



УДК 621.762

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-27-35>

Научная статья

Research article



Влияние Si, Al, Cu, Cr и TiSi₂ на получение МАХ-фазы Ti₃SiC₂ методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на воздухе

Э. Р. Умеров[✉], Ш. А. Кадямов, Д. М. Давыдов,
Е. И. Латухин, А. П. Амосов

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

✉ umeroff2017@yandex.ru

Аннотация. В работе рассмотрено влияние добавок порошков Si, Al, Cu и Cr к стехиометрическому составу шихты 3Ti–Si–2C (ат. %) при получении МАХ-фазы Ti₃SiC₂ в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) на воздухе в засыпке из песка без применения закрытого реактора и специальной атмосферы или вакуума. Показано влияние частичной или полной замены элементных порошков шихты Ti и Si на TiSi₂ на выход Ti₃SiC₂. Проведен анализ микроструктуры полученных СВС-продуктов с помощью растрового электронного микроскопа с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии. Исследованы качественный и количественный фазовые составы порошковых СВС-продуктов с помощью рентгеновского дифрактометра. Установлено, что добавка 0,1 моль порошка кремния к стехиометрическому составу шихты увеличивает количество МАХ-фазы Ti₃SiC₂ в продукте до 70 % от объема. Введение 0,1 моль Al-порошка в исходную шихту приводит к уменьшению количества Ti₃SiC₂ до 39 % от объема и появлению новой фазы TiAl. При этом совместный избыток кремния вместе с добавкой 0,1 моль Al в системе 3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al существенно повышают содержание Ti₃SiC₂ до ~89 об. %. Установлено, что при синтезе в системе TiSi₂–C в продуктах реакции доля МАХ-фазы уменьшается, а количество побочных фаз возрастает. Максимальное содержание Ti₃SiC₂ в продукте при синтезе в системе TiSi₂–C достигает 56 % от общего объема. При увеличении количества TiSi₂ до полной замены элементного кремния в исходной шихте 2,5Ti–0,5TiSi₂–2C доля МАХ-фазы Ti₃SiC₂ в продукте падает до 20 %.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), безреакторный синтез, МАХ-фаза Ti₃SiC₂, порошки, структура, рентгенофазовый анализ

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10187, <https://rscf.ru/project/24-79-10187/>.

Для цитирования: Умеров Э.Р., Кадямов Ш.А., Давыдов Д.М., Латухин Е.И., Амосов А.П. Влияние Si, Al, Cu, Cr и TiSi₂ на получение МАХ-фазы Ti₃SiC₂ методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза на воздухе. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(6):27–35. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-27-35>

Effect of Si, Al, Cu, Cr, and TiSi₂ on the formation of the Ti₃SiC₂ MAX phase during self-propagating high-temperature synthesis in air

E. R. Umerov[✉], S. A. Kadyamov, D. M. Davydov,

E. I. Latukhin, A. P. Amosov

Samara State Technical University
244 Molodogvardeyskaya Str., Samara 443100, Russia

✉ umeroff2017@yandex.ru

Abstract. This study examines how additions of Si, Al, Cu, and Cr powders to the stoichiometric 3Ti–Si–2C (at. %) charge influence the formation of the Ti₃SiC₂ MAX phase during self-propagating high-temperature synthesis (SHS) performed in air within a sand bed, without a sealed reactor or controlled atmosphere. The effect of partially or fully substituting elemental Ti and Si powders with TiSi₂ on the Ti₃SiC₂ yield is also assessed. Microstructural characterization of the SHS products was conducted using scanning electron microscopy equipped with energy-dispersive spectroscopy, and the phase composition was quantified by X-ray diffraction. An addition of 0.1 mol Si to the stoichiometric mixture increases the Ti₃SiC₂ content in the product to approximately 70 vol. %. Incorporating 0.1 mol Al decreases the Ti₃SiC₂ fraction to 39 vol. % and results in the formation of TiAl. In contrast, combining a silicon excess with 0.1 mol Al in the 3Ti–1.25Si–2C + 0.1Al system markedly enhances the Ti₃SiC₂ yield, reaching ~89 vol. %. For synthesis in the TiSi₂–C system, the share of the MAX phase decreases while secondary phases become more prevalent; the maximum Ti₃SiC₂ content in this system is 56 vol. %. When TiSi₂ fully replaces elemental silicon in the 2.5Ti–0.5TiSi₂–2C mixture, the Ti₃SiC₂ fraction drops to 20 vol. %.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis (SHS), reactorless SHS, Ti₃SiC₂ MAX phase, powders, microstructure, X-ray diffraction

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 24-79-10187, <https://rscf.ru/project/24-79-10187/>.

For citation: Umerov E.R., Kadyamov S.A., Davydov D.M., Latukhin E.I., Amosov A.P. Effect of Si, Al, Cu, Cr, and TiSi₂ on the formation of the Ti₃SiC₂ MAX phase during self-propagating high-temperature synthesis in air. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(6):27–35. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-6-27-35>

Введение

МАХ-фаза карбосилицида титана (Ti₃SiC₂) является альтернативным и относительно новым соединением, которое может в дальнейшем заменить традиционную керамику, так как обладает уникальным сочетанием керамических и металлических свойств, таких как стойкость к окислению, высокие тепло- и электропроводность, стойкость к термоударам, пластичность при высоких температурах, жаростойкость, низкие показатели плотности и хорошая обрабатываемость механическими способами [1; 2].

Многие исследователи проводят синтез с использованием дорогостоящего оборудования, долговременной выдержки в печах и защитных атмосфер, что значительно затрудняет и удорожает метод получения МАХ-фаз [3–6]. Высокоэкзотермичный и экономичный процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) порошковых шихт значительно упрощает технологию получения МАХ-фаз, не требует специального оборудования, и сам синтез протекает значительно быстрее, чем спекание

в печах [7; 8]. Недавно был предложен новый простой способ получения МАХ-керметов пропиткой расплавами металлов пористого каркаса Ti₃SiC₂, синтезированного методом СВС на воздухе [9]. В процессе синтеза Ti₃SiC₂ температура продукта реакции может достигать 2260 °C [10] при максимальной адиабатической температуре реакции горения 2735 °C [11].

Как известно, МАХ-фаза формируется в несколько стадий: на первой – образуются твердые частицы TiC и расплав системы Ti–Si, на второй – происходит растворение частиц TiC в расплаве Ti–Si, в результате которого наблюдается кристаллизация пластин МАХ-фаз Ti₃SiC₂ [12–14]. Быстротечность СВС, когда продолжительность первой стадии может быть менее 3–4 с, не позволяет управлять процессом после запуска реакции горения. Поэтому поиск оптимальных условий синтеза является важной задачей, направленной на получение Ti₃SiC₂ максимальной чистоты. К факторам, снижающим чистоту продукта СВС-реакции, относят нарушение стехиометрии шихты, недостаточную по времени выдержку при высокой температуре, связанную с быстрым остыва-

нием СВС-продукта. Это приводит к повышенному содержанию побочных продуктов TiC и TiSi₂.

Таким образом, можно отметить, что реакции образования TiC и расплава TiSi на первой стадии СВС конкурируют между собой, так как оба первичных продукта образуются одновременно в одной реакционной системе, распределяя между собой доступный объем титана. Очевидно, что при недостатке одного из промежуточных компонента и соответствующем избытке второго будет происходить снижение содержания Ti₃SiC₂ в конечном СВС-продукте.

В литературе чаще всего TiC наблюдается как основной побочный продукт при синтезе Ti₃SiC₂. Это указывает на недостаток расплава TiSi для структурообразования пластин Ti₃SiC₂ в реакционной системе. Поэтому во многих работах [15–22] синтез МАХ-фазы Ti₃SiC₂ осуществляют с участием не элементарных порошковых составляющих шихты, а химических соединений. Например, в реакционную шихту можно вводить химическое соединение – дисилицид титана TiSi₂, который имеет наименьшую температуру кристаллизации в системе Ti–Si (1330 °C).

Важно отметить, что расплав Ti–Si кристаллизуется в диапазоне температур 1480–1570 °C, при которых процесс синтеза Ti₃SiC₂ существенно замедляется. Известно, что, например, добавка алюминия позволяет снизить температуру кристаллизации расплава Ti–Si, что увеличивает время взаимодействия TiC и жидкого Ti–Si в процессе остывания после СВС. В системе 3Ti–Si–2C–0,1Al (ат. %) методом СВС в среде аргона с предварительной вакуумной сушкой шихты удалось получить продукт, содержащий 89 %¹ Ti₃SiC₂ [23]. Авторы отмечают, что добавление алюминия в стехиометрическую шихту 3Ti + Si + 2C подавляет реакцию образования TiC, а это повышает выход Ti₃SiC₂. В СВС-системе 3Ti + 1,2Si + 2C + 0,1Al был достигнут выход Ti₃SiC₂ около 83 % при 13 % TiC и 4 % Ti₅Si₃ [24]. Важность небольшого избытка кремния в реакционной системе отмечалась неоднократно в литературе [25–27], и это также может быть связано с температурой кристаллизации расплава Ti–Si [28–30].

Согласно фазовой диаграмме Ti–Si при содержании кремния 50 ат. % температура кристаллизации составляет 1570 °C, при незначительном его превышении более 50 ат. % Si она падает до 1480 °C, а при более 67 ат. % Si – до 1330 °C.

Добавление 5–10 % Cu к Ti и Si также снижает температуру плавления, согласно двойным фазовым диаграммам Ti–Cu [31] и Si–Cu [32], и вероятно, может снизить температуру кристаллизации рас-

плава Ti–Si–Cu, что также повлияет на повышение доли Ti₃SiC₂ в СВС-продукте. При этом известно, что взаимодействие Ti₃SiC₂ с Cu приводит к разложению МАХ-фазы через деинтеркаляцию кремния в расплав меди с образованием Cu(Si) и TiC_x [33; 34].

Добавление 10 ат. % Cr к Ti и Si приводит к снижению температуры плавления полученных соединений с 1670 до 1550 °C в первом случае [35] и с 1414 до 1305 °C во втором [36].

В литературе не найдены данные об особенностях взаимодействия расплава Cr с Ti₃SiC₂, что связано с высокой температурой плавления хрома (1856 °C), а Ti₃SiC₂ начинает разлагаться уже при 1450 °C [1].

Возможность управления механизмом образования Ti₃SiC₂ в условиях СВС позволяет подобрать наиболее оптимальные с точки зрения энергоэффективности и технологической простоты условия синтеза МАХ-фазы. Как правило, процесс СВС Ti₃SiC₂ проводят в закрытых реакторах в среде с защитной атмосферой либо в вакууме, что существенно повышает стоимость МАХ-фазы, делая ее массовое производство нерентабельным. Поэтому данная работа направлена на поиск более простого и доступного способа синтеза Ti₃SiC₂ с минимальным количеством побочных фаз, и ее целью является исследование влияния добавок Si, Al, Cu, Cr и TiSi₂ на образование МАХ-фазы Ti₃SiC₂ простым и энергоэффективным методом СВС на воздухе под слоем песка.

Методика проведения исследований

В качестве исходных реагентов для синтеза использовали порошки пористого титана марки ТПП-7 с крупным размером частиц ($d \sim 300$ мкм, чистота 98 %), технического углерода Т900 ($d \sim 0,15$ мкм, агломераты до 10 мкм, чистота 99,8 %), коллоидного графита С-2 ($d \sim 15$ мкм, чистота 98,5 %), кремния Кр0 ($d \sim 1\div 15$ мкм, чистота 98,8 %), алюминия ПА-4 ($d \sim 100$ мкм, чистота 98 %), меди ПМС-1 ($d \sim 100$ мкм, чистота 99,5 %), хрома Х99Н1 ($d \sim 100$ мкм, чистота 99,0 %) и силицида титана TiSi₂ ($d \sim 100$ мкм, чистота 99,0 %).

Исходные порошки взвешивали на лабораторных весах с точностью 0,01 г и смешивали в керамической ступке в течение 5 мин для получения однородной массы следующих систем 3Ti–Si–2C + 0,1Al, 3Ti–Si–2C + 0,1Cu и 3Ti–Si–2C + 0,1Cr, а также TiSi₂–C с заменой элементарного кремния и титана на TiSi₂ в количестве 15, 50 и 100 % (полной замены) в расчете на получение МАХ-фазы Ti₃SiC₂.

Из полученной шихты в пресс-форме односторонним прессованием при давлении 22,5 МПа формировали цилиндрические заготовки диаметром 23 мм. Масса каждой из них составляла 20 г. Реакцию

¹ Здесь и далее имеются в виду мас. %, если не указано иное.

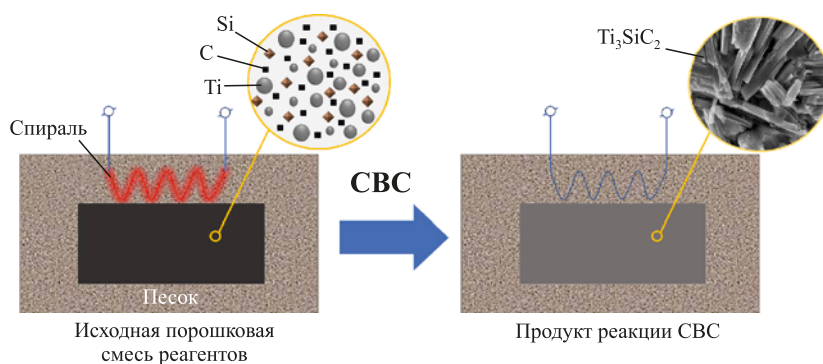


Рис. 1. Принципиальная схема синтеза Ti₃SiC₂ под слоем песка

Fig. 1. Scheme for SHS of Ti₃SiC₂ under a sand layer

СВС (горения) инициировали электрической Ni–Cr-спиралью накаливания. Образцы синтезировали сжиганием на воздухе под слоем песка, который уменьшает окисление продуктов горения [25]. Общая схема эксперимента представлена на рис. 1. Видно, что спрессованная смесь порошковых реагентов полностью изолирована песком от атмосферного воздуха с целью ограничения окисления продуктов реакции. После СВС вторичные реакции структурообразования Ti₃SiC₂ протекают в остывающем образце также под слоем песка.

Исследование микроструктуры и химический анализ образцов проводили посредством сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega3 (Чехия) с приставкой энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) X-act. Фазовый состав определяли рентгенофазовым методом с помощью дифрактометра ARL X'trA-138 (Швейцария) с использованием CuK_α-излучения при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ = 5÷80° со скоростью 2 град/мин. Количественное содержание фаз оценивали методом корундовых чисел (RIR).

Результаты и их обсуждение

В результате реакции СВС получается пористый образец (каркас), который неоднократно был описан в предыдущих работах [9; 12; 25]. После механического измельчения СВС-каркас приобретает вид мелкодисперсного порошка необходимой дисперсности, регулируемой с помощью сит с определенным размером ячейки.

Для исследования возможности повышения выхода целевой фазы Ti₃SiC₂ в режиме СВС на воздухе был проведен ряд экспериментов, в которых в шихту 3Ti–1Si–2C вводили по 10 % Si, Cr, Al и Cu.

Можно отметить, что в образце, полученном с добавкой избытка кремния (рис. 2, а), непрореагировавший карбид титана является нестехиометрическим и примерно соответствует TiC_{0,6}. Элементный

анализ области Ti–Si, имеющей более светлый оттенок, показал соотношение атомов Si:Ti = 60:40, что приблизительно соответствует фазе TiSi₂. Слоистая структура и соотношение элементов позволяют также идентифицировать области Ti₃SiC₂. Аналогичная картина наблюдается при добавке в систему 10 % Cr (рис. 2, б), однако в данном случае следы Ti₃SiC₂ практически отсутствуют, а хром сконцентрировался в области фазы TiSi₂. В образце с Cu (рис. 2, в) светло-серая область содержит преимущественно медь и кремний в соотношении около 50:15, а также до 10 ат. % углерода. MAX-фазы Ti₃SiC₂ не обнаружено, а нестехиометрический карбид титана соответствует TiC_{0,5}. Следует отметить присутствие значительного количества TiSi₂ в непосредственном контакте с TiC_{0,5}, однако структурообразования Ti₃SiC₂ не произошло. Можно заключить, что введение 10 % меди или хрома приводит к ингибированию реакции образования Ti₃SiC₂, однако механизм их влияния на формирование этой фазы в условиях СВС требует дальнейшего изучения. Это может быть связано с тем, что Cu и Cr не могут находиться на месте А-элемента в MAX-фазах, поэтому их добавки к расплаву Ti–Si затрудняют структурообразование Ti₃SiC₂.

В образце с добавкой алюминия (рис. 2, в) обнаружены тонкие области темно-серого цвета, окружающие пластины Ti₃SiC₂. Результаты МРСА позволяют предположить, что они представляет собой смесь фаз TiAl₂ + TiSi₂. Известно, что температура кристаллизации TiAl₂ составляет 1175 °С, что значительно ниже, чем у расплава Ti–Si (1330–1480 °С в зависимости от соотношения Ti и Si). Учитывая механизм образования MAX-фазы Ti₃SiC₂, из взаимодействия фаз – твердой TiC и жидкой Ti–Si, можно предположить, что добавка Al, снижая температуру кристаллизации Ti–Si, приводит к более длительному периоду времени, в течение которого расплав остается жидким в условиях СВС, что обеспечивает продолжение взаимодействия с TiC. В результате процесс структурообразования Ti₃SiC₂ может протекать

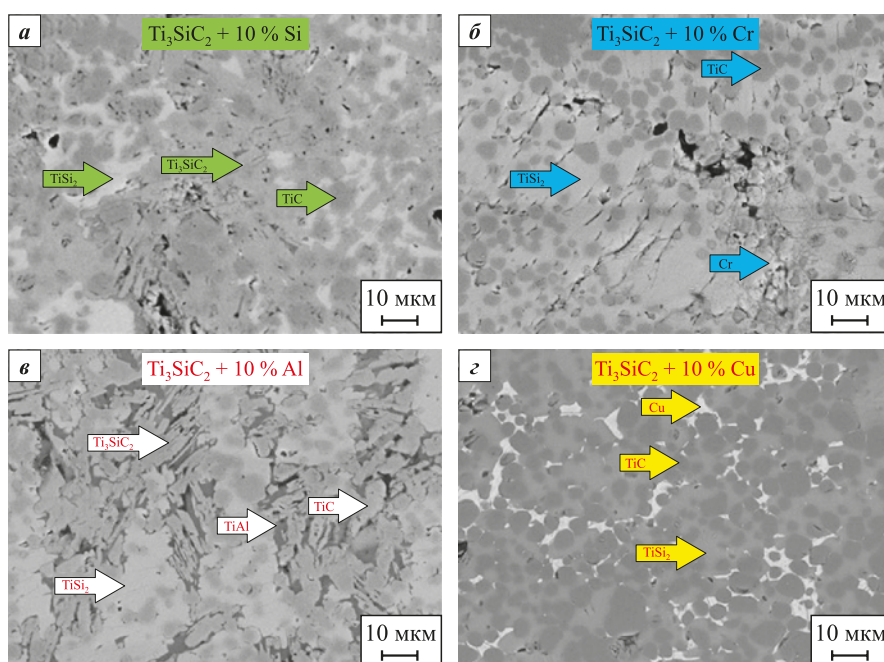


Рис. 2. Микроструктуры образцов после введения в систему 3Ti–1Si–2C по 10 % (0,1 моль) Si (а), Cr (б), Al (в) и Cu (г)

Fig. 2. Microstructures of the samples after introducing 10 % (0.1 mol) of Si (a), Cr (б), Al (в) and Cu (г) into the 3Ti–1Si–2C system

дольше в тех же условиях СВС, что в конечном счете приводит к более высокому содержанию МАХ-фазы в СВС-продукте.

Обнаруженный результат соответствует аналогичным данным, полученным в работе [25], где добавка Al способствует повышению содержания Ti_3SiC_2 в условиях реакторного СВС. Авторы показали, что суммарный избыток 20 % кремния и 10 % алюминия в системе $Ti:Si:C:Al = 3:1,2:2:0,1$ повышает выход Ti_3SiC_2 с 64 до 83 %.

Весьма вероятно, что дальнейшая оптимизация системы $3Ti-1xSi-2C-yAl$ по избыточному содержанию $Si(x)$ и добавке $Al(y)$ позволит достичь большего выхода Ti_3SiC_2 в условиях СВС на воздухе. С этой целью были исследованы различные составы СВС-шихт с избытком кремния и добавкой алюминия.

Содержание фаз в СВС-продукте системы $3Ti-xSi-2C+yAl$

Phase composition of SHS products in the $3Ti-xSi-2C+yAl$ system

CBC-система	Ti_3SiC_2 , об. %	TiC, об. %
3Ti–1,00Si–2C	36	64
3Ti–1,15Si–2C + 0,1Al	88	12
3Ti–1,20Si–2C + 0,1Al	78	22
3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al	89	11
3Ti–1,00Si–2C + 0,05Al	38	62
3Ti–1,00Si–2C + 0,08Al	61	39
3Ti–1,00Si–2C + 0,12Al	47	53

Результаты приведены в таблице. Видно, что избыток кремния в количестве 15–25 % вместе с добавкой 10 % Al существенно повышают содержание Ti_3SiC_2 , достигая максимума ~89 об. % в системе $3Ti-1,25Si-2C+0,1Al$. Изменение массы алюминия, вводимого в систему без избытка кремния, не приводит к существенным колебаниям содержания Ti_3SiC_2 , количество которого колеблется в пределах 38–47 об. %. Изображения микроструктуры образца с максимальным содержанием Ti_3SiC_2 представлены на рис. 3. Из его данных следует, что образец состоит преимущественно из характерных разноразмерных пластин Ti_3SiC_2 , а поверхность пор покрыта тонким (10–15 мкм) слоем из плотно расположенных равноосных частиц TiC. Ширина большинства пластин Ti_3SiC_2 колеблется в пределах 2–5 мкм, а длина составляет от 10 до 50 мкм.

Дифрактограммы продукта СВС с наибольшим и наименьшим содержаниями МАХ-фазы представлены на рис. 4. Из его данных следует (рис. 4, а), что соотношение интенсивности основных пиков Ti_3SiC_2 (39,5 и 42,4°) и TiC (36,0 и 41,8°) соответствует содержанию Ti_3SiC_2 приблизительно 80 об. %. На рис. 4, б пики TiC существенно интенсивнее по сравнению с пиками Ti_3SiC_2 , что подтверждает 30 %-ное содержание последнего. Кроме того, наблюдаются явные пики графита (около 26,5°) во всех образцах, представленных в таблице, что также видно из рис. 4, б. Это может указывать на то, что часть углеродной фазы не догорает в процессе СВС. Важно отметить, что изначально аморфная сажа, взятая в качестве

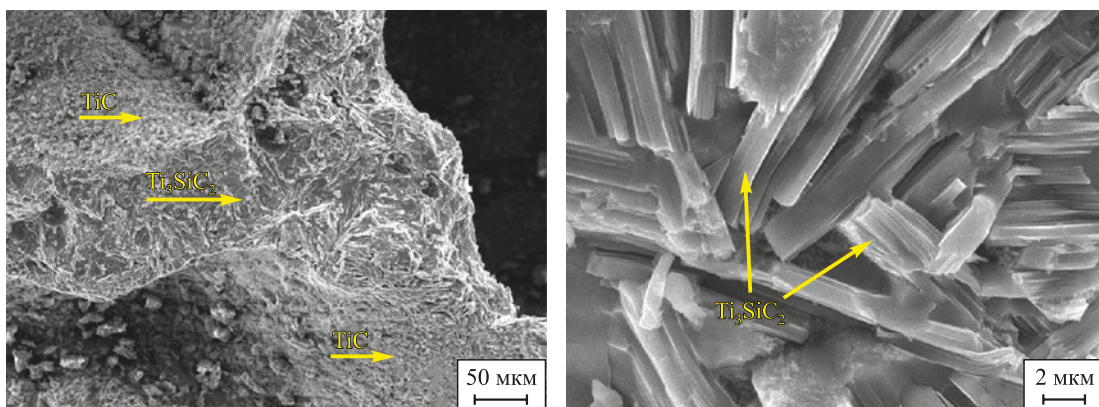


Рис. 3. СЭМ-изображения микроструктуры образца, синтезированного из системы 3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al

Fig. 3. SEM images of the microstructure of the sample synthesized from the 3Ti–1.25Si–2C + 0.1Al system

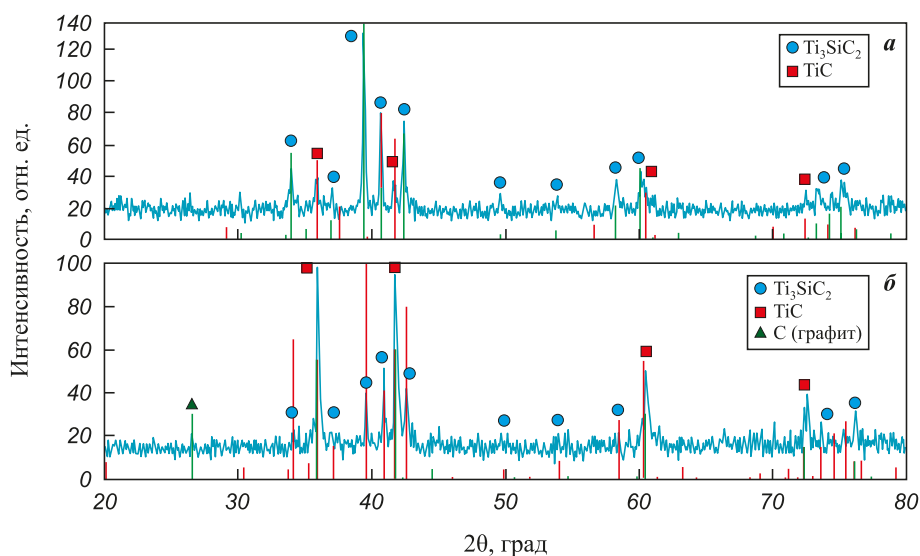


Рис. 4. Дифрактограммы систем 3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al (а) и 3Ti–1,00Si–2C + 0,05Al (б)

Fig. 4. XRD patterns of the 3Ti–1.25Si–2C + 0.1Al (a) and 3Ti–1.00Si–2C + 0.05Al (b) systems

реагента в исходной СВС-шихте, приобретает структуру графита, т.е. графитизируется в ходе горения. Процесс графитизации аморфной сажи в СВС-системе Ti–C ранее описан в [37; 38]. Кроме того, некоторые пики Ti₃SiC₂ незначительно смещены, что может указывать на частичное вхождение атомов Al в структуру Ti₃SiC₂ в процессе СВС, что отражалось в литературе ранее [23].

Далее рассмотрено получение пористых образцов с использованием химических соединений в системе TiSi–C в количестве 10, 50 и 100 % взамен элементарных порошков Ti, Si. Анализ дифрактограмм полученных образцов показал, что такая замена приводит к увеличению содержания побочных фаз по сравнению с количеством МАХ-фазы (рис. 5). Также появляется новая побочная фаза SiC. Наибольшее содержание МАХ-фазы Ti₃SiC₂ в продукте достигает 56 % при замене кремния на TiSi₂ в количестве

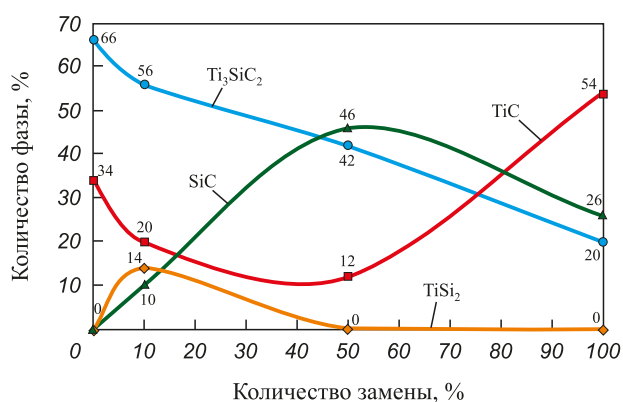


Рис. 5. Зависимость содержания фаз в продукте СВС от степени замещения Si и Ti на TiSi₂ в исходной шихтовой смеси 3Ti–1Si–2C

Fig. 5. Dependence of the phase composition of the SHS product on the degree of Si and Ti substitution by TiSi₂ in the 3Ti–1Si–2C green mixture

10 %. Однако при увеличении доли TiSi₂ до 100 % в исходной шихте содержание МАХ-фазы Ti₃SiC₂ в продукте уменьшается до 20 %. Для сравнения, при СВС образцов из элементных порошков Ti, Si и C в стехиометрическом соотношении максимальное содержание МАХ-фазы составляет 66 % [25]. Такой результат может быть связан с недостатком температуры в ходе СВС, из-за чего время существования расплава Ti–Si уменьшается, и процесс структурообразования Ti₃SiC₂ не успевает завершиться.

Выводы

1. Установлено, что совместные добавки Si и Al в системе 3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al существенно повышают содержание Ti₃SiC₂, достигая ~89 об. % при СВС под слоем песка без использования реактора с защитной атмосферой.

2. Показано, что добавки Cu и Cr в системах 3Ti–1Si–2C + 0,1Cu и 3Ti–1Si–2C + 0,1Cr приводят к практически полному отсутствию Ti₃SiC₂ в СВС-продукте.

3. Выявлено, что частичная (10 и 50 %) и полная (100 %) замены элементных порошковых реагентов Ti, Si на соединение TiSi₂ приводят к значительному снижению выхода целевой МАХ-фазы в результате СВС на воздухе.

4. Вероятно, что с помощью дальнейшей оптимизации системы 3Ti–1,25Si–2C + 0,1Al по фракционному составу исходных порошковых реагентов, а также с учетом масштабного фактора можно будет добиться содержания Ti₃SiC₂ выше 90 % в условиях безреакторного СВС.

Список литературы / References

- Barsoum M.W. MAX phases: Properties of machinable ternary carbides and nitrides. Weinheim: Wiley-VCH, 2013. P.188–197. <https://doi.org/10.1002/9783527654581>
- Gonzalez-Julian J. Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society*. 2020;104:659–690. <https://doi.org/10.1111/jace.17544>
- Wu Q., Li C., Tang H. Surface characterization and growth mechanism of laminated Ti₃SiC₂ crystals fabricated by hot isostatic pressing. *Applied Surface Science*. 2010;256(23):6986–6990. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.05.012>
- Liu X., Zhang H., Jiang Y., He Y. Characterization and application of porous Ti₃SiC₂ ceramic prepared through reactive synthesis. *Materials and Design*. 2015;79:94–98. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.03.061>
- El-Raghy T., Wiederhorn S., Luecke W., Radovic M., Barsoum M. Effect of temperature, strain rate and grain size on the mechanical response of Ti₃SiC₂ in tension. *Acta Materialia*. 2002;50(6):1297–1306. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00424-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00424-4)
- He X., Bai Y., Li Y., Zhu C., Kong X. In situ synthesis and mechanical properties of bulk Ti₃SiC₂/TiC composites by SHS/PHIP. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527(18–19):4554–4559. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.006>
- Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings. *International Materials Reviews*. 2016;62(4):1–37. <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
- Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: Учеб. пособие. Под ред. В.Н. Анциферова. М.: Машиностроение-1, 2007. 567 с.
- 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(1):30–35. <https://doi.org/10.3103/S1061386223010089>
- Feng A., Orling T., Munir Z.A. Field-activated pressure-assisted combustion synthesis of polycrystalline Ti₃SiC₂. *Journal of Materials Research*. 1999;14(3):925–939. <https://doi.org/10.1557/JMR.1999.0124>
- Du Y., Schuster J.C., Seifert H.J., Aldinger F. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the titanium–silicon–carbon system. *Journal of the American Ceramic Society*. 2000;83(1):197–203. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2000.tb01170.x>
- Амосов А.П., Латухин Е.И., Рябов А.М. О применении процесса СВС для получения композита Ti₃SiC₂–Ni. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2018;(4):48–61. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-48-61>
Amosov A.P., Latukhin E.I., Ryabov A.M. SHS process application in Ti₃SiC₂–Ni composite fabrication. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2018;(4):48–61. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-48-61>
- Konovalikhin S.V., Kovalev D.Yu., Sytshev A.E., Vадченко S.G., Shchukin A.S. Formation of nanolaminate structures in the Ti–Si–C system: A crystallochemical study. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2014;23(4):216–220. <https://doi.org/10.3103/S1061386214040049>
- Каченюк М.Н. Формирование структуры и свойств керамических материалов на основе соединений титана, циркония, кремния при консолидации искровым плазменным спеканием. Дисс. д.т.н. Пермь: 2022. 283 с.
- Meng F., Liang B., Wang M. Investigation of formation mechanism of Ti₃SiC₂ by self-propagating high-temperature synthesis. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2013;41:152–161. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.03.005>
- Hwang S.S., Lee S.C., Han J., Lee D., Park S. Machinability of Ti₃SiC₂ with layered structure synthesized by hot pressing mixture of TiC_x and Si powder. *Journal of the European Ceramic Society*. 2012;32(12):3493–3500. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2012.04.021>

17. Yeh C.-L., Lai K.-L. Effects of TiC, Si, and Al on combustion synthesis of Ti₃SiC₂/TiC/Ti₃Si₂ composites. *Materials*. 2023;16(18):6142. <https://doi.org/10.3390/ma16186142>
18. Li S.-B., Xie J.-X., Zhang L.-T., Cheng L.-F. In situ synthesis of Ti₃SiC₂/SiC composite by displacement reaction of Si and TiC. *Materials Science and Engineering A*. 2004;381(1-2):51–56. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.03.046>
19. Zhang Z.F., Sun Z.M., Hashimoto H., Abe T. A new synthesis reaction of Ti₃SiC₂ through pulse discharge sintering Ti/SiC/TiC powder. *Scripta Materialia*. 2001;45(12):1461–1467. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01184-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01184-8)
20. Yeh C.L., Shen Y.G. Effects of SiC addition on formation of Ti₃SiC₂ by self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008;461(1-2):654–660. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.088>
21. Yeh C.L., Shen Y.G. Effects of TiC addition on formation of Ti₃SiC₂ by self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Alloys and Compounds*. 2008;458(1-2):286–291. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.04.225>
22. Sun Z.M., Murugaiah A., Zhen T., Zhou A., Barsoum M.W. Microstructure and mechanical properties of porous Ti₃SiC₂. *Acta Materialia*. 2005;53(16):4359–4366. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.05.034>
23. Gubarevich A.V., Tamura R., Maletaski J., Yoshida K., Yano T. Effect of aluminium addition on yield and microstructure of Ti₃SiC₂ prepared by combustion synthesis method. *Materials Today: Proceedings*. 2019;16:102–108. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.05.244>
24. Yeh C.L., Lai K.L. Effects of excess Si and Al on synthesis of Ti₃SiC₂ by self-sustaining combustion in the Ti–Si–C–Al system. *Journal of the Australian Ceramic Society*. 2024;60(3):959–969. <https://doi.org/10.1007/s41779-023-00947-y>
25. Davydov D.M., Umerov E.R., Amosov A.P., Latukhin E.I. Influence of starting reagents on the formation of Ti₃SiC₂ porous skeleton by SHS in air. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2024;33(1):26–32. <https://doi.org/10.3103/S1061386224010023>
26. Wakelkamp W.J.J., van Loo F.J.J., Metselaar R. Phase relations in the Ti–Si–C system. *Journal of the European Ceramic Society*. 1991;8(3):135–139. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(91\)90067-A](https://doi.org/10.1016/0955-2219(91)90067-A)
27. Tabares E., Jiménez-Morales A., Tsipas S.A. Study of the synthesis of MAX phase Ti₃SiC₂ powders by pressureless sintering. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*. 2021;60(1):41–52. <https://doi.org/10.1016/j.bsecv.2020.01.004>
28. 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.
- Lepakova O.K., Itin V.I., Astafurova E.G., Erkaev P.A., Kitler V.D., Afanasyev N.I. Synthesis, phase composition, structure and strength properties of porous materials based on Ti₃SiC₂ compound. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2016;19(2):108–113. (In Russ.).
29. Zhou C.L., Ngai T.W.L., Lu L., Li Y.Y. Fabrication and characterization of pure porous Ti₃SiC₂ with controlled porosity and pore features. *Materials Letters*. 2014;131:280–283. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.05.198>
30. El Saeed M.A., Deorsola F.A., Rashad R.M. Optimization of the Ti₃SiC₂ MAX phase synthesis. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012;35:127–131. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.05.001>
31. Eremenko V.N., Buyanov Y.I., Prima S.B. Phase diagram of the system titanium–copper. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 1966;5(6):494–502. <https://doi.org/10.1007/BF00775543>
32. Olesinski R.W., Abbaschian G.J. The Cu–Si (copper–silicon) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1986;7(2):170–178. <https://doi.org/10.1007/BF02881559>
33. Zhou Y., Gu W. Chemical reaction and stability of Ti₃SiC₂ in Cu during high-temperature processing of Cu/Ti₃SiC₂ composites. *International Journal of Materials Research*. 2004;95(1):50–56. <https://doi.org/10.3139/146.017911>
34. Amosov A.P., Latukhin E.I., Ryabov A.M., Umerov E.R., Novikov V.A. Application of SHS process for fabrication of copper–titanium silicon carbide composite (Cu–Ti₃SiC₂). *Journal of Physics: Conference Series*. 2018;1115(4):042003. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1115/4/042003>
35. Murray J.L. The Cr–Ti (chromium–titanium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1981;2(2):174–181. <https://doi.org/10.1007/BF02881474>
36. Gokhale A.B., Abbaschian G.J. The Cr–Si (chromium–silicon) system. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 1987;8(5):474–484. <https://doi.org/10.1007/BF02893156>
37. Щербakov В.А., Грядуннов А.Н., Карпов А.В., Сачкова Н.В., Сычев А.Е. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композитов TiC + xC. *Неорганические материалы*. 2020;56(6):598–602. <https://doi.org/10.31857/s0002337x20060111>
- Shcherbakov V.A., Gryadunov A.N., Karpov A.V., Sachkova N.V., Sychev A.E. Self-propagating high-temperature synthesis of TiC + xC composites. *Inorganic Materials*. 2020;56(6):567–571. <https://doi.org/10.1134/S0020168520060102>
38. Umerov E.R., Amosov A.P., Latukhin E.I., Novikov V.A. SHS of TiC–graphite porous composites and carbon graphitization. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2025;34(1):42–49. <https://doi.org/10.3103/S1061386224700407>

Сведения об авторах



Эмиль Ринатович Умеров – к.т.н., вед. науч. сотрудник кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» (МПМН), Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

ORCID: 0000-0002-2050-6899

E-mail: umeroff2017@yandex.ru

Шамиль Акдасович Кадямов – аспирант кафедры МПМН, СамГТУ

ORCID: 0009-0005-6578-367X

E-mail: leader2310@mail.ru

Денис Михайлович Давыдов – к.т.н., мл. науч. сотрудник кафедры МПМН, СамГТУ

ORCID: 0000-0001-5469-8588

E-mail: davidov@npsamara.ru

Евгений Иванович Латухин – к.т.н., доцент кафедры МПМН, СамГТУ

ORCID: 0000-0002-2071-3521

E-mail: evgelat@yandex.ru

Александр Петрович Амосов – д.ф.-м.н., проф., зав. кафедрой МПМН, СамГТУ

ORCID: 0000-0003-1994-5672

E-mail: egundor@yandex.ru

Information about the Authors

Emil R. Umerov – Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Department of metal science, powder metallurgy, nanomaterials (MPMN), Samara State Technical University (SamSTU)

ORCID: 0000-0002-2050-6899

E-mail: umeroff2017@yandex.ru

Shamil A. Kadyamov – Postgraduate Student of the Department of MPMN, SamSTU

ORCID: 0009-0005-6578-367X

E-mail: leader2310@mail.ru

Denis M. Davydov – Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Department of MPMN, SamSTU

ORCID: 0000-0001-5469-8588

E-mail: davidov@npsamara.ru

Evgeny I. Latukhin – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of MPMN, SamSTU

ORCID: 0000-0002-2071-3521

E-mail: evgelat@yandex.ru

Aleksandr P. Amosov – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Department of MPMN, SamSTU

ORCID: 0000-0003-1994-5672

E-mail: egundor@yandex.ru

Вклад авторов



Contribution of the Authors

Э. Р. Умеров – определение задачи работы, проведение экспериментов, написание статьи.

Ш. А. Кадямов – подготовка шихтовых смесей и синтез образцов, участие в обсуждении результатов.

Д. М. Давыдов – исследование микроструктуры, фазовый анализ образцов, участие в обсуждении результатов.

Е. И. Латухин – участие в проведении экспериментов и обсуждении результатов, написание статьи.

А. П. Амосов – определение цели работы, участие в обсуждении результатов, редактирование статьи.

E. R. Umerov – formulation of the research problem, conducting experiments, writing the manuscript.

Sh. A. Kadyamov – preparation of charge mixtures and synthesis of samples, participation in the discussion of the results.

D. M. Davydov – microstructural examination and phase analysis of the samples, participation in the discussion of the results.

E. I. Latukhin – participation in the experiments and discussion of the results, writing the manuscript.

A. P. Amosov – definition of the aim of the study, participation in the discussion of the results, manuscript editing.

Статья поступила 21.04.2025 г.
Доработана 12.05.2025 г.
Принята к публикации 15.05.2025 г.

Received 21.04.2025
Revised 12.05.2025
Accepted 15.05.2025