.

Аэротермоакустическое воздействие на поверхность ХГН-покрытия осуществлялось в биканальной акустоконвективной установке (АКУ) ИТПМ СО РАН [9]. Статическое давление в форкамере *1* (рис. 1, *a*) составляло 5 atm и поддерживалось постоянным на протяжении всего эксперимента. Параметры сформировавшегося на входе в рабочую часть *7* АКУ потока регистрировались пьезоэлектрическим датчиком ЛХ-610 и термопарой хромель–алюмель. Зарегистрированные сигналы посту-

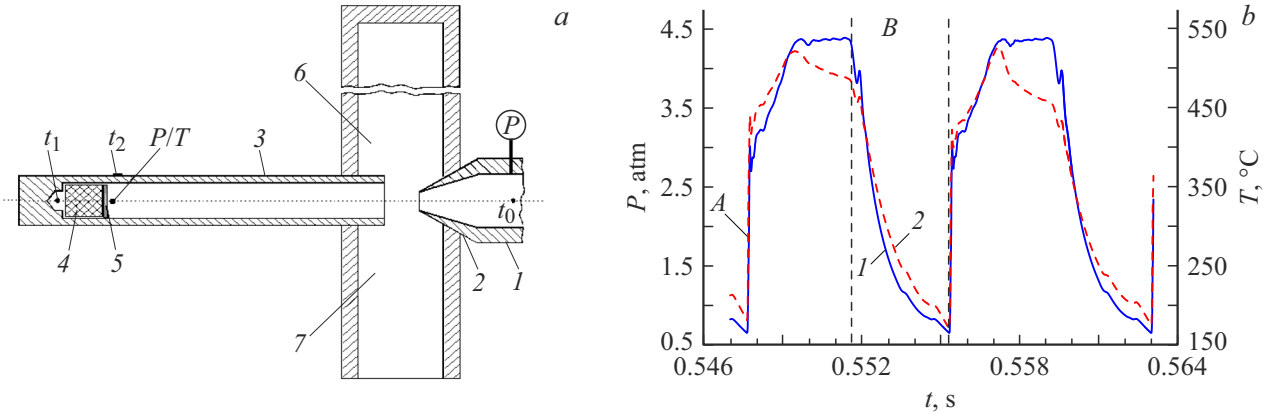


Рис. 1. *a* — принципиальная схема АКУ. *1* — форкамера, *2* — сопло, *3* — основной резонатор, *4* — образец, *5* — ХГН-покрытие, *6* — дополнительный резонатор, *7* — рабочая часть, P/T — виртуальный датчик давления и температуры. *b* — динамика изменения давления (*1*) и температуры (*2*) возле ХГН-покрытия.

пали на аналого-цифровой преобразователь E-440 фирмы L-card и обрабатывались в программе PowerGraph.

Рентгенофазовый анализ осуществляли с использованием дифрактометра D8 ADVANCE. Дифракционные картины образца регистрировали в диапазоне углов от 20 до 90°. Определение фаз проводили с помощью базы данных ICDD PDF 4.

Для проведения структурных исследований обработанных ХГН-покрытий были изготовлены шлифы поперечного среза с применением установок Presi. Структуру образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа EVO MA15, оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром X-Max 350. По десяти снимкам микрофотографий шлифов покрытий с использованием программного пакета ImageJ определяли суммарную площадь искомых объектов в анализируемой области, которая позволила сделать оценку их весовой доли в материале.

Для проведения экспериментов по аэротермоакустическому воздействию на ХГН-покрытие *5* подготовленный образец *4* помещали возле закрытого торца основной глубокой резонирующей полости *3* АКУ (рис. 1, *a*). Разница между диаметрами внутренней стенки резонатора и наружной поверхности цилиндрической основы с покрытием составляла 1 mm. За образцом размещалась термопара (t_1).

После запуска АКУ и выхода на рабочий режим внутри глубокой резонирующей полости формируется течение, состоящее из циклического чередования двух фаз, результаты численного моделирования которых представлены на рис. 1, *b*. Первая фаза (фаза заполнения) обусловлена продвижением в глубь резонирующей полости волны сжатия и ее отражением от поверхности покрытия. В результате взаимодействия падающей волны с поверхностью покрытия течение останавливается, что приводит к резкому повышению давления и температуры на оси симметрии перед поверхностью ХГН-покрытия (участок *A* на рис. 1, *b*). Часть нагретого воздуха проникает в зазор между боковой поверхностью цилиндрической подложки и стенкой резонатора. Отраженная волна движется к выходу из резонирующей полости, вытекает из резонатора, это приводит к понижению давления у открытого торца резонатора. Вторая фаза (фаза опустошения) начинается с понижения давления на открытой части резонатора вследствие истечения потока газа с последующим распространением в глубь полости веера волн разрежения. Волна разрежения движется внутрь резонатора, достигает поверхности покрытия и отражается от него также волной разрежения. За отраженной волной разрежения в области поверхности с покрытием давление и температура воздуха начинают постепенно снижаться (область *B*). Отраженная волна разрежения продвигается по резонирующей полости к открытому краю и понижает давление до значений более низких, чем давление в струе на его срезе. Происходит смена фазы опустошения на фазу заполнения.

Анализируя динамику одиночного цикла (рис. 1, *b*), можно заметить, что продолжительность фазы нагрева составляет три четверти, а фаза охлаждения поверхности образца — одну четвертую. Таким образом, в фазе нагрева горячий газ передает тепло исследуемому образцу со стороны торца. В работе [7] было показано, что при газодинамическом воздействии в данном режиме температура газа возле поверхности закрытого торца резонатора достигает 504 °C.

Продолжительность аэротермоакустического воздействия на исследуемый образец составила 60 min. Температура нагрева газа, зарегистрированная термопарой (t_1), составила 640 °C. Более высокий нагрев воздуха за образцом, по мнению авторов, можно объяснить существенным затруднением движения веера волн разрежения через щель в область, расположенную за исследуемым образцом, за счет сил трения; таким образом, фаза охлаждения становится менее продолжительной. Поверхностная термопара (t_2) показала температуру 520 °C, а в работе [7] без исследуемого образца

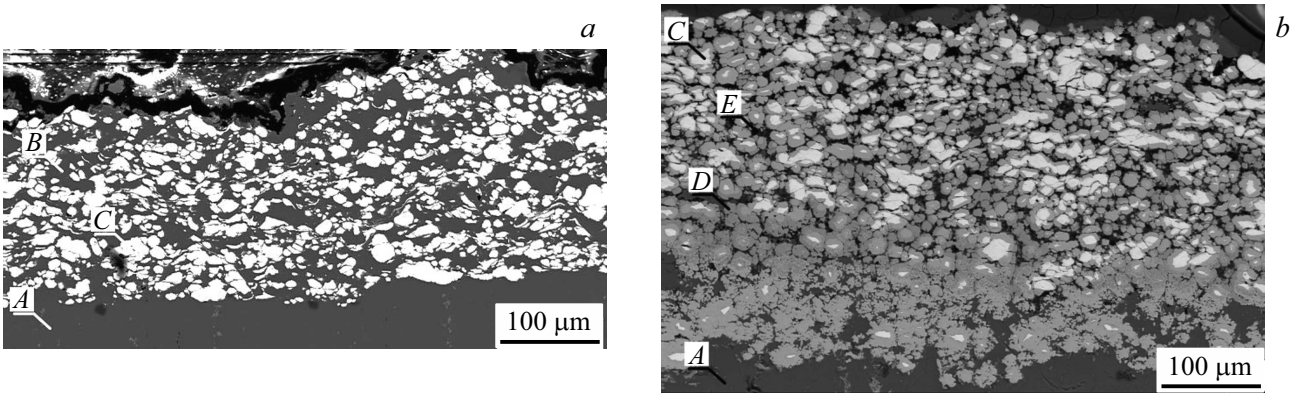


Рис. 2. Микрофотографии шлифа поперечного среза нанесенного ХГН-покрытия (*a*) и покрытия, обработанного аэротермоакустическим потоком (*b*). *A* — подложка, *B* — алюминий, *C* — никель, *D* — соединение Ni–Al, *E* — пора.

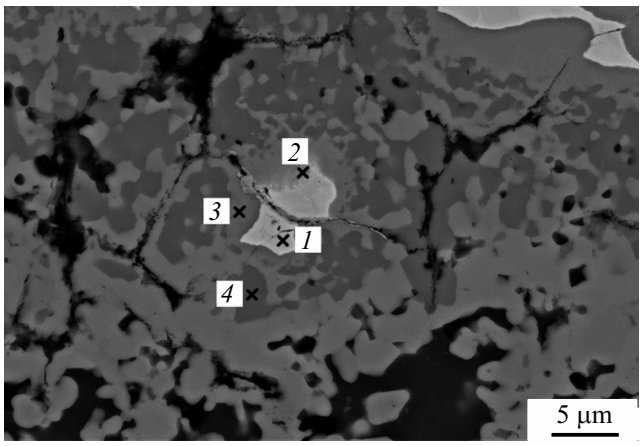


Рис. 3. Микрофотография шлифа поперечного среза покрытия, обработанного аэротермоакустическим потоком. *1–4* — области, в которых измерялись спектры для определения элементного состава.

температура внешней поверхности составила 362 °C. Факт повышения температуры за исследуемым образцом хорошо коррелирует с результатами экспериментальных исследований, проведенных в [10].

На рис. 2 представлен шлиф поперечного среза исходного (*a*) и обработанного аэротермоакустическим потоком (*b*) покрытий.

Из рис. 2, *a* видно, что структура нанесенных методом ХГН композиционных покрытий плотная, отсутствуют трещины в материале покрытия и отслоение материала на границе покрытие–подложка, частицы никеля равномерно распределены по объему покрытия. Пористость покрытия составила менее 1 %. На шлифе поперечного среза покрытий, подвергнутых аэротермоакустическому воздействию, определяется область перехода структуры от зон, содержащих исходные отдельные частицы алюминия и никеля, к зонам, в которых произошло структурно-фазовое превращение (рис. 2, *b*).

На рис. 3 показаны области покрытия, для которых были получены данные микрорентгеноспектрального анализа, а в таблице представлен их элементный состав.

Анализ данных таблицы и рентгенограммы (рис. 4) позволил идентифицировать фазы, соответствующие металлам Ni (область *1* на рис. 3), Al и интерметаллидным соединениям Al_3Ni (область *2* на рис. 3), Ni_2Al_3 (область *3* на рис. 3) и NiAl (область *4* на рис. 3). Необходимо отметить, что пики, соответствующие интерметаллидным соединениям, сдвинуты по углам, что связано с образованием фаз неполной стехиометрии.

Кинетика диффузионного роста интерметаллидных соединений в системе Ni–Al разделена на низкотемпературную и высокотемпературную стадии. Низкотемпературная стадия соответствует твердофазному характеру превращений, поскольку температура системы ниже температуры плавления легкоплавкой эвтектики. На данной стадии при достижении образцом температуры не менее 540 °C на границах раздела между никелем и алюминием происходит подплавление поверхностного слоя алюминия, что приводит к реакционной диффузии атомов никеля, поскольку энергия активации диффузии атомов никеля в алюминий ниже (145 kJ/mol), чем атомов алюминия в никель (216 kJ/mol) [11]. Насыщенный атомами никеля поверхностный слой алюминия образует легкоплавкую эвтектику $Al–Al_3Ni$ (область *2* на рис. 3). Дополнительный тепловой эффект образования фазы Al_3Ni активирует вблизи границы раздела диффузионный рост интерметаллида с повышенным содержанием никеля Ni_2Al_3 (область *3* на рис. 3) [12,13]. Образование интерметаллидного соединения NiAl (об-

Элементный состав (в at.%) среза ХГН-покрытия

Элемент	Номер области на рис. 3			
	1	*2*	*3*	*4*
Al	0.94	87.01	61.07	53.88
Ni	99.06	12.99	38.93	46.12

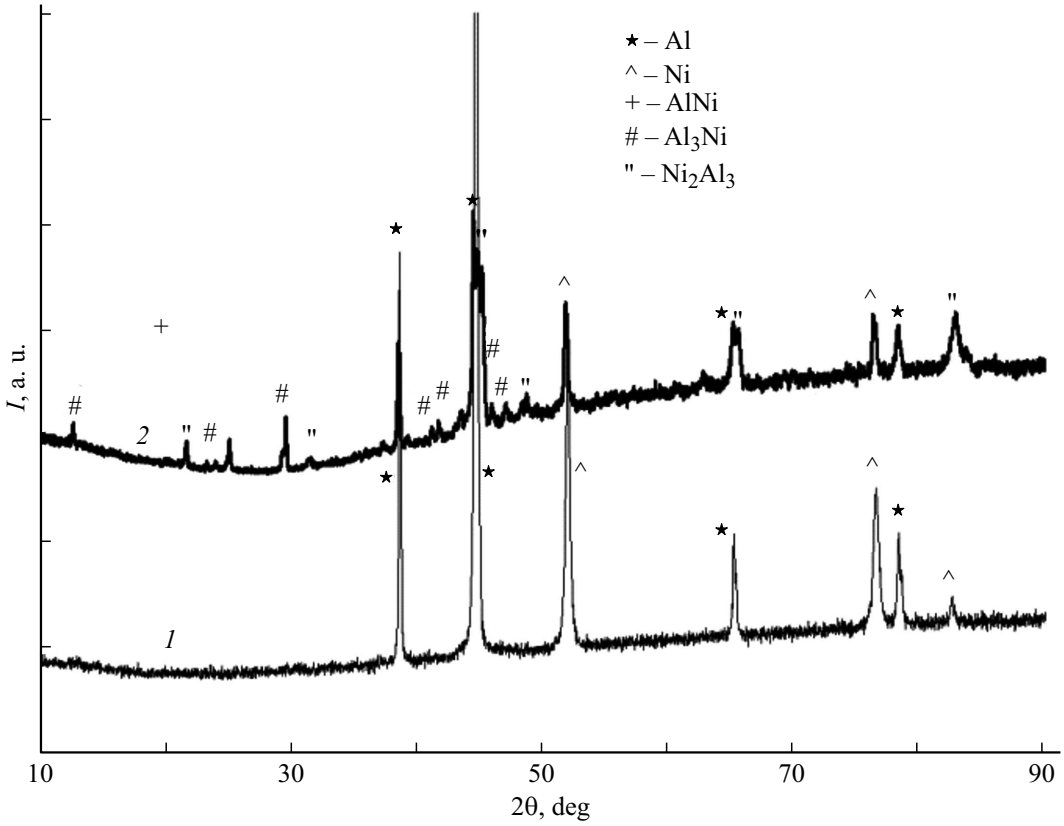


Рис. 4. Рентгенограмма исходного ХГН-покрытия (*1*) и после аэротермоакустического воздействия (*2*).

ласть *4* на рис. 3) в покрытии происходит с формированием жидкофазного продукта, образующегося на высокотемпературной стадии фазообразования системы Ni–Al [14]. При достижении образцом температуры 640 °C начинается плавление эвтектики, в которой происходит растворение интерметаллида Ni_2Al_3 с образованием γ-фазы (Ni_2Al_3) и δ-фазы (NiAl). В соответствии с равновесной диаграммой состояния системы Ni–Al увеличение концентрации никеля в расплаве эвтектики до 60 % повышает температуру в реакционном микрообъеме до температуры плавления алюминия, а затем интерметаллида Ni_2Al_3. Дальнейшее увеличение концентрации никеля в расплаве алюминия повышает температуру микрообъема до температуры плавления никеля с образованием высокотемпературного интерметаллидного соединения NiAl. Избыточное содержание атомов алюминия, граничащих с реакционным объемом, нарушает эквиатомный состав системы Ni–Al вследствие их диффузии из алюминиевой подложки. Происходит затухание высокотемпературной реакции с кристаллизацией фазы NiAl, окруженной соединением Ni_2Al_3 (область *3* на рис. 3).

Необходимо отметить наличие в структуре обработанного покрытия двух областей, в которых произошло изменение (рис. 2, *b*). В нижней области покрытия, граничащей с подложкой, в фазовом составе преобладают фазы Ni_2Al_3 и алюминия. Отсутствует пористость (она составляет менее 1 %), а также четкая граница раздела между подложкой и покрытием. Отсутствие указанных особенностей структуры вызвано диффузией атомов алюминия из материала подложки. Верхняя область покрытия характеризуется пористостью до 7 % и содержит исходный никель, доля которого составляет 14 %. Высокое содержание никеля свидетельствует о том, что поверхностный слой покрытия имеет температуру, не достаточную для перехода из низкотемпературной стадии превращений системы Ni–Al в высокотемпературную. Основной причиной потери тепла поверхностного слоя является периодическое взаимодействие покрытия с холодным потоком в фазе опустошения резонансной полости.

Проведенные исследования показали, что при размещении вблизи глухого торца глубокой резонирующей полости Гартмана–Шпренгера исследуемого образца за непроницаемым образцом происходит существенный нагрев газа (по сравнению со случаем отсутствия преграды). Вследствие аэротермоакустического воздействия на образец в структуре покрытия определяются две области, в которых произошло структурное и фазовое изменение. С помощью энергодисперсионного и рентгенофазового анализа зафиксировано образование интерметаллида системы Ni–Al различной стехиометрической пропорции (Al_3Ni, Ni_2Al_3 и NiAl). В нижней области покрытия, граничащей с подложкой, преобладают

фазы интерметаллида Ni_2Al_3 и алюминия. Отсутствует пористость и четкая граница раздела между подложкой и покрытием, что объяснено диффузией атомов алюминия из подложки в покрытие вследствие аэротермоакустического воздействия. Верхняя область покрытия имеет пористость (7%) и содержит частицы исходного никеля (14%). Высокое содержание никеля в поверхностном слое свидетельствует о том, что температура поверхности покрытия ниже, чем температура слоя покрытия, граничащего с основой, на которое оно нанесено. Предположительно это связано с охлаждением воздуха возле поверхности образца в фазе разрежения.

Благодарности

Авторы выражают благодарность В.С. Шикалову (ИТПМ СО РАН), К.А. Скороход (ИТПМ СО РАН) за подготовку экспериментальных образцов и А.В. Примакову (ИТПМ СО РАН) за предоставление данных численных расчетов.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН (номера госрегистрации 124021500014-4 и 124021400037-4) с использованием оборудования ЦКП „Механика“ (ИТПМ СО РАН).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] О.П. Солоненко, А.П. Алхимов, В.В. Марусин, Х.М. Рахимянов, А.М. Оришич, Р.А. Салимов, В.Г. Щукин, В.Ф. Косарев, *Высокоэнергетические процессы обработки материалов* (Наука, Новосибирск, 2000).

[2] А.Е. Чесноков, А.В. Смирнов, Письма в ЖТФ, **50** (11), 14 (2024). DOI: 10.61011/PJTF.2024.11.57903.19874 [A.E. Chesnokov, A.V. Smirnov, Tech. Phys. Lett., **50** (6), 12 (2024). DOI: 10.61011/TPL.2024.06.58470.19874].

[3] *Структура и свойства металлов и сплавов после энергетической обработки*, под ред. Н.Н. Коваля, В.Е. Громова (Полиграфист, Новокузнецк, 2025).

[4] Г.А. Воробьева, В.Н. Усков, *Аэротермоакустическая обработка сталей и сплавов* (Балт. гос. техн. ун-т., СПб., 2012).

[5] Ю.Г. Борисов, *Газоструйные излучатели звука гартмановского типа. Физика и техника мощного ультразвука* (Наука, М., 1967), кн. 1, с. 7–110.

[6] V. Sarohia, L.H. Back, J. Fluid Mech., **94** (4), 649 (1979). DOI: 10.1017/S0022112079001233

[7] А.А. Жилин, Изв. РАН. Механика жидкости и газа, № 6, 97 (2025). DOI: 10.7868/S3034534025060104

[8] А.Е. Чесноков, А.В. Смирнов, В.О. Дроздов, К.А. Скороход, Письма в ЖТФ, **49** (6), 7 (2023). DOI: 10.21883/PJTF.2023.06.54808.19421 [A.E. Chesnokov, A.V. Smirnov, V.O. Drozdov, K.A. Skorokhod, Tech. Phys. Lett., **49** (3), 44 (2023). DOI: 10.21883/TPL.2023.03.55684.19421].

[9] A.A. Zhilin, E.A. Golubev, AIP Proc., **1939** (1), 020016 (2018). DOI: 10.1063/1.5027328

[10] P.V. Kadaba, V.L. Bondarenko, A.M. Arkharov, Int. J. Refrig., **13** (5), 309 (1990). DOI: 10.1016/0140-7007(90)90062-2

[11] И.В. Милюкова, П.Ю. Гуляев, А.В. Долматов, Е.В. Исакова, Вестн. Югор. гос. ун-та, **12** (2), 21 (2016). DOI: 10.17816/byusu201612221-26

[12] О.В. Лапшин, В.Е. Овчаренко, Физика горения и взрыва, **32** (3), 68 (1996). [O.V. Lapshin, V.E. Ovcharenko, Combust. Explos. Shock Waves, **32** (3), 299 (1996). DOI: 10.1007/BF01998460].

[13] Л.Ф. Мондольфо, *Структура и свойства алюминиевых сплавов* (Металлургия, М., 1979).

[14] А.Г. Гаспарян, А.С. Штейнберг, Физика горения и взрыва, **24** (3), 67 (1988). [A.G. Gasparyan, A.S. Shteinberg, Combust. Explos, Shock Waves, **24** (3), 324 (1988). DOI: 10.1007/BF00750616].