

---

---

УДК 621.77.04:621.762

ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ  
ОБЪЕМНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА  
С КЕРАМИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА  
ТИТАНА МЕТОДОМ “ХОЛОДНОГО” НАПЫЛЕНИЯ

© 2025 Е. Ю. Геращенко<sup>1, 2</sup>, М. А. Марков<sup>1, 2</sup>, А. Д. Каштанов<sup>1</sup>,  
Д. А. Геращенко<sup>1</sup>, Р. Ю. Быстров<sup>1</sup>, Н. В. Яковлева<sup>1</sup>,  
Е. Н. Барковская<sup>1</sup>, А. Д. Быкова<sup>1, \*</sup>

<sup>1</sup>НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”,  
191015, Россия, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный технологический институт  
(технический университет), 190013, Россия, Санкт-Петербург, Московский пр., 26

\*e-mail: bykova.ad@gmail.com

Поступила в редакцию 04.10.2024

После доработки 09.12.2024

Принята к публикации 27.02.2025

В работе приводятся экспериментальные результаты по получению объемных образцов материалов Ti-Al-B<sub>4</sub>C методом “холодного” газодинамического напыления из смеси монопорошков в системе раздельно работающих дозаторов, с последующей термической обработкой. Изучены и апробированы параметры, позволяющие разработать эффективные методы создания изделий аддитивным способом. Практически и теоретически показано, что металлические пластичные частицы в составе заготовки-прототипа, сформированной методом “холодного” газодинамического напыления, могут выступать прекурсорным компонентом для образования высокотемпературных боридов и карбидов титана, что после тепловой обработки приводит к упрочнению объемного композиционного материала при отсутствии значительной усадки, сохранении низкой пористости и сплошности структуры.

**Ключевые слова:** карбид бора, титан, алюминий, интерметаллид, карбид титана, керамика, композиционный материал, функционально-градиентные материалы, “холодное” газодинамическое напыление, термообработка

**DOI:** 10.31857/S0132665125010092, **EDN:** EAYUDX

## 1. ВВЕДЕНИЕ

За последние 10 лет аддитивные технологии пережили значительный рост в технологической сфере и использовались для прямого производства деталей в автомобильной, аэрокосмической и биомедицинской отраслях [1–6]. В настоящее время такие технологии применяются на производственных линиях наряду с традиционными. По сравнению с другими методами производства аддитивные технологии технологически более выгодны при создании изделий сложной геометрической формы. Наиболее распространенными являются аддитивные

технологии выращивания раскаткой сферических порошков с лазерным сплавлением (SLS) [7–9] или наплавкой из проволоки (FDM). Однако аддитивная печать керамики на сегодняшний день активно исследуется, но широкого применения в производстве пока не получила.

Метод “холодного” газодинамического напыления (ХГДН, “холодное” напыление) представляется перспективным [12, 13] и может быть применим в 3D-печати. В частности, его можно потенциально использовать в производстве аддитивных технологий инженерных компонентов, а также в ремонтно-восстановительных работах без использования лазерных установок. До настоящего момента метод ХГДН активно и комплексно изучается, применительно к нанесению покрытий [14–21]. Однако в доступной научной литературе не приводится системной информации о разработках в области создания объемных ХГДН-материалов.

Вредные эффекты окисления, фазового превращения, разложения, роста зерен и других процессов могут быть минимизированы из-за низкой температуры процесса напыления, по сравнению с традиционным термическим напылением или лазерной наплавкой [22–24]. Данные преимущества выделяют ХГДН при изготовлении аддитивного материала для большинства пластичных металлов, сплавов, композитов с металлической матрицей, а также наноструктурированных металлических материалов [25–28]. К тому же рост толщины покрытий ХГДН практически не имеет ограничений. Следует отметить, что напрямую керамические частицы не напыляются “холодным” напылением из-за отсутствия пластических свойств при соударении с подложкой. Однако применение композиционных многокомпонентных порошков с последующим регулированием фазового состава формируемой поверхности за счет термического воздействия, открывает новые возможности в получении как покрытий, так и объемных изделий с керамической или интерметаллической матрицей.

Целью данной работы является обоснование результатов исследований по апробации получения объемных образцов новых высокотемпературных материалов системы Ti-Al-B<sub>4</sub>C методом прототипирования за счет использования преимуществ “холодного” газодинамического напыления из смеси порошков в системе раздельно работающих дозаторов, с последующей термической обработкой.

## 2. ОБЪЕКТ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходных порошковых материалов использован порошок титана марки ПТОМ-1 (ТУ 14-22-57-92), порошок алюминия Al марки А10-00 (ТУ 1791-001-40707672-2010), порошок карбида бора B<sub>4</sub>C (ГОСТ 5744-85). Общий вид частиц порошка и распределение фракционного состава можно наблюдать на рис. 1.

В результате применения метода “холодного” газодинамического напыления были изготовлены объемные образцы-цилиндры диаметром  $10 \pm 1$  мм и высотой  $30 \pm 1$  мм с композиционной структурой на основе Ti-Al-B<sub>4</sub>C.

Автоматизация создания объемного объекта заключалась в использовании устройства с установленной платформой с плоской поверхностью, обеспечивающее равномерное вращение, при этом непосредственно контролируется направление роста материала, переносимого сверхзвуковым потоком при ручном управлении.

Общий вид выращенного образца объемного материала после реализации ХГДН представлен на рис. 2.

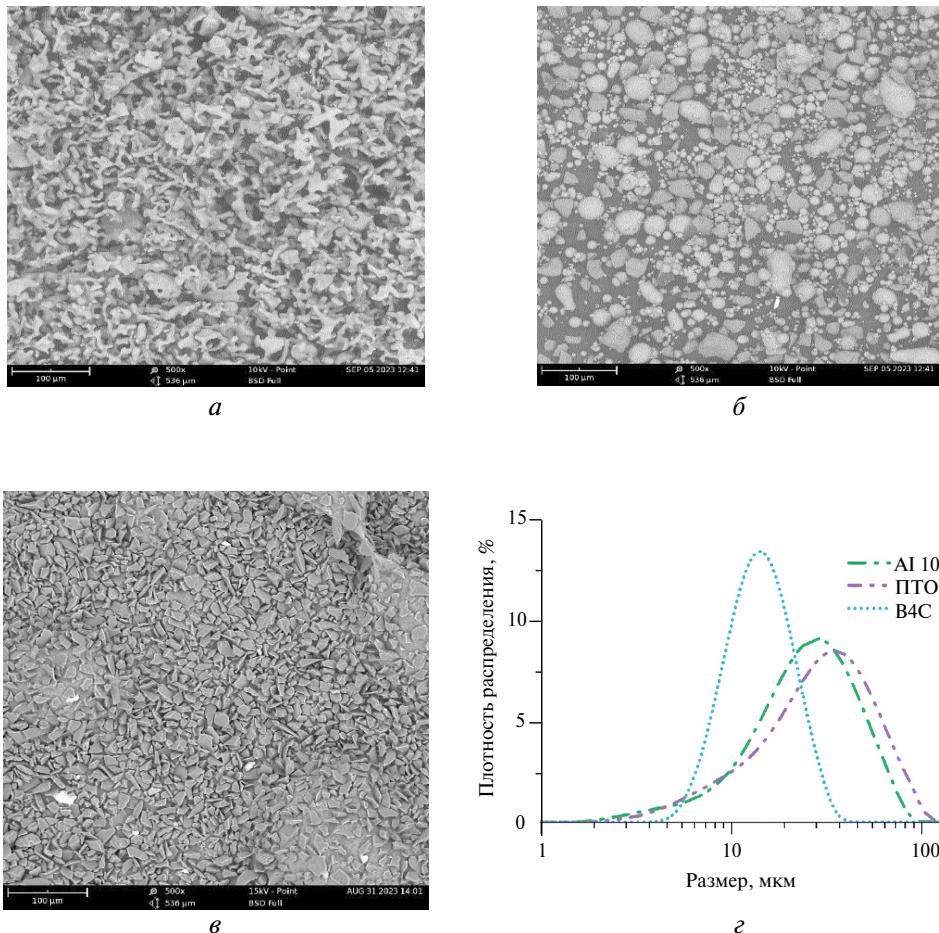


Рис. 1. Исходные порошки: *а* – Ti; *б* – Al; *в* – B<sub>4</sub>C; *г* – гранулометрический состав.

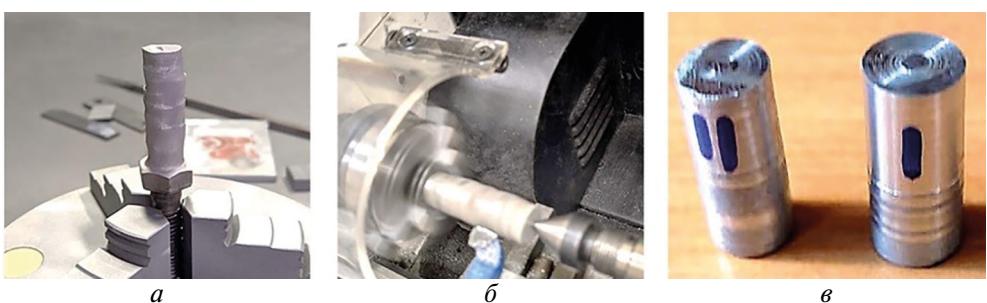


Рис. 2. Изготовление образца объемного материала: *а* – образец в процессе выращивания методом ХГДН; *б* – механическая обработка образца, удаление неровностей по диаметру цилиндра; *в* – вид образца после механической обработки.

После выращивания образцы были обработаны на токарном станке для устранения шероховатости. Однако следует отметить, что для получения высокой точности геометрии необходимо производить дополнительную механическую обработку. Для исследования структуры производился вырез образца в поперечном сечении, перпендикулярно газовому потоку, с последующим изготовлением шлифа.

На основании ранее проведенных исследований [29] были установлены наиболее рациональные режимы построения. Определено, что скорость сканирования 10–20 мм/с, шаг сканирования 1.5–2.0 мм, позволяет создавать послойно аддитивный материал с минимальными перепадами по высоте, т. е. минимизируются неровности от единичных треков. Схема процесса создания аддитивных образцов представлена на рис. 3. Скорость потока газа составляла 600 м/с. Расстояние до подложки 7–10 мм.

Для исследования порошковых материалов и получения слоев аддитивного материала использовалось технологическое и аналитическое оборудование:

- “Димет-403”, для реализации метода “холодного” газодинамического напыления;
- печь вакуумная Nabertherm, для проведения высокотемпературной термообработки;
- Malvern Mastersizer 2000, анализатор для определения гранулометрического состава порошков;
- Rigaku Ultima IV, рентгеноструктурный качественный и количественный фазовый анализ;
- Tescan VEGA II, проведение рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) элементного состава порошков и функциональных покрытий.

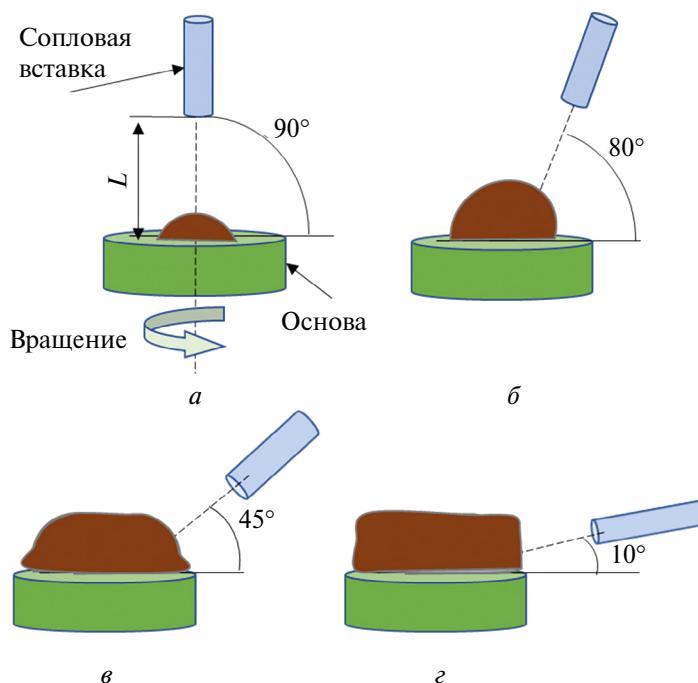


Рис. 3. Технологические операции (а–г) по аддитивному выращиванию методом ХГДН на примере цилиндрического образца.

Метод термодинамического моделирования осуществлялся с помощью программного комплекса HSC Chemistry 10 (разработан в компании Outokumpu Research Oy), в частности был вычислен равновесный фазовый состав различных смесей металлов, карбидов и силицидов в интервале температур от 100 до 4000 °C при давлении 0.1 МПа в защитной среде.

Исследование образцов с помощью термического анализа проводилось на установке совмещенного термогравиметрического анализа и дифференциально-сканирующей калориметрии TGA/DSC1/1600 HF (Mettler Toledo). Эксперимент заключался в нагреве и последующем охлаждении образцов. Скорость нагрева и охлаждения составляла 20 °C/мин. Испытания проводились в среде гелия.

Контроль, дефектоскопию и исследование внутренней области деталей проводили с помощью компьютерной томографии на высокопропускной системе KT Phoenix V|tome|x C450 производства компании General Electric.

Лакунарность или однородность распределения частиц в структуре материала, пористость и размерность пор рассчитывалась программной обработкой изображений в электронной микроскопии по методике [30].

Скорость нагрева для представленных режимов термообработки составляла 300 °C/мин, выдержка 15 мин, охлаждение с печью.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием “Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов” НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Применение метода ХГДН в данной работе обеспечивает послойное формирование на поверхности сплавной подложки объемного композиционного материала заданной геометрии на основе двух металлических компонентов (Ti, Al) и керамической тугоплавкой составляющей (B<sub>4</sub>C), что можно рассматривать, как частный случай аддитивной технологии при автоматизированном подвode газового потока.

Особенность построения композиционного материала заключается в формировании пластичной матрицы, армированной керамическими частицами. К настоящему времени известен ряд работ авторов [29, 31–35] по исследованию технологических аспектов создания пластичных поверхностных слоев (покрытий) на основе никелевых и алюминиевых монопорошков. Практически установлено, что природа закрепления керамических частиц заключается в их внедрении в более пластичный материал и дальнейшем удерживании в пластичной оболочке за счет налипания потока частиц металла или сплава.

В настоящей работе объемные образцы тройной системы Ti-Al-B<sub>4</sub>C после реализации ХГДН будут подвергаться термообработке, что будет приводить к существенному изменению фазового состава и получению фактически нового материала, в том числе из расплавленного состояния.

Введение титанового компонента обосновано нами в связи с его высокотемпературной химической активностью [36, 37]. Титановый порошок является доступным и экономичным, однако имеет низкую вязкость при реализации метода “холодного” напыления, поэтому совместное присутствие пластичной алюминиевой связки является в том числе технологической необходимостью в рамках построения аддитивного материала.

В данной работе аддитивная технология реализована с использованием компьютерной программы управления дозаторами. Изготовление объемных образцов производится из раздельно работающих дозаторов, согласно представленной схеме на рис. 4, что выгодно обеспечивает технологичность процесса.

В табл. 1 представлено соотношение массового расхода порошков при напылении, в условиях реализации их раздельной подачи в газовый поток, что впоследствии приводит к формированию трех составов материалов, с увеличением содержания керамического компонента, при близких относительных соотношениях металлических составляющих.

Результаты энергодисперсионного анализа структуры выращенных аддитивных материалов Ti-Al-B<sub>4</sub>C в произвольной области поверхности представлены в табл. 2, типовую структуру можно наблюдать на рис. 5.

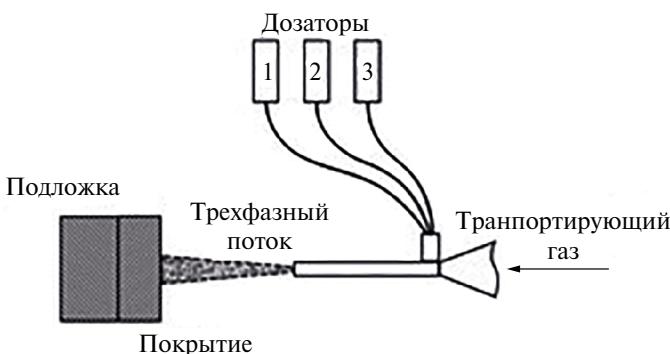


Рис. 4. Схема раздельно работающих дозаторов.

Таблица 1. Расход порошков и их фактическое массовое соотношение в напыляемой смеси

| Маркировка образцов | Расход исходных порошков, г/мин |    |                  | Эквивалентное соотношение порошков, мас. % |    |                  |
|---------------------|---------------------------------|----|------------------|--|----|------------------|
|                     | Ti                              | Al | B <sub>4</sub> C | Ti   | Al | B <sub>4</sub> C |
| 1                   |                                 |    | 5                | 69   | 16 | 16               |
| 2                   | 22                              | 5  | 7                | 65   | 15 | 21               |
| 3                   |                                 |    | 11               | 58   | 13 | 29               |

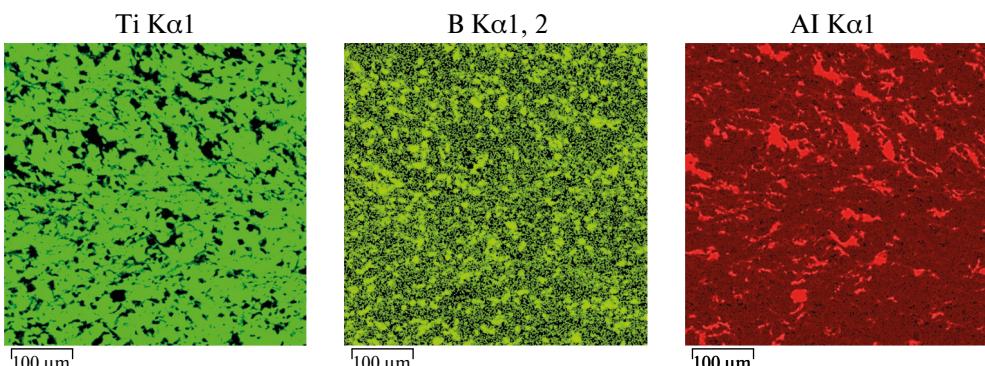


Рис. 5. Результаты энергодисперсионного анализа, распределение участка структуры материала на примере состава 3 по элементам.

**Таблица 2.** Химический состав аддитивных материалов в результате напыления

| Маркировка образцов | Содержание компонентов в материале, мас. % |                              |                             |  |
|---------------------|--|------------------------------|-----------------------------|--|
|                     | Определение по элементу – Ti               | Определение по элементу – Ti | Определение по элементу – В |  |
|                     | Ti   | Al                           | B <sub>4</sub> C            |  |
| 1                   | 68   | 10                           | 15                          |  |
| 2                   | 60   | 8                            | 20                          |  |
| 3                   | 55   | 8                            | 25                          |  |

Элементный количественный анализ является условным для идентификации фаз, так как метод плохо восприимчив к углероду, весьма чувствителен к кислороду, азоту и прочим примесям, присутствующим на поверхности шлифа или в эпоксидной смоле. Однако полученные соотношения компонентов коррелируют с определенными ранее данными в табл. 1. Фактически карбид бора определен нами по борной составляющей. Частицы карбида бора достаточно эффективно закрепляются в покрытии. Можно предполагать, что в потоке транспортирующего газа частицы карбида бора получают, с одной стороны, достаточную кинетическую энергию для внедрения в пластичную матрицу, но, с другой стороны, это не приводит к возникновению абразивного воздействия.

Величина параметра лакунарности для снимка структуры с борной составляющей при размере стороны ячейки в 100 мкм составила  $\Lambda = 0.3$ , что соответствует достаточно однородному объемному распределению карбида бора. Для более наглядного сравнения, в работах [30, 38, 39] приводятся структуры с неоднородным или характерным “островковым” распределением частиц (на примере распределения титаната бария в полимерной матрице), значение параметра лакунарности для таких структур составляет порядка  $\Lambda = 0.9$ . Пористость выращенных ХГДН-материалов не превышала 3% об.

В следующей части работы рассмотрим фазовую эволюцию объемных ХГДН-материалов при тепловом воздействии. Исходя из представленных данных из справочника [40] известно, что в диапазоне температур 600–1500 К алюминию предпочтительнее реагировать с бором, чем с углеродом. Энергия Гиббса для данных реакций во всем температурном интервале повышается. Между тем дисперсность исходных компонентов и их предварительная механоактивация (получение объемного материала из механической смеси монопорошков) за счет отсутствия сферичности и ударного взаимодействия с твердой подложкой, безусловно, может оказывать положительное влияние на химическое взаимодействие алюминия как с бором, так и с углеродом (с образованием Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, имеющего химическую устойчивость вплоть до 1400 К). Это предположение хорошо соотносится с результатами ранее проведенной работы [41], где экспериментально было определено образование Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> при пропускании электрического тока (МДО) на поверхности покрытия Al-SiC (восстановление керамического компонента до металлического кремния), сформированного методом ХГДН из механической смеси порошков.

Титановый компонент при введении в двухкомпонентную систему Al-B<sub>4</sub>C активно взаимодействует как с металлом, так и с керамическим соединением. Вначале титан взаимодействует с карбидом бора и полностью его разлагает с образованием карбида и борида титана и только после этого титан взаимодействует с алюминием.

Такой вывод можно сделать, исходя из данных по расчетам энергии Гиббса, представленным на графике, рис. 6.

Из рис. 6 видно, что титану, как и алюминию, в условиях высокотемпературного воздействия термодинамически наиболее выгодно взаимодействовать с бором (потенциально с боридными соединениями), чем с углеродом. Представленная кривая (по реакции 3) лежит в наиболее низкой, благоприятной области отрицательных значений энергии Гиббса. Данный факт говорит о том, что потенциальное введение в ХГДН-систему борных компонентов может существенным образом повлиять на процессы фазообразования как при поверхностной (искровой, лазерной), так и при объемной (печной) обработке. Однако, в отличие от алюминия, титан имеет достаточно высокий потенциал для активного взаимодействия с углеродом. Следует отметить, что химическая активность титана к бору и углероду (реакция 2, 3) гораздо выше, чем активность образования непосредственно карбида бора (реакция 1).

Для оценки эволюции фазового состава объемного материала трехкомпонентной системы Ti-Al-B<sub>4</sub>C, полученного “холодным” напылением из смеси монопорошков в условиях высокотемпературной обработки, рационально сопоставить данные ДСК анализа с результатами рентгенофазового анализа поверхности по-перечного сечения объекта (или сечения по направлению сопла). Рассмотрим результаты практического эксперимента на примере материала в соотношении компонентов по составу 1 (минимальное содержание B<sub>4</sub>C) в процессе двух циклов нагрева до 1000 °C в среде гелия (выдержка 15 мин), с последующим охлаждением. Характерную ДСК-кривую можно наблюдать непосредственно на рис. 7а.

На начальном участке ДСК-кривой в интервале температур от 400 до 600 °C наблюдается небольшое колебание теплового потока. При температуре порядка 630–650 °C алюминий начинает плавится, в результате чего расплав может активно взаимодействовать с титаном, с образованием интерметаллидных соединений системы Ti-Al (перегиб кривой при 815 °C). Мы предполагаем, что основное фазовое превращение может быть связано с образованием TiAl<sub>3</sub>.

Около температуры 1000 °C на кривой также присутствует небольшое колебание теплового потока. В этой области, вероятно, происходит запуск начальной стадии реакций образования основополагающей фазы TiB<sub>2</sub>, а также тугоплавких соединений в системе Ti-Al-C с преобладанием фазы TiC.

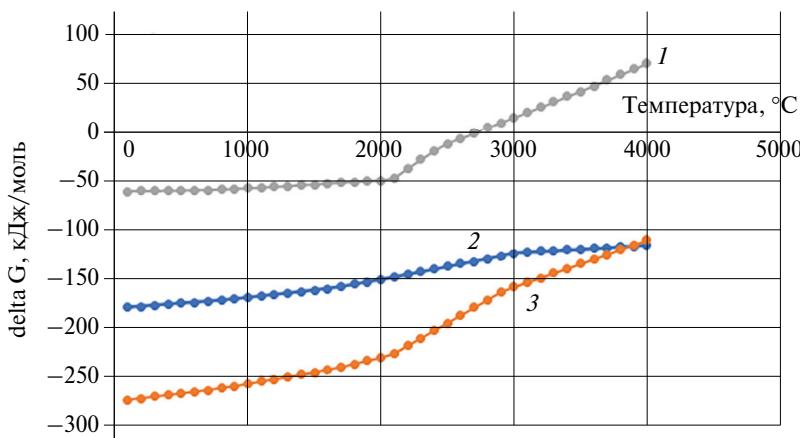


Рис. 6. Значения энергии Гиббса для реакций: 4B + C → B<sub>4</sub>C (1), Ti + C → TiC (2), Ti + 2B → TiB<sub>2</sub> (3).

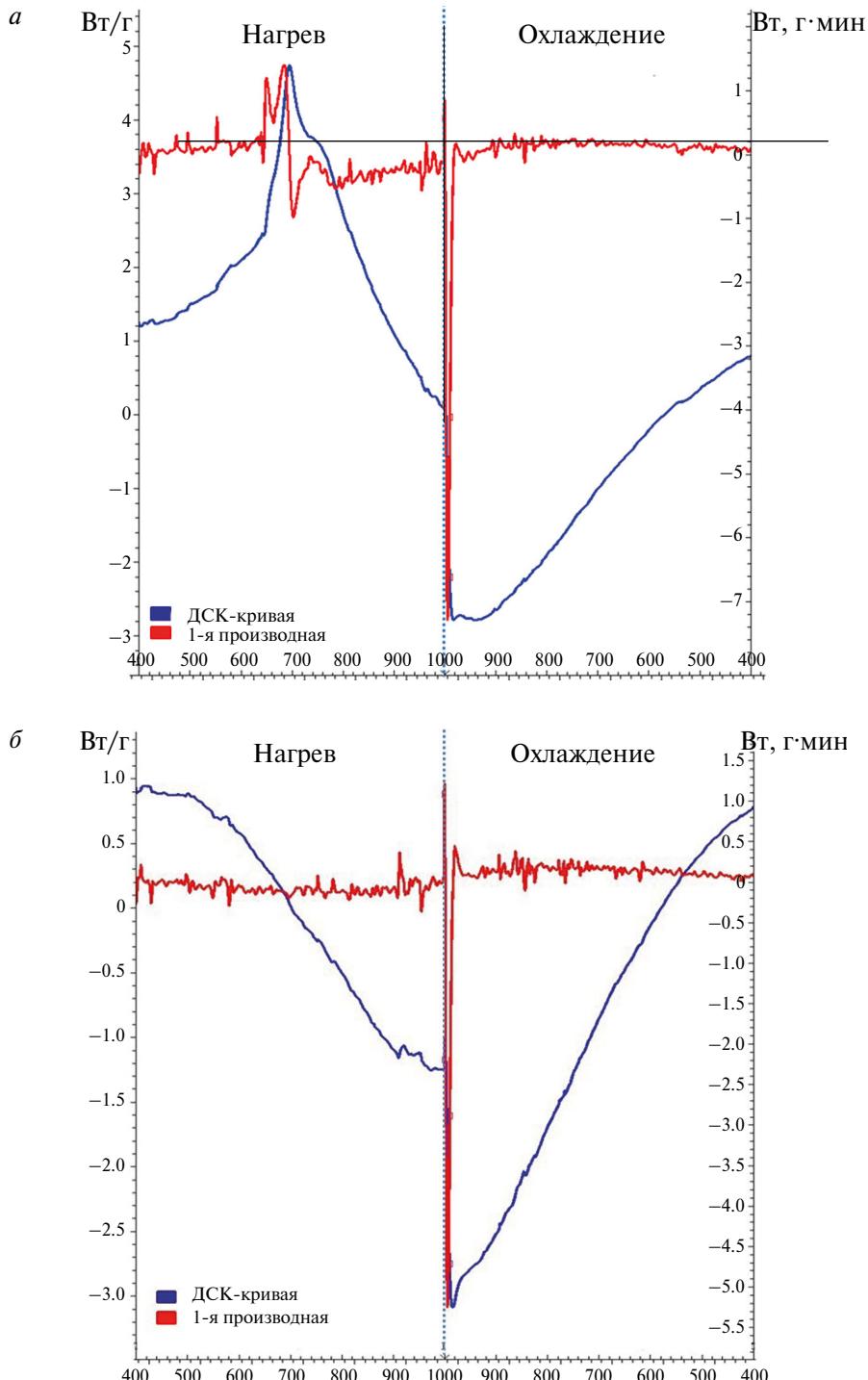


Рис. 7. ДСК-кривые и первой производной для образца Ti-Al-B<sub>4</sub>C на примере состава 1:  
*a* – первый цикл нагрев-охлаждение; *б* – второй цикл нагрев-охлаждение.

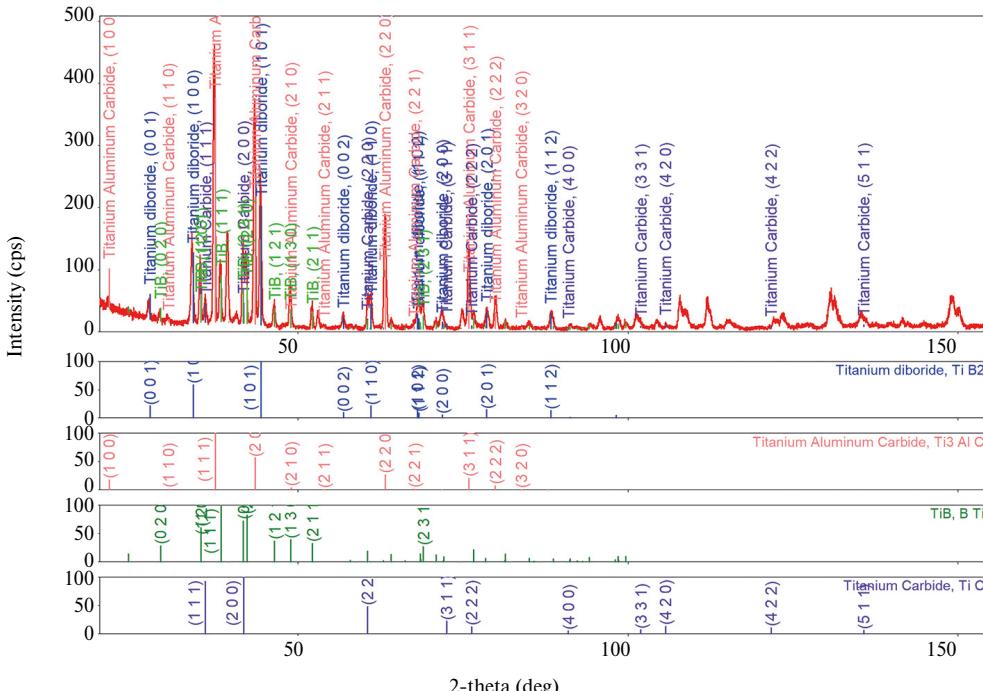
На ДСК-кривой при последующем охлаждении присутствует колебание теплового потока в интервале температур 800–1000 °С и каких-либо существенных изменений материале не происходит.

При повторном эксперименте, рис. 7б, на кривой присутствуют небольшие колебания теплового потока при температуре 400–600 и 850–1000 °С. При охлаждении образца также наблюдается несущественное изменение потока, но уже вблизи температур 800–900 °С, что может говорить об отсутствии достижения термодинамической устойчивости системы.

Анализ фазового состава как после первого, так и после второго цикла нагрев/охлаждение, рис. 8, показывает наличие в объемном материале тугоплавких соединений на основе карбидов и боридов металлов, что соотносится с рассуждениями по ДСК-анализу.

Анализ результатов исследования показал наличие следующих фаз:  $TiB_2$ ,  $TiC$ ,  $Ti_3AlC$ ,  $TiB$  (в следах). Весьма интересным является факт отсутствия интерметаллидных фаз в термообработанном материале. Ранее в работах [36, 37] было показано, что тепловая лазерная обработка композиционных ХГДН-покрытий в системе  $Ti-Al-Ni$  активизирует процессы объемного формирования широкого спектра высокотемпературных интерметаллидов с участием титановой матрицы. В нашем эксперименте является очевидным вклад введения керамического компонента и его активного взаимодействия с титаном, что привело фактически к созданию композиционной керамики с образованием таx-фазы типа  $Ti_3AlC$ .

Таким образом, обнаруженные фазы позволяют говорить о создании более тугоплавкой и прочной матрицы выращенного композиционного материала,



**Рис. 8.** Фазовый состав термообработанного материала на примере состава 1 с минимальным содержанием карбида бора.

а металлические компоненты, в свою очередь, формируют прекурсорное соединение (прототип) для создания пластичной аддитивной модели “холодным” напылением, при этом химический состав прототипа под термообработку на уровне отдельных слоев (объемных зон) может быть задан по определенному закону за счет применения системы раздельно работающих дозаторов, что открывает новые перспективы к синтезу функционально-градиентных материалов. Такая технология может быть перспективной для создания переходных зон между разнородными материалами, например между сплавными и керамическими элементами в сочлененной конструкции.

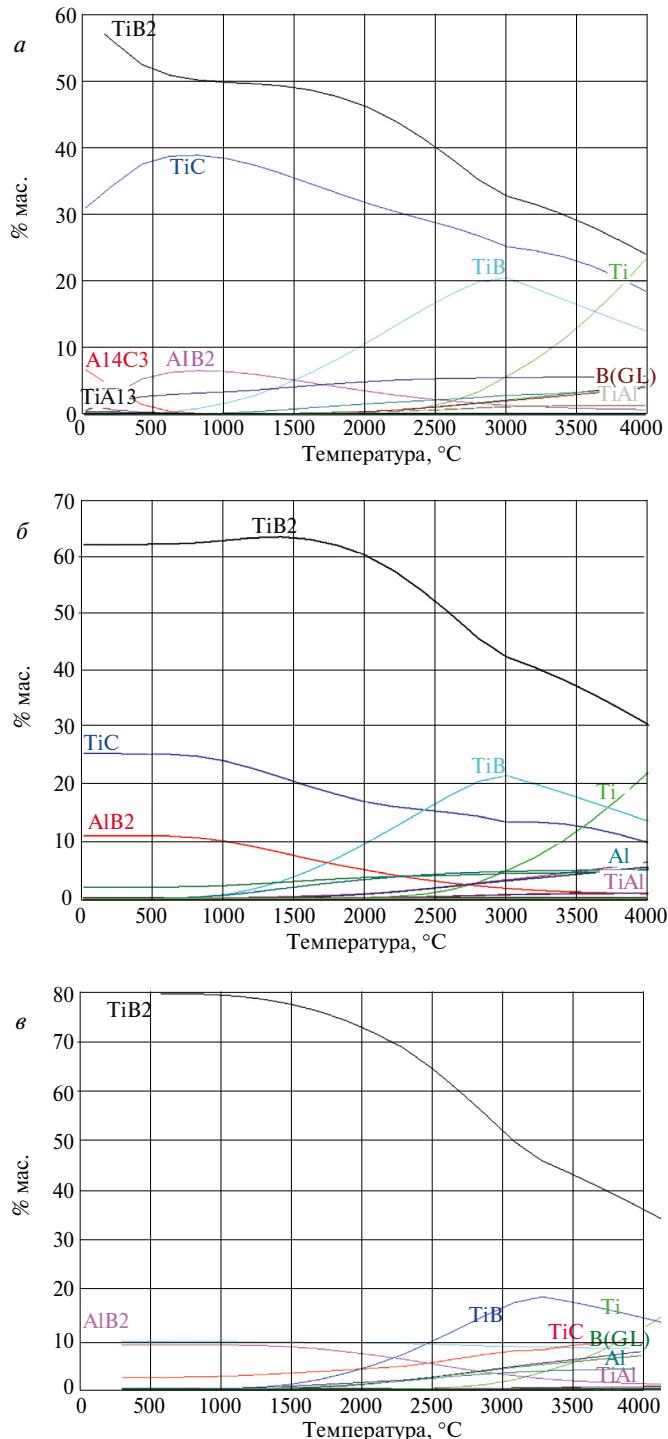
Обратимся к результатам термодинамического моделирования по расчетному прогнозированию фазообразования в изучаемых ХГДН-материалах (составы 1–3). На рис. 9 изображены кривые, соответствующие изменению содержания компонентов, которым термодинамически выгодно образовываться и устойчиво существовать в результате предварительной реализации полного химического взаимодействия в системе Ti-Al-B<sub>4</sub>C до достижения равновесного состояния. Расчет показывает, что при тепловом воздействии, с учетом осуществленных реакционных равновесных превращений, в материалах присутствует основополагающая прочная фаза диборида титана, составляющая долю 60–80% мас., табл. 3, информация представлена с начальных отрезков кривых.

Расчетные данные эволюции равновесного состояния системы приводятся до температуры 4000 °С, что может быть достижимо, например для условий лазерного излучения. Также следует учитывать тот факт, что реальная формируемая ХГДН-система из множества задаваемых компонентов не может являться равновесной, вследствие отсутствия периодичности (повторяемости, равномерности) структуры и вероятного перераспределения тепловых потоков в объеме материала при нагреве. Следовательно, термодинамическое моделирование помогает нам определить равновесное соотношение фаз вновь образуемой фазовой системы в материале, но не объясняет, какие практические условия должны быть соблюдены для активации данных химических процессов.

Результаты расчетов, сопоставленные с практическими данными, показывают, что карбид бора полностью расходуется в объеме всех изучаемых материалов на образование тугоплавкой боридной и карбидной матрицы. С увеличением содержания карбида бора при термообработке существенным образом растет содержание диборида титана. Мы оцениваем наличие данной фазы, как главный критерий упрочнения формируемого объемного материала. Известно, что диборид титана обладает стойкостью к окислению в условиях высоких температур в окислительных средах, за счет образования поверхностной защитной пленки на основе B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [42]. Также с ростом содержания карбида бора прослеживается тенденция к уменьшению реакционной способности титана к углероду, в результате чего ХГДН-материал насыщается борными соединениями, а содержание карбида титана стремится к нулю.

**Таблица 3.** Равновесное содержание компонентов с учетом осуществления фазовых превращений в системе Ti-Al-B<sub>4</sub>C

| Состав, № | Содержание, % мас. – компонент |          |                                    |                       |                      |
|-----------|--------------------------------|----------|------------------------------------|-----------------------|----------------------|
| 1         | 60 – TiB <sub>2</sub>          | 30 – TiC | 7 – Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> | 1 – TiAl <sub>3</sub> | 2 – AlB <sub>2</sub> |
| 2         | 62 – TiB <sub>2</sub>          | 25 – TiC | 11 – AlB <sub>2</sub>              | 2 – Al                | –                    |
| 3         | 80 – TiB <sub>2</sub>          | 10 – TiB | 7 – AlB <sub>2</sub>               | 3 – TiC               | –                    |



**Рис. 9.** Исследование фазовых равновесий в трехкомпонентной системе для соотношения компонентов: *a* – состав 1; *b* – состав 2; *c* – состав 3.

Наличие тах-фазы в представленных равновесных условиях существования системы является термодинамически невыгодным. Следует отметить, что при повышении температуры в диапазоне 1600–2000 °C для материалов всех составов характерен процесс распада  $TiB_2$  на  $TiB$  с образованием и ростом содержания свободного бора.

В результате термообработки наблюдалось незначительное изменение линейных размеров образцов составов 1–3. Мы связываем данный факт с процессом образования промежуточного интерметаллида системы Ti-Al из расплава, что было объяснено ранее в работе [36]. В дальнейшем усадку следует учитывать, как индивидуальный параметр, при создании образцов или изделий заданной геометрической формы. Введение до 10 мас. % алюминия в состав материала обеспечивает достаточные условия для реализации метода ХГДН при создании объемного объекта.

Методом компьютерной томографии было выполнено исследование внутренней области термообработанного материала, рис. 10.

На рис. 10 можно наблюдать засветленные участки ближе к оси цилиндрического образца, что можно связать с образованием зон термического влияния, в которых процессы фазообразования не были завершены до конца, как уже было отмечено ранее при проведении ДСК-анализа. В то же время томография показывает наличие сплошности структуры в объеме и низкую пористость материала, не более 3% об. Следует отметить отсутствие трещин и расслоений в материале, связанных с термическим воздействием, вследствие наличия существенной разницы по КЛТР среди напыляемых металлических и керамических компонентов.

Возможности создания тугоплавкой матрицы в будущем могут позволить технологии ХГДН составить конкуренцию “классическим” технологиям прессованной или литой керамики, в том числе и при изготовлении сложнопрофильных изделий [43–49].

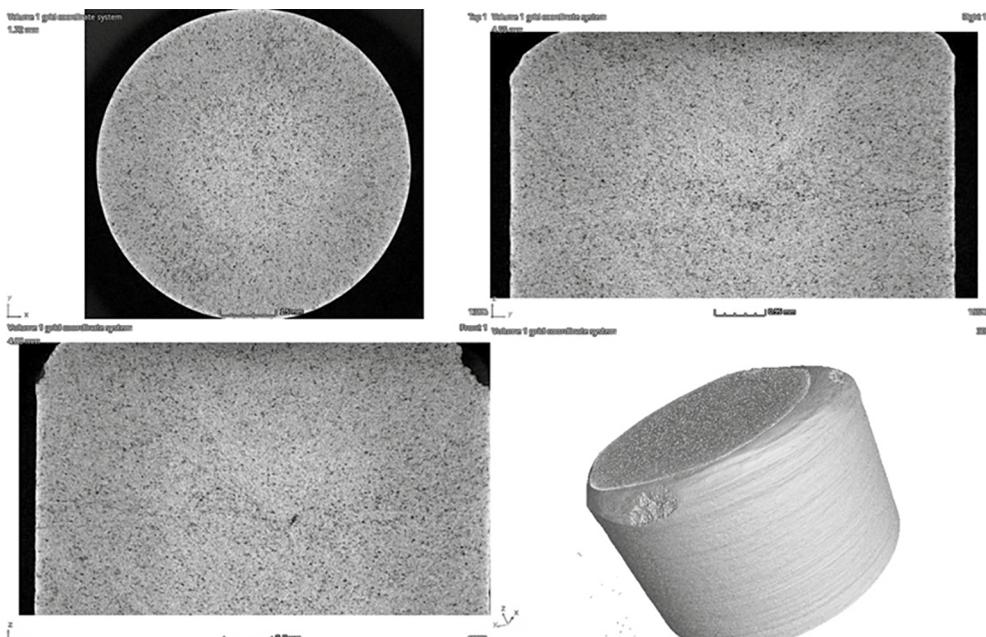


Рис. 10. Томография термообработанного материала на примере состава 3 (среда гелий, 1000 °C, выдержка 15 мин, охлаждение с печью).

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Рассмотрены и обоснованы аспекты построения объемного материала на керамической матрице из диборида титана, как частный случай аддитивной технологии послойного выращивания, за счет преимуществ комплексного применения метода “холодного” газодинамического напыления смеси монопорошков в системе раздельно работающих дозаторов с последующей термообработкой. Практически показано, что применение комплексного подхода позволяет адаптировать технологию “холодного” напыления к созданию композиционных керамических изделий, а также открывает новые возможности задания и регулирования фазового состава материала от содержания напыляемых частиц.

Практически и теоретически показано, что металлические пластичные частицы в составе заготовки-прототипа, сформированной методом “холодного” газодинамического напыления, могут выступать прекурсорным компонентом для образования высокотемпературных боридов и карбидов титана, что после тепловой обработки приводит к упрочнению объемного композиционного материала при отсутствии значительной усадки, сохранении низкой пористости и сплошности структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (Соглашение № 21-73-30019). Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием “Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов” НИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”.

## КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении // Санкт-Петербург, Изд-во Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого. 2013. 223 с.
2. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. № 2(11). С. 52–55.
3. Сироткин О.С. Современное состояние и перспективы развития аддитивных технологий // Авиационная промышленность. 2015. № 2. С. 22–25.
4. Чумаков Д.М. Перспективы использования аддитивных технологий при создании авиационной и ракетно-космической техники // Труды МАИ. 2014. № 78. С. 31.
5. Чемодуров А.Н. Применение аддитивных технологий в производстве изделий машиностроения // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2016. № 8-2. С. 210–217.
6. Каблов Е.Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // Металлы Евразии. 2017. № 1. С. 2–6.
7. Olakanmi E.O., Cochrane R.F., Dalgarno K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties // Progress in Materials Science. 2015. Vol. 74. P. 401–477.
8. Gibson I., Shi D. Material properties and fabrication parameters in selective laser sintering process // Rapid Prototyping Journal. 1997. Vol. 3, № 4. P. 129–136.
9. Kumar S. Selective laser sintering: a qualitative and objective approach // Journal of the Minerals Metals & Materials Society. 2003. Vol. 55, № 10. P. 43–47.

10. *Aguilar-Duque J. I., Hernandez-Arellano J. L., Avelar-Sosa L., Amaya-Parra G., Tamayo-Perez U.J.* Additive manufacturing: Fused deposition modeling advances // Best Practices in Manufacturing Processes: Experiences from Latin America. 2018. P. 347–366.
11. *Sieminski P.* Introduction to fused deposition modeling // Additive manufacturing. Handbooks in Advanced Manufacturing. 2021. P. 217–275.
12. *Косарев В.Ф., Алхимов А.П.* Газодинамическое напыление. Новые технологии и оборудование // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2003. № 3(19). С. 28–30.
13. *Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Фомин В.М.* Холодное газодинамическое напыление: Теория и практика // Москва: ООО Издательская фирма “Физико-математическая литература”. 2010. 536 с.
14. *Tushinsky L.I., Alkhimov A.P., Kosarev V.F., Plokhov A.V., Mochalina N.S.* Structure and properties of aluminum coatings obtained by the cold gas-dynamic spraying method // Thermophysics and Aeromechanics. 2006. Vol. 13, № 1. P. 125–129.
15. *Каширин А.И., Шкодкин А.В.* Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12(36). С. 22–33.
16. *Козлов И.А., Лещев К.А., Никифоров А.А., Демин С.А.* Холодное газодинамическое напыление покрытий (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 8(90). С. 77–93.
17. *Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксенова Л.И.* Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4(124). С. 18–24.
18. *Markov M.A., Krasikov A.V., Gerashchenkov D.A., Bykova A.D., Ordan'yan S. S., Fedoseev M.L.* Formation of protective ceramic-metal coatings on steel surfaces by microarc oxidation with electro-chemical deposition of nickel // Refractories and Industrial Ceramics. 2018. Vol. 58, № 6. P. 634–639.
19. *Markov M.A., Kashtanov A.D., Krasikov A.V., Bykova A.D., Gerashchenkov D.A., Makarov A.M., Perevislov S.N.* Corrosion-resistant ceramic coatings that are promising for use in liquid metal environments // Key Engineering Materials, Switzerland. 2019. Vol. 822. P. 752–759.
20. *Bykova A.D., Markov M.A., Krasikov A.V., Belyakov A.N., Makarov A.M.* Study of the formation of functional ceramic coatings on // Journal of Physics: Conference Series. 2019. Vol. 1400. P. 055008.
21. *Makarov A.M., Gerashchenkov D.A., Aleksandrov S.E., Markov M.A., Gerashchenkova E.Y., Belyakov A.N., Bykova A.D.* Study of the method of obtaining functional interest-metallic coatings based on Ni-Ti reinforced with WC nanoparticles // Key Engineering Materials, Switzerland. 2019. Vol. 822. P. 760–767.
22. *Assadi H., Kreye H., Gartner F., Klassen T.* Cold spraying. A materials perspective // Acta Materialia. 2016. Vol. 116. P. 382–407.
23. *Papyrin A.* Cold spray technology // Adv. Mater. Process. 2001. Vol. 159. P. 49–51.
24. *Arabgol Z., Assadi H., Schmidt T., Gartner F., Klassen T.* Analysis of thermal history and residual stress in cold-sprayed coatings // Journal of Thermal Spray Technology. 2013. Vol. 23, № 1. P. 84–90.
25. *Li W., Yang K., Yin S., Yang X., Xu Y., Lupoi R.* Solid-state additive manufacturing and repairing by cold spraying: A review // Journal of Materials Science & Technology. 2018. Vol. 34, № 3. P. 440–457.
26. *Ziemian C.W., Wright W.J., Cipolletti D.E.* Influence of impact conditions on feedstock deposition behavior of cold-sprayed Fe-based metallic glass // Journal of Thermal Spray Technology. 2018. Vol. 27, № 5. P. 843–856.
27. *Karmakar R.A., Maji P., Ghosh S.K.* Review on the nickel based metal matrix composite coating // Metals and Materials International. Korean Institute of Metals and Materials. 2021. Vol. 27. P. 2134–2145.

28. *Champagne V., Helfritch D.* The unique abilities of cold spray deposition // International Materials Reviews. 2016. Vol. 61, № 7. P. 437–455.
29. *Орыщенко А.С., Геращенков Д.А.* Результаты исследования профиля единичных треков покрытий, полученных методом ХГДН из порошков на основе алюминия и никеля // Вопросы материаловедения. 2022. № 2(110). С. 58–70.
30. *Chekuryaev A.G., Sychov M.M., Myakin S.V.* Analysis of the structure of composite systems by means of fractal characteristics using the BaTiO<sub>3</sub>–Fullerenol–CEPVA system as an example // Physics of the Solid State. 2021. Vol. 63. P. 789–795.
31. *Markov M.A., Gerashchenkov D.A., Kravchenko I.N., Kuznetsov Y.A., Bykova A.D., Belyakov A.N., Toygambaev S.K.* Study of the method to obtain aluminum coatings modified by aluminum oxide // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2023. Vol. 52, № 1. P. 69–78.
32. *Gerashchenkov D.A., Sobolev M.Y., Markov M.A., Gerashchenkova E.Y., Bykova A.D., Krasikov A.V., Makarov A.M.* Tribological study of cermet coatings Al–Sn–Zn–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> for friction couples // Journal of Friction and Wear. 2018. Vol. 39, № 6. P. 522–527.
33. *Kuznetsov Y.A., Kravchenko I.N., Gerashchenkov D.A., Markov M.A., Davydov V.V., Mozhayko A.A., Dudkin V.I., Bykova A.D.* The use of cold spraying and micro-arc oxidation techniques for the repairing and wear resistance improvement of motor electric bearing shields // Energies. 2022. № 15(3). P. 912.
34. *Bykova A.D., Farmakovsky B.V., Markov M.A., Belyakov A.N., Makarov A.M., Gerashchenkov D.A., Perevislov S.N.* Technological aspects of obtaining functional coatings based on silver by the method of cold gas-dynamic spraying // Key Engineering Materials, Switzerland. 2019. Vol. 822. P. 774–780.
35. *Gerashchenkov D.A., Makarov A.M., Bystrov R.Y., Bobkova T.O., Belyakov A.N., Bykova A.D., Markov M.A., Farmakovsky B.V.* Technological aspects of obtaining functional gradient coatings to protect machinery from wear // Key Engineering Materials, Switzerland. 2019. Vol. 822. P. 768–773.
36. *Геращенков Д.А., Геращенкова Е.Ю., Можайко А.А., Макаров А.М., Беляков А.Н., Быстров Р.Ю.* Исследование состава и свойств интерметаллидного слоя Al–Ti и Ni–Ti, полученного на титановом сплаве при лазерной обработке // Вопросы материаловедения. 2022. № 2(110). С. 28–35.
37. *Геращенков Д.А.* Применение технологии холодного газодинамического напыления как аддитивного способа для получения материалов на основе алюминида никеля и алюминида титана // Вопросы материаловедения. 2021. № 3(107). С. 118–127.
38. *Plotnick R.E., Gardner R.H., O'Neill R.V.* Lacunarity indices as measures of landscape texture // Landscape Ecol. 1993. V. 8. P. 201–211.
39. *Gefen Y., Meir Y., Aharony A.* Geometric implementation of hypercubic lattices with noninteger dimensionality by use of low lacunarity fractal lattices // Physical Review Letters. 1983. Vol. 50. P. 145–148.
40. *Barin I., Platzki G.* Thermochemical data of pure substances // Weinheim: VCh. 1989. Vol. 304, № 334. P. 1117.
41. *Markov M.A., Previslov S.N., Krasikov A.V., Gerashchenkov D.A., Bykova A.D., Fedoseev M.L.* Study of the microarc oxidation of aluminum modified with silicon carbide particles // Russian Journal of Applied Chemistry. 2018. Vol. 91, № 4. P. 543–549.
42. *Shevchenko V.Y., Perevislov S.N., Ugolkov V.L.* Physicochemical interaction processes in the carbon (diamond)–silicon system // Glass Physics and Chemistry. 2021. Vol. 47, № 3. P. 197–208.
43. *Shevchenko V.Y., Perevislov S.N.* Reaction–diffusion mechanism of synthesis in the diamond–silicon carbide system // Russian Journal of Inorganic Chemistry. 2021. Vol. 66. P. 1107–1114.
44. *Markov M.A., Krasikov A.V., Kravchenko I.N., Erofeev M.N., Bykova A.D., Belyakov A.N.* Development of novel ceramic construction materials based on silicon carbide for products of complex geometry // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. Vol. 50, № 2. P. 158–163.

- 
45. *Belyakov A.N., Markov M.A., Kravchenko I.N., Kashtanov A.D., Dyuskina D.A., Bykova A.D., Chekuryaev A.G.* Contemporary materials and their application in the construction of special engineering high-temperature objects // Refractories and Industrial Ceramics. 2024. Vol. 64, № 3. P. 256–264.
  46. *Belyakov A.N., Markov M.A., Dyuskina D.A., Bykova A.D., Chekuryaev A.N., Kashtanov A.D.* A comparative study of methods for obtaining silicon carbide ceramic materials // Refractories and Industrial Ceramics. 2023. Vol. 64, № 3. P. 299–310.
  47. *Belyakov A.N., Markov M.A., Chekuryaev A.N., Bykova A.D., Dusikina D.A., Perevislov S.N.* Investigation of the reaction-sintered B4C–SiC materials produced by hot slip casting // Glass Physics and Chemistry. 2023. Vol. 49, № 3. P. 306–313.
  48. *Lysenkov A.S., Kim K.A., Titov D.D., Frolova M.G., Kargin Y.F., Petrakova N.V., Leonov A.V., Perevislov S.N., Tomkovich M.V., Melnikova I.S.* Composite material Si3N4/SiC with calcium aluminate additive // Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2018. Vol. 1134, № 1. P. 012036.
  49. *Rumyantsev I.A., Perevislov S.N.* Lightweight composite cermets obtained by titanium-plating // Refractories and Industrial Ceramics. 2017. Vol. 58. P. 405–409.