Оригинальная статья

УДК 666.7:544.452:620.3 DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97

ОСОБЕННОСТИ СОСТАВА И МИКРОСТРУКТУРЫ ПОРИСТЫХ КАРКАСОВ МАХ-ФАЗ ТізАІС₂ И ТізSіС₂, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС НА ВОЗДУХЕ И В ЗАЩИТНОЙ ОБОЛОЧКЕ ИЗ ПЕСКА

© 2023 г. Д. М. Давыдов, А. П. Амосов, Е. И. Латухин, Э. Р. Умеров, В. А. Новиков

Самарский государственный технический университет (Россия, 443100, Самара, ул. Молодогвардейская, 244)

- Аннотация. Рассматривается простой и недорогой способ синтеза пористых каркасов MAX-фаз Ti₃SiC₂ и Ti₃AlC₂ методом CBC на воздухе и в засыпке из речного песка, при котором не требуется применения закрытого реактора со специальной атмосферой или вакуумом. Исследование макроструктуры синтезированных образцов на основе MAX-фаз карбоалюминида титана и карбосилицида титана показало, что у образцов одинаковая пористость порядка 50 60 %, открытая пористость составляет около 40 %. Средний размер пор колеблется от 10 до 350 мкм. Микроструктура пористых каркасов Ti₃SiC₂ и Ti₃AlC₂ представляет собой характерные разнонаправленные блоки пластин MAX-фаз, а также незначительное количество равноосных частиц TiC, окруженных однородной фазой TiSi или TiAl соответственно. Показано, что синтез пористых каркасов на воздухе приводит к образованию оксидных и нитридных фаз, плотно покрывающих поверхности, толщиной до 100 мкм. Процесс CBC под слоем песка позволяет уменьшить среднюю толщину оксидных и нитридных пленок на поверхности CBC-каркаса до 20 мкм. На синтезированных образцах обнаружен подповерхностный слой, состоящий из двух фаз: TiC TiSi в каркасе Ti₃SiC₂ и TiC TiAl в каркасе Ti₃AlC₂, толщина которого снижается с 50 мкм (CBC на воздухе) до 30 мкм (CBC под слоем песка). Установлено, что в закрытых порах оксидные и нитридные пленки отсутствовали в связи с тем, что к ним не было доступа атмосферных газов при остывании образцов.
- *Ключевые слова*: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, каркас, структура, дефекты, открытая и закрытая пористость, оксидная пленка
- *Финансирование*: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (тема № АААА-А12-2110800012-0).
- Для цитирования: Давыдов Д.М., Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Новиков В.А. Особенности состава и микроструктуры пористых каркасов МАХ-фаз Ti₃AlC₂ и Ti₃SiC₂, получаемых методом CBC на воздухе и в защитной оболочке из песка. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023;(4(46)):88–97. http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97

Original article

FEATURES OF THE COMPOSITION AND MICROSTRUCTURE OF POROUS SKELETONS OF MAX-PHASES TI₃ALC₂ AND TI₃SIC₂ PRODUCED BY SHS METHOD IN AIR AND IN A PROTECTIVE SHELL OF SAND

© 2023 D. M. Davydov, A. P. Amosov, E. I. Latukhin, E. R. Umerov, V. A. Novikov

Samara State Technical University (244, Molodogvardeyskaya Str., Samara, 443100, Russian Federation)

Abstract. A simple and inexpensive method for the synthesis of porous skeletons of MAX phases Ti_3SiC_2 and Ti_3AlC_2 by the SHS method in air and in river sand filling, in which the use of a closed reactor with a special atmosphere or vacuum is not required, is considered. The study of the macrostructure of synthesized samples based on the MAX phases of titanium aluminum carbide and titanium silicon carbide showed that the samples have the same porosity of about 50 – 60 %, the open porosity is about 40 %. The average pore size ranges from 10 to 350

microns. The microstructure of the porous Ti_3SiC_2 and Ti_3AlC_2 frameworks consists of characteristic multidirectional blocks of MAX-phase plates, as well as a small number of equiaxed TiC particles surrounded by a single TiSi or TiAl phase, respectively. It is shown that the synthesis of porous frameworks in air leads to the formation of oxide and nitride phases that tightly cover surfaces up to 100 microns thick. The SHS process under a layer of sand makes it possible to reduce the average thickness of oxide and nitride films on the surface of the SHS frame to 20 microns. A subsurface layer consisting of two phases was found on the synthesized samples: TiC – TiSi in the Ti_3SiC_2 frame and TiC – TiAl in the Ti_3AlC_2 frame, the thickness of which is reduced from 50 microns (SHS in air) to 30 microns (SHS under a layer of sand). It was found that oxide and nitride films were absent in closed pores due to the fact that atmospheric gases did not have access to them when the samples cooled.

- Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, skeleton, structure, defects, open and closed porosity, oxide film
- *Funding*: The research was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state task (theme no. AAAAA12-2110800012-0).
- *For citation*: Davydov D.M., Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R., Novikov V.A. Features of the composition and microstructure of porous skeletons of max-phases Ti₃AlC₂ and Ti₃SiC₂ produced by shs method in air and in a protective shell of sand. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):88–97. (In Russ.). *http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97*

Введение

Разработке пористых керамических материалов уделяется большое внимание, так как они находят широкое применение во многих отраслях промышленности как в качестве готовых изделий (фильтры, носители катализатора, протезы и т.д.), так и в виде компонентов: каркасных наполнителей композиционных материалов [1]. В настоящее время МАХ-фазы карбоалюминида титана Ti₃AlC₂ и карбосилицида титана Ti₃SiC₂ являются привлекательными для получения пористых керамических материалов из-за их уникальных свойств, которые объединяют свойства металла и керамики [2, 3]. Стойкость к окислению, высокие тепло- и электропроводность, стойкость к термоударам, пластичность при высоких температурах, жаростойкость, низкие показатели плотности и хорошая обрабатываемость механическими способами показали, что МАХ-фазы обладают уникальным сочетанием керамических и металлических свойств [4]. МАХ-фазы рассматриваются как перспективная замена графита в электроконтактах, работающих при высокой температуре, в качестве нагревательных элементов, для деталей высокотемпературных подшипников, сопел газовых горелок, инструментов для обработки бетона и т.д. [4].

Наиболее популярные методы получения пористых МАХ-фаз основаны на применении порошковых растворимых или газифицирующихся добавок, например, NaCl или сахара, которые после спекания промываются или удаляются пиролизом, оставляя на своем месте поры [5, 6]. Также известен метод пропитки пористых полимерных пен суспензией из частиц МАХ-фазы, после которой полимерная пена выжигается,

оставляя пористую заготовку из МАХ-фазы (англ. Replica method) [7, 8]. Метод гелевого литья (англ. Gel casting), при котором частицы МАХ-фазы замешиваются в пенообразующий агент (гель), который продувкой воздуха вспенивается и затем застывает. После выжигания геля остается пористая МАХ-фаза [9]. В последнее время набирают популярность методы аддитивного производства для изготовления пористых изделий из керамики, в том числе МАХфаз [10, 11]. Как правило, порошки МАХ-фазы замешиваются с порошком полимера или специальным гелем, которые послойно выкладываются 3D-принтером на подложку, формируя пористую деталь нужной геометрии. На последнем этапе деталь спекается, а вспомогательный компонент удаляется пиролизом. Существующие методы получения пористых МАХ-фаз отличаются многоступенчатостью процесса изготовления, высокой энергоемкостью производства, а также необходимостью использования сложного технологического оборудования и специальных химических реагентов [12, 13].

Метод СВС позволяет из исходных чистых химических компонентов синтезировать керамические соединения (карбиды, бориды, нитриды и др.) в наиболее простом и экономичном режиме и, одновременно, получать керамику в форме пористых заготовок с высокой долей открытых пор. Пористые СВС материалы нашли применение в качестве фильтров [14], а также в катализе, электрохимии, теплообмене, связанном с передачей тепла от одной среды к другой, экранировании радиоволн и других высокочастотных колебаний [15]. Недавно был предложен новый способ получения керметов, при котором горячая пористая заготовка из МАХ-фазы сразу после СВС служит основой (каркасом) для самопроизвольного заполнения расплавом металла [16 – 19].

В основном пористые образцы МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминида получают методом СВС в защитной атмосфере аргона или вакууме [20, 21]. Для создания защитных атмосфер или вакуума требуются специальные реакторы и приспособления, которые усложняют и увеличивают стоимость процесса синтеза, ограничивая габариты деталей из синтезируемых пористых материалов. Именно поэтому развитие новых экономичных методов СВС для получения пористых МАХ-фаз без использования закрытых реакторов является актуальной задачей.

В настоящей работе рассмотрены особенности получения пористых каркасов из МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминида титана методом СВС в наиболее простом варианте: при сжигании на воздухе или в засыпке из речного песка.

Методика проведения исследований

В качестве исходных реагентов для синтеза использовались следующие порошки (здесь и далее % (по массе)): титановый порошок пористый марки ТПП-7 с крупным размером частиц (~300 мкм, чистота 98 %, ТУ1791-449-05785388 – 2010), графит коллоидный со средним размером частиц марки С-2 (~15 мкм, чистота 98,5 %, зольность не более 1,5 %, влага не более 0,5 %, ТУ 113-08-48-63 – 90), алюминий ПА-4 (~100 мкм, чистота 98 %, ГОСТ 6058 – 73); кремний Кр0 (~1 – 15 мкм, чистота 98,8 %, ГОСТ 2169 – 69).

Исходные порошки взвешивали на лабораторных весах с точностью 0,01 г. Порошки смешивали в керамической ступе в течение 5 мин для получения однородной массы в стехиометрическом соотношении в системе 3Ti + x + 2C(где x – алюминий или кремний). Из полученной

шихты в пресс-форме односторонним прессованием при давлении 20 МПа формировали цилиндрические заготовки диаметром 23 мм. Масса каждой заготовки составляла 10 г. Реакцию СВС (горения) инициировали нихромовой электрической спиралью накаливания. Образцы синтезировали сжиганием на воздухе или под слоем песка. Фазовый состав определяли рентгенофазовым методом с помощью дифрактометра ARL X'trA-138 с использованием Си-излучения при непрерывном сканировании в интервале углов 20 от 5 до 80 град со скоростью 2 град/мин. Количественное содержание фаз определяли методом корундовых чисел (RIR). С помощью растрового электронного микроскопа TescanVega3 с микрорентгеноспекприставкой локального трального анализа X-act была проведена оценка макро- и микроструктуры, а также идентификация фаз по электронным фотографиям. Общую экспериментальную пористость определяли по электронным фотографиям с помощью программы ImageJ. Общую теоретическую пористость вычисляли, исходя из плотностей фаз и их количественного содержания в продукте, которое определяли по рентгенограмме. Открытую пористость определяли методом заполнения пор дистиллированной водой [22].

Результаты исследований и их обсуждение

Как показали эксперименты, внутренняя объемная макроструктура CBC-каркасов на основе MAX-фаз карбоалюминида и карбосилицида титана схожи между собой и не зависят от синтеза на воздухе или в засыпке из песка. Может отличаться только микроструктура поверхностных слоев синтезированных образцов. В том или другом случае синтез проводится при атмосферном давлении и без внешнего уплотнения образцов.

На рис. 1 видно, что макроструктура обеих МАХ-фаз представляет собой пористый каркас с наличием открытых и закрытых пор. Средняя



Рис. 1. Макроструктура пористых каркасов МАХ-фазы карбосилицида титана (*a*) и МАХ-фазы карбоалюминида титана (*б*) Fig.1. Macrostructure of porous skeletons of the MAX phase of titanium silicon carbide (*a*) and the MAX phase of titanium aluminum carbide (*б*)



Рис. 2. Микроструктура пластин $Ti_3SiC_2(a)$ и $Ti_3AlC_2(\delta)$ на изломе Fig. 2. Microstructure of $Ti_3SiC_2(a)$ and $Ti_3AlC_2(\delta)$ plates at a fracture

пористость каркасов колеблется в пределах 50 – 60 %. Открытые поры занимают около 40 % от общего объема всего порового пространства. Средний размер пор находится в пределах от 10 до 350 мкм.

При визуальном осмотре невооруженным глазом на поверхности образцов, синтезированных на воздухе, обнаруживаются характерные для оксидов и нитридов слои белого и зеленого цвета. Образцы, синтезированные в песке, находились в оплавленной хрупкой оболочке из песка, которая служила защитой от влияния атмосферных газов и окисления и легко разрушалась и осыпалась после остывания образцов.

Микроструктуру СВС карбосилицида и карбоалюминида титана исследовали на изломе и микрошлифах с помощью растрового электронного микроскопа с приставкой микрорентгеноспектрального локального элементного анализа.

На рис. 2 представлены микроструктуры MAX-фаз Ti₃SiC₂ (рис. 2, a) и Ti₃AlC₂ (рис. 2, δ) на изломе, сфотографированные с помощью растрового электронного микроскопа. Микроструктуры обеих МАХ-фаз схожи и представляют собой слоистую структуру, характерную для всех МАХ-фаз. Видимые размеры блоков пластин МАХ-фаз на изломах находятся в интервале от 0,1 до 2 мкм. Как известно из литературных источников [2, 4], кристаллическая структура МАХ-фаз представляет собой нанослоистую структуру с плотно упакованными слоями элемента М, которые чередуются со слоями чистого элемента группы А, причем атомы Х заполняют октаэдрические участки кристаллической решетки между первыми.

На рис. З представлена типичная микроструктура каркасов Ti_3SiC_2 (рис. 3, *a*) и Ti_3AlC_2 (рис. 3, *б*), полученных методом CBC в режиме горения.



Рис. 3. Микроструктура каркасов Ti₃SiC₂ (*a*) и Ti₃AlC₂ (*б*), полученных методом CBC Fig. 3. Microstructure of Ti₃SiC₂ (*a*) and Ti₃AlC₂ (*б*)



Рис. 4. Микроструктура по сечению в поверхностных слоях пористого каркаса Ti_3SiC_2 , синтезированного на воздухе (*a*) и в песке (*б*) Fig. 4. Cross-sectional microstructure in the surface layers of a porous Ti_3SiC_2 skeleton synthesized in air (*a*) and sand (*б*)

Микроструктура проанализирована на микрошлифах локальным микрорентгеноспектральным анализом. Микроструктура представляет собой чередование пластин МАХ-фазы и карбида титана ТіС в связке силицидов титана ТіSi и ТіSi2 (алюминида титана TiAl). Толщина блоков пластин МАХфазы карбосилицида титана Ti₃SiC₂ и карбоалюминида титана Ti₃AlC₂ составляет около 1 – 2 мкм. Такой фазовый состав полученных образцов подтверждается данными рентгенофазового анализа. Количественный рентгенофазовый анализ пористых каркасов показал, что содержание МАХ-фаз карбосилицида титана Ti₃SiC₂ и карбоалюминида титана Ti₃AlC₂ колеблется около 60 % от объема, карбида титана – 38 %, а примесных фаз силицида титана TiSi2 или алюминида титана TiAl составляет около 2 – 5 %. Эти значения могут изменяться в зависимости от условий синтеза и избытка кремния в составе исходной шихты. Как известно [23, 24], МАХ-фаза чувствительна к изменению состава исходной шихты и при небольшом изменении количества исходных элементов титана и углерода или их исходных состояний (элементные порошки, соединения) – МАХ-фазы карбосилицида и карбоалюминида титана синтезируются в малых количествах или не синтезируются вообще.

Особенностью СВС на воздухе или в засыпке из речного песка является наличие на поверхностях образцов и на стенках порового пространства оксидно-нитридных пленок [25]. Известны положительные стороны наличия оксидно-нитридных пленок в поровом пространстве каркасов, полученных методом СВС на воздухе или в засыпке из песка, таких как торможение дальнейшего окисления продукта при высоких температурах [4, 20] или улучшение биосовметимости клеток и использование в качестве биоимплантов [26].

Для исследования химического состава и морфологии пленок были изготовлены микрошлифы по центральному сечению пористых каркасов, полученных методом СВС. Данные анализа сопоставлены с фазовым составом соединений.

На рис. 4 представлены микроструктуры по сечению пористого каркаса Ti_3SiC_2 , синтезированного на воздухе и в засыпке из песка.

Как видно (рис. 4, *a*) на поверхности образца СВС – карбосилицида титана Ti₃SiC₂, синтезированного на воздухе, присутствует оксиднонитридная пленка, состоящая из нескольких слоев. Верхний слой толщиной около 50 мкм состоит из оксида титана. Под верхним слоем оксида титана расположен слой нитрида титана толщиной около 30 мкм. Под слоями поверхностных пленок оксида и нитрида титана образуется обедненная кремнием зона, состоящая преимущественно из зерен карбида титана и следами силицида титана. Толщина этой зоны может колебаться от 50 до 100 мкм. Отсутствие МАХ-фазы в этой зоне может быть связано как с частичным испарением кремния, так и с быстрым остыванием приповерхностных слоев. Далее микроструктура представляет собой типичную для CBC-каркаса Ti₃SiC₂ смесь пластин карбосилицида и карбида титана в связке силицида титана.

На рис. 4, δ представлена микроструктура пленок на краевой поверхности образца CBC – карбосилицида титана Ti₃SiC₂, синтезированного в защитной оболочке из речного песка. Верхний слой пленки толщиной около 10 мкм состоит из смеси оксидов и нитридов титана в равных пропорциях. Под оксидно-нитридной пленкой образовалась зона толщиной около 30 мкм, которая состоит из частиц карбида титана TiC, связанных между собой силицидом титана TiSi₂. Эта зона присутствует в основном на краевых участках образца, где происходит быстрая отдача



Рис. 5. Микроструктура по сечению образца в области поверхности Ti_3AlC_2 , синтезированного на воздухе (*a*) и в песке (δ) Fig. 5. Microstructure along the cross section of the sample in the surface area of Ti_3AlC_2 synthesized in air (*a*) and in sand (δ)

тепла, например, поверхность образца или крупные поры. Далее микроструктура представляет собой типичную для CBC-каркаса Ti₃SiC₂ смесь пластин карбосилицида и карбида титана в связке силицида титана.

На рис. 5 представлены микроструктуры по сечению в поверхностных слоях пористого каркаса Ti₃AlC₂, синтезированного на воздухе (рис. 5, a) и в засыпке из песка (рис. 5, δ). На поверхности образце, синтезированного на воздухе, присутствует оксидно-нитридная пленка, состоящая из нескольких слоев. Верхний слой многослойной пленки толщиной около 50 мкм по данным локального микрорентгеноспектрального анализа состоит из оксида алюминия Al₂O₃, который образовался в процессе выкипания алюминия из образца при высокой температуре СВС. Слой оксида алюминия состоит из двух слоев: верхний рыхлый и под ним более плотный. Под пленками оксида алюминия образовалась пленка нитрида титана TiN толщиной 30 -50 мкм с вкраплениями алюминида титана TiAl. Как известно [21], при СВС одной из промежуточных фаз образования МАХ-фазы карбоалюминида титана является алюминид титана TiAl. Под оксидно-нитридными пленками образовались частицы карбида титана ТіС, связанные алюминидом титана TiAl. На рис. 5, а наглядно наблюдается процесс ухода алюминия с краевых участков образца к поверхности, где он остается в виде алюминида титана и, при выкипании в процессе синтеза, - в виде пленки оксида алюминия. Далее микроструктура представляет собой типичную для CBC-каркаса Ti₃AlC₂ микроструктуру, состоящую из пластин МАХ-фазы карбоалюминида титана с частицами карбида титана в связке алюминида титана.

На рис. 5, б представлена микроструктура пленок на краевой поверхности образца, синтезированного в защитной оболочке из песка. Верхний слой пленки толщиной около 10 мкм состоит из нитрида титана TiN с примесью оксида кремния SiO₂. Под пленкой нитрида титана присутствует пленка из оксида алюминия Al_2O_3 толщиной около 5 мкм. Под пленками нитрида титана и оксида алюминия образуется слой из частиц карбида титана TiC, связанных между собой алюминидом титана TiAl. Далее микроструктура представляет собой типичную для CBC-каркаса Ti₃AlC₂ микроструктуру, состоящую из пластин MAX-фазы карбоалюминида титана с частицами карбида титана в связке алюминида титана.

На поверхностях сквозных пор обоих пористых каркасов МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминида титана в центре образцов присутствуют тонкие оксидно-нитридные пленки толщиной 5 – 10 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ пленки показал, что они состоят из нескольких фаз: нитрида титана TiN и, в меньшей степени, оксида титана TiO₂. В закрытых порах нитридные пленки отсутствуют, так как у них не было доступа к атмосферным газам при остывании образца.

Выводы

1. В настоящей работе синтезированы пористые каркасы MAX-фаз карбосилицида титана Ti₃SiC₂ и карбоалюминида титана Ti₃AlC₂ методом CBC на воздухе и в засыпке из песка. Макроструктура и микроструктура синтезированных образцов на основе MAX-фаз карбоалюминида и карбосилицида титана схожи между собой.

Макроструктура представляет собой пористые каркасы с наличием открытых и закрытых пор. Средняя пористость находится в пределах 50 – 60 %. Открытые поры занимают около 40 % от общего объема порового пространства. Средний размер пор находится в пределах от 10 до 350 мкм.

Микроструктура обеих МАХ-фаз на изломе представляет собой слоистую (ламинатную) структуру, характерную для всех МАХ-фаз. Микроструктура пористых каркасов исследована на микрошлифах и представляет собой чередование пластин МАХ-фазы и карбида титана TiC в связке силицидов титана TiSi и TiSi₂ (в случае с МАХ-фазой карбоалюминида титана – алюминида титана TiAl). Видимые размеры блоков пластин МАХ-фаз на изломах находятся в интервале от 0,1 до 2 мкм.

2. Установлено, что микропленки на поверхностях представляют собой оксиды и нитриды, образованные при остывании образца на воздухе или в песке. Пористые CBC-каркасы Ti₃SiC₂ и Ti₃AlC₂, синтезированные на воздухе, покрыты пленкой, состоящей из оксидов и нитридов толщиной около 100 мкм. В центральных слоях образцов пористых каркасов МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминида титана на поверхностях открытых пор обнаружены пленки преимущественно нитрида титана толщиной, не превышающей 20 мкм. В закрытых порах пленки отсутствовали в связи с тем, что к ним не было доступа атмосферных газов при остывании образцов.

На поверхности образцов, полученных методом СВС в засыпке из песка, толщина оксиднонитридных пленок значительно меньше, чем при сжигании на воздухе, и составляет около 20 мкм. Поверхностные оксидно-нитридные пленки могут быть легко удалены с помощью абразивной обработки поверхностей образцов, если эта операция технологически необходима.

3. На наружных поверхностях непосредственно под оксидно-нитридными пленками зафиксирован слой толщиной 30 – 50 мкм, обедненный МАХ-фазами, состоящий из фазы карбида титана в окружении силицида титана (алюминида титана). Этот слой, вероятно, образовался из-за быстрой отдачи тепла на краевых участках образцов и ухода легкоплавкой составляющей шихты – кремния и алюминия. Толщина этого слоя на образцах, полученных методом СВС на воздухе, составляет около 50 мкм, а в защитной оболочке из песка – около 30 мкм. Этот слой легко удаляется механической обработкой. В центральных областях образцов такой слой не наблюдался.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- **1.** Белов С.В. Пористые материалы в машиностроении. Москва: Машиностроение, 1981:184.
- 2. Gonzalez-Julian J. Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society*. 2021;104:659–690. *https://doi.org/10.1111/jace.17544*
- **3.** Radovic M., Barsoum M. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin.* 2013;92(3):20–27.

- Barsoum MW. MAX Phases: Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides. Wiley VCH. 2013. http://dx.doi.org/10.1002/ 9783527654581
- 5. Velasco B., Tsipas S., Ferrari B., Gordo E. MAX phases foams produced via a powder metallurgy process using a water-soluble spaceholder. *Powder Metallurgy*. 2014;58(2):95–99. *https://doi.org/10.1179/0032589915Z.00000000* 0226
- Velasco B., Gordo E., Hu L., Radovic M., Tsipas S.A. Influence of porosity on elastic properties of Ti₂AlC and Ti₃SiC₂ MAX phase foams. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;764:24–35.

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.027

- Sun Z., Liang Y., Li M., Zhou Y. Preparation of reticulated MAX phase support with morphology-controllable nanostructured ceria coating for gas exhaust catalyst devices. *Journal of the American Ceramic Society*. 2010;93(9):2591– 2597. http://dx.doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03776.x
- Bowen C.R., Thomas T. Macro-porous Ti₂AlC MAX-phase ceramics by the foam replication method. *Ceramics International*. 2015; 41(9):12178–12185. *https://doi.org/10.1016/ J.CERAMINT.2015.06.038*
- **9.** Fey T., Stumpf M., Chmielarz A., Colombo P., Greil P., Potoczek M. Microstructure, thermal conductivity and simulation of elastic modulus of MAX-phase (Ti₂AlC) gel-cast foams. *Journal of the European Ceramic Society*. 2018;38(10):3424–3432. *http://dx.doi.org/10. 1016/j.jeurceramsoc.2018.04.012*
- Elsayed H., Chmielarz A., Potoczek M., Fey T., Colombo P. Direct ink writing of three dimensional Ti₂AlC porous structures. *Additive Manufacturing*. 2019;28:365–372. https://doi.org/ 10.1016/j.addma.2019.05.018
- 11. Tan Q., Zhuang W., Attia M., Djugum R., Zhang M. Recent progress in additive manufacturing of bulk MAX phase components: A review. Journal of Materials Science & Technology. 2022;131:30–47. https://doi.org/10. 1016/j.jmst.2022.05.026
- Sai Priya Munagala. MAX phases: New class of carbides and nitrides for aerospace structural applications. In: Aerospace Materials and Material Technologies, Indian Institute of Metals Series. 2016;455–465. https://doi.org/10. 1007/978-981-10-2134-3_20
- **13.** Krotkevich D.G., Kashkarov E.B., Mingazova Y.R., Lider A.M., Travitzky N. Fabrication of Max Phase-Based Gradient Porous Materials from Preceramic Paper. *Russian Physics Jour-*

nal. 2023;65:2186–2192. https://doi.org/10. 1007/s11182-023-02888-2

- 14. Гончарук С.Ю., Самборук А.Р. Применение пористых СВС-материалов в качестве фильтров. Современные материалы, техника и технологии. 2018;2(17):42–44. https://doi. org/10.24411/9999-004A-2018-10020
- **15.** Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н. Пористые вещества как новый класс материалов. *Перспективные материалы*. 2000;(5):1–8.
- 16. Пат. 2733524 РФ. Способ получения керамико-металлических композиционных материалов / Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Заявл. 02.12.2019; опубл. 02.10.2020. Бюл. № 28.
- Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R. Applying Infiltration Processes and Self-Propagating High-Temperature Synthesis for Manufacturing Cermets: A Review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63:81–100. http://dx.doi.org/10.3103/S1067821222010047
- Latukhin E.I., Umerov E.R., Amosov A.P. Preparation of Ti₃AlC₂-Al Cermets by Combined Use of SHS of Ti₃AlC₂ Porous Skeleton and Spontaneous Infiltration with Al and Al-Based Melts. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:23-29.

https://doi.org/10.3103/S1061386223010041

- **19.** Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P., Kichaev P.E. Preparation of Ti₃SiC₂–Sn(Pb) Cermet by SHS of Ti₃SiC₂ Porous Skeleton with Subsequent Spontaneous Infiltration with Sn–Pb Melt. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:30–35. *https://doi.org/10.3103/S1061386223010089*
- 20. Лепакова О.К., Итин В.И., Астафурова Е.Г., Еркаев П.А., Китлер В.Д., Афанасьев Н.И. Синтез, фазовый состав, структура и прочностные свойства пористых материалов на основе соединения Ti₃SiC₂. Физическая мезомеханика. 2016;19(2):108–113.
- **21.** Ковалев Д.Ю. Динамическая рентгенография материалообразующих процессов горения. Автореф. докт. дис. Черноголовка. 2020:44.
- 22. Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И. Сравнительный анализ методик оценки пористости СВС-каркасов. Современные материалы, техника и технологии. 2021;6(39):24–31.

https://doi.org/10.47581/2021/SMTT/.6.38.04

23. Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П. Влияние элементного порошкового сырья на формирование пористого каркаса МАХ-фазы Ti₃AlC₂ при получении методом CBC. Вектор науки TГУ. 2021;(3):37–47. https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-37-47

24. Zakeri M., Rahimipour M.R., Khanmohammadian A. Effect of the starting materials on the reaction synthesis of Ti₃SiC₂. *Ceramics International*. 2009;35(4):1553–1557.

http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.08.011

- **25.** Amosov A.P., Latukhin E.I., Davydov D.M. The influence of gas atmosphere composition on formation of surface films in selfpropagating high-temperature synthesis of porous Ti₃SiC₂. Modern Applied Science. 2015;9(3):17–24. *http://dx.doi.org/10.5539/ mas.v9n3p17*
- 26. Колсанов А.В., Николаенко А.Н., Иванов В.В., Приходько С.А., Платонов П.В. Определение биосовместимости и цитотоксичности пористых материалов на основе титана в эксперименте. *Наука и инновации в медицине.* 2017;3(7):18–22. http://dx.doi.org/10.35693/2500-1388-2017-0-3-18-22

REFERENCES

- 1. Belov S.V. Porous materials in mechanical engineering. Moscow: Mashinostroenie, 1981:184. (In Russ.).
- 2. Gonzalez-Julian J. Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society*. 2021;104:659–690. *https://doi.org/10.1111/jace.17544*
- **3.** Radovic M., Barsoum M. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin.* 2013;92(3):20–27.
- Barsoum MW. MAX Phases: Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides. Wiley VCH. 2013. http://dx.doi.org/10.1002/ 9783527654581
- 5. Velasco B., Tsipas S., Ferrari B., Gordo E. MAX phases foams produced via a powder metallurgy process using a water-soluble spaceholder. *Powder Metallurgy*. 2014;58(2):95–99. *https://doi.org/10.1179/0032589915Z.00000000* 0226
- Velasco B., Gordo E., Hu L., Radovic M., Tsipas S.A. Influence of porosity on elastic properties of Ti₂AlC and Ti₃SiC₂ MAX phase foams. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018:764:24–35.

https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.027

 Sun Z., Liang Y., Li M., Zhou Y. Preparation of reticulated MAX phase support with morphology-controllable nanostructured ceria coating for gas exhaust catalyst devices. *Journal of the American Ceramic Society*. 2010;93(9):2591– 2597. http://dx.doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03776.x

- Bowen C.R., Thomas T. Macro-porous Ti₂AlC MAX-phase ceramics by the foam replication method. *Ceramics International*. 2015; 41(9):12178–12185. *https://doi.org/10.1016* /J.CERAMINT.2015.06.038
- **9.** Fey T., Stumpf M., Chmielarz A., Colombo P., Greil P., Potoczek M. Microstructure, thermal conductivity and simulation of elastic modulus of MAX-phase (Ti₂AlC) gel-cast foams. *Journal of the European Ceramic Society*. 2018;38(10):3424–3432. http://dx.doi.org/10 .1016/j.jeurceramsoc.2018.04.012
- Elsayed H., Chmielarz A., Potoczek M., Fey T., Colombo P. Direct ink writing of three dimensional Ti₂AlC porous structures. *Addit Manuf*. 2019;28:365–372.

https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.018

- 11. Tan Q., Zhuang W., Attia M., Djugum R., Zhang M. Recent progress in additive manufacturing of bulk MAX phase components: A review. Journal of Materials Science & Technology. 2022;131:30–47. https://doi.org/10.1016/ j.jmst.2022.05.026
- 12. Sai Priya Munagala. MAX phases: New class of carbides and nitrides for aerospace structural applications. Aerospace Materials and Material Technologies, Indian Institute of Metals Series. 2016:455–465. https://doi.org/10.1007/978-981-10-2134-3_20
- Krotkevich D.G., Kashkarov E.B., Mingazova Y.R., Lider A. M., Travitzky N. Fabrication of Max Phase-Based Gradient Porous Materials from Preceramic Paper. *Russian Physics Journal.* 2023;65:2186–2192. *https://doi.org/10.* 1007/s11182-023-02888-2
- 14. Goncharuk S.Yu., Samboruk A.R. Use of porous SHS materials as filters. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii.* 2018;2(17):42–44. (In Russ.). *https://doi.org/10.24411/9999-004A-2018-10020*
- **15.** Antsiferov V.N., Peshcherenko S.N. Porous substances as a new class of materials. *Perspektivnye materialy.* 2000;5:1–8. (In Russ.).
- **16.** Pat. 2733524 RU. *Method for obtaining ceramic-metal composite materials* / Amosov A.P., Latukhina E.I., Umerov E.R. Application 02.12.2019; publ. 02.10.2020. No. 28. (In Russ.).
- 17. Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R. Applying Infiltration Processes and Self-Propagating High-Temperature Synthesis for Manufacturing Cermets: A Review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63:81–100.

http://dx.doi.org/10.3103/S1067821222010047

18. Latukhin E.I., Umerov E.R., Amosov A.P. Preparation of Ti₃AlC₂–Al Cermets by Combined Use of SHS of Ti₃AlC₂ Porous Skeleton and Spontaneous Infiltration with Al and Al-Based Melts. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:23–29.

https://doi.org/10.3103/S1061386223010041

 Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P., Kichaev P. E. Preparation of Ti₃SiC₂-Sn(Pb) Cermet by SHS of Ti3SiC2 Porous Skeleton with Subsequent Spontaneous Infiltration with Sn-Pb Melt. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:30–35.

https://doi.org/10.3103/S1061386223010089

- **20.** Lepakova O.K., Itin V.I., Astafurova E.G., Erkaev P.A., Kitler V.D., Afanas'ev N.I. Synthesis, phase composition, structure and strength properties of porous materials based on Ti₃SiC₂ compound. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2016;19(2):108–113. (In Russ.).
- **21.** Kovalev D.Yu. Dynamic X-ray of materialforming combustion processes. Extended abstract of doctor's thesis. Chernogolovka, 2020:44. (In Russ.).
- 22. Davydov D.M., Umerov E.R., Latukhin E.I. Comparative analysis of methods for assessing the porosity of SHS-skeletons. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii.* 2021;6(39):24–31. (In Russ.). *https://doi.org/10.47581/2021/SMTT/.6.38.04*
- 23. Davydov D.M., Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P. The influence of elemental powder raw material on the formation of the porous frame of Ti3AlC2 MAX-phase when obtaining by the SHS method. *Vektor nauki TGU*. 2021;(3):37–47. (In Russ.). *https://doi.org/* 10.18323/2073-5073-2021-3-37-47
- 24. Zakeri M., Rahimipour M.R., Khanmohammadian A. Effect of the starting materials on the reaction synthesis of Ti₃SiC₂. *Ceramics International*. 2009;35(4):1553–1557. *http://dx.doi. org/10.1016/j.ceramint.2008.08.011*
- **25.** Amosov A.P., Latukhin E.I., Davydov D.M. The influence of gas atmosphere composition on formation of surface films in selfpropagating high-temperature synthesis of porous Ti₃SiC₂. *Modern Applied Science*. 2015;9(3):17–24. *http://dx.doi.org/10.5539/ mas.v9n3p17*
- **26.** Kolsanov A.V., Nikolaenko A.N., Ivanov V.V., Prikhod'ko S.A., Platonov P.V. Determination of biocompatibility and cytotoxicity of titaniumbased porous materials in an experiment. *Nauka i innovatsii v meditsine*. 2017;3(7):18–22. (In Russ.). *http://dx.doi.org/10.35693/2500-1388-*2017-0-3-18-22

Сведения об авторах

Денис Михайлович Давыдов, аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет *E-mail:* davidovd77@mail.ru ORCID: 0000-0001-5469-8588

Александр Петрович Амосов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет *E-mail:* egundor@yandex.ru ORCID: 0000-0003-1994-5672

Евгений Иванович Латухин, к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет *E-mail:* evgelat@yandex.ru *ORCID*: 0000-0002-2071-3521

Эмиль Ринатович Умеров, аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет *E-mail:* umeroff2017@yandex.ru ORCID: 0000-0002-2050-6899

Владислав Александрович Новиков, к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет *E-mail:* vladislav_novyi@mail.ru ORCID: 0000-0002-8052-305X

Information about the authors

Denis M. Davydov, postgraduate student of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University *E-mail:* davidovd77@mail.ru *ORCID:* 0000-0001-5469-8588

Aleksandr P. Amosov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University *E-mail:* egundor@yandex.ru ORCID: 0000-0003-1994-5672

Evgeny I. Latukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University E-mail: evgelat@yandex.ru ORCID: 0000-0002-2071-3521

Emil R. Umerov, *Postgraduate student of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials",* Samara State Technical University *E-mail:* umeroff2017@yandex.ru *ORCID:* 0000-0002-2050-6899

Vladislav A. Novikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University *E-mail*: vladislav_novyi@mail.ru ORCID: 0000-0002-8052-305X

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 15.11.2023 После доработки 27.11.2023 Принята к публикации 04.12.2023

> Received 15.11.2023 Revised 27.11.2023 Accepted 04.12.2023