

ТЕХНИЧЕСКИЕ НАУКИ

TECHNICAL SCIENCES

УДК 544.463+546.562'62'723-31'742'832'+661.666
<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2025-69-4-330-341>

Поступило в редакцию 02.12.2024
Received 02.12.2024

Академик П. А. Витязь¹, С. А. Ковалева¹, В. И. Жорник¹, Т. Ф. Григорьева², Н. З. Ляхов²

¹Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси,
Минск, Республика Беларусь

²Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения Российской академии наук,
Новосибирск, Российская Федерация

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ,
ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КАРБИДАМИ ТИТАНА

Аннотация. Представлены результаты рентгеноструктурных исследований эволюции фазового состава и структуры высокотемпературных металлокерамических композитов, получаемых *in situ* механохимическим синтезом в реакционных смесях (Ti–C)–xMe (Me = Ti, Ni, Mo; x = 50–70 мас. %). При обработке исходных порошков в планетарной шаровой мельнице с энергонапряженностью 7,0 Вт/г реализуются механостимулированные реакции с формированием металлокерамических композитов в течение 8–20 мин. Во всех рассмотренных составах, кроме Me = 70 мас. % Ti, реализуется жидкофазный механизм синтеза с формированием металломатричной аморфно-кристаллической структуры пересыщенных твердых растворов, дисперсно-упрочненных карбидами титана. В смеси (Ti–C)–70 мас. % Ti реализуется твердофазное взаимодействие с образованием пересыщенного твердого раствора αTi(C) с последующим его распадом с выделением карбида TiC_{0,47}. Длительность стадии инициирования реакции t_{ign} находится для Me = Ti в интервале ~ (2–4) мин. Формирование низкотемпературной эвтектики Ni–Ti в составе (Ti–C)–50Ni способствует сокращению t_{ign} до 1 мин и повышению скорости синтеза включений TiC_{0,78–0,83}. Увеличение концентрации до 70 мас. % Ni приводит к увеличению t_{ign} до 4 мин. Уменьшение адиабатической температуры способствует формированию карбида, обедненного углеродом TiC_{0,64–0,78}. Использование тугоплавкого молибдена в качестве матричного металла увеличивает t_{ign} до ~ (4–8) мин. В составах (Ti–C)–xMe (Me = Ti, Ni) механосинтезируемое количество TiC в композите достигает ~ (40 ± 3) мас. % при x = 50 % и ~ (27 ± 1) мас. % при x = 70 %. В составах (Ti–C)–xMo с x = 50 и 60 мас. % образуется карбид (Mo, Ti)C структурного типа NaCl в количестве ~ 69 мас. %. Полученные результаты показывают перспективы механохимического *in situ* синтеза дисперсно-упрочненных композитов на основе тугоплавких металлов для материалов с повышенной жаропрочностью и жаростойкостью.

Ключевые слова: механически стимулированные реакции, механохимический синтез, металломатричные композиты, титан, никель, молибден, карбид титана

Для цитирования. Механохимический синтез высокотемпературных металломатричных композитов, дисперсно-упрочненных карбидами титана / П. А. Витязь, С. А. Ковалева, В. И. Жорник [и др.] // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2025. – Т. 69, № 4. – С. 330–341. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2025-69-4-330-341>

Academician Pyotr A. Vityaz¹, Svetlana A. Kovaliova¹, Viktor I. Zhornik¹,
Tatyana F. Grigoreva², Nikolay Z. Lyakhov²

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

²Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Novosibirsk, Russian Federation

MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS OF HIGH-TEMPERATURE METAL-MATRIX COMPOSITES,
DISPERSION-HARDENED BY TITANIUM CARBIDES

Abstract. The results of XRD structural studies of the evolution of the phase composition and structure of high-temperature metal-ceramic composites obtained *in situ* by mechanochemical synthesis in reaction mixtures (Ti–C)–xMe (Me = Ti, Ni, Mo; x = 50–70 wt. %) have been given. When processing the initial powders in a planetary ball mill with an energy intensity

of 7.0 W/g, mechanically stimulated reactions are realized with the formation of metal-ceramic composites within 8–20 min. In all of the considered compositions, except for Me = 70 wt. % Ti, a liquid-phase combustion mechanism is realized with the formation of a metal-matrix amorphous-crystalline structure of supersaturated solid solutions, which are dispersion-hardened by titanium carbides. In the (Ti–C)–70 wt. % Ti mixture, solid-phase interaction is realized with the formation of a supersaturated solid solution $\alpha\text{Ti(C)}$ with its subsequent decomposition with the precipitation of $\text{TiC}_{0.47}$. The initiation stage duration t_{ign} for Me = Ti is approximately 2–4 min. The formation of a low-temperature Ni–Ti eutectic in the (Ti–C)–50Ni composition helps to reduce the duration of the reaction ignition t_{ign} to 1 minute and to increase the synthesis rate of $\text{TiC}_{0.78-0.83}$ inclusions. Increasing the concentration to 70 wt. % Ni leads to an increase in t_{ign} to 4 min. A decrease in the adiabatic temperature promotes the formation of carbon-depleted carbide $\text{TiC}_{0.64-0.78}$. The use of refractory molybdenum as a matrix metal increases t_{ign} and is in the range of approximately 4–8 minutes. In compositions (Ti–C)– $x\text{Me}$ (Me = Ti, Ni), the mechano-synthesized TiC content reaches approximately 40 ± 3 wt. % at $x = 50$ % and approximately 27 ± 1 wt. % at $x = 70$ %. In compositions (Ti–C)– $x\text{Mo}$ with $x = 50$ and 60 wt. %, a NaCl-type (Mo, Ti)C carbide forms in quantity of 69 wt. %. The obtained results demonstrate the promising prospects for mechanochemical in situ synthesis of dispersion-strengthened composites based on refractory metals for materials with enhanced heat resistance and high-temperature stability.

Keywords: mechanically stimulated reactions, mechanochemical synthesis, metal matrix composites, titanium, nickel, molybdenum, titanium carbide

For citation. Vityaz P. A., Kovaliova S. A., Zhornik V. I., Grigoreva T. F., Lyakhov N. Z. Mechanochemical synthesis of high-temperature metal-matrix composites, dispersion-hardened by titanium carbides. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2025, vol. 69, no. 4, pp. 330–341 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2025-69-4-330-341>

Введение. Востребованность в аэрокосмической технике, энергетике, транспортном машиностроении и многих других областях материалов, которые сохраняют высокую удельную прочность, обеспечивают жесткость и стабильность функционирования изделий в широком диапазоне рабочих температур, стимулировала значительный научный и технологический интерес к разработке высокотемпературных композиционных материалов с металлической матрицей из тугоплавких металлов никеля, титана, молибдена и др. [1–4]. Применение таких материалов в аддитивном производстве является новым направлением, которое позволит получить преимущество в разработке целого ряда свойств изготавливаемых сложнопрофильных изделий [2].

Металломатричные композиты (ММК) с дисперсно-упрочненной структурой обладают высокой износостойкостью, устойчивы к высокотемпературному разупрочнению и ползучести вплоть до напряжений $(0,8-0,9)\sigma_{0,2}$ при температурах $(0,9-0,95)T_{\text{пл}}$, имеют существенное преимущество по жаропрочности после длительных нагревов при температурах $(0,95-0,98)T_{\text{пл}}$.

Традиционно ММК получают методами порошковой металлургии путем спекания смесей порошков металлов и упрочняющих частиц. Основные трудности возникают при выборе подходящих керамических соединений, из-за проблемы хаотичного их распределения в металлической матрице, что связано с флотацией и сегрегацией частиц и их плохой смачиваемостью матричным расплавом, в том числе обусловленными загрязнениями адсорбированными газами. Увеличение содержания упрочняющих частиц выше 10 % (объемн.) снижает пластичность и технологичность порошковой системы, уплотняемость материала, что требует повышения температур спекания, а материалы и покрытия оказываются склонными к растрескиванию и отслаиванию. Спекание при достаточно высоких температурах приводит, в свою очередь, к росту зерна и возникновению химической неоднородности, а упрочняющие частицы карбидов, нитридов, боридов склонны либо к растворению (диссоциации), либо к укрупнению, что ведет к ухудшению механических свойств материалов.

Другим подходом к получению высокотемпературных ММК является синтез упрочняющих частиц непосредственно в металлической матрице в составах с высокой экзотермичностью реакций соединения, окисления или окислительно-восстановительных, реализуемых, например, при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе (СВС). Формирование упрочняющих частиц непосредственно в матричном металле позволяет избежать проблем *ex situ* подхода. Однако концентрации матричного металла ограничены (до 50 %) из-за увеличения теплоемкости системы и снижения адиабатической температуры при увеличении его содержания.

Перспективным способом получения дисперсно-упрочненных ММК может являться механическая обработка компонентов в высокоэнергетических устройствах (аттриторах, планетарных шаровых мельницах) с реализацией механостимулированных реакций (МСП) в ходе механохимического синтеза (МХС) в высококалорийных смесях [5]. Метод имеет ряд преимуществ,

связанных с одновременным протеканием измельчения, активации компонентов и их перемешивания, что приводит к увеличению межфазной контактной поверхности и активации химических реакций с образованием новых соединений, и с постоянным обновлением реакционных поверхностей раздела, что приводит к полному прохождению реакций. В результате МХС могут быть реализованы химические взаимодействия в локальных объемах вещества в процессе каждого соударения как с постепенным характером превращения, так и с инициированием реакции горения в объеме смеси с высокой скоростью ее протекания.

Общими этапами МСР являются: индукционный период (стадия инициации), в течение которого система достигает некоторого критического состояния; зажигание и распространение фронта реакции (выделение тепла приводит к резкому подъему температуры); механохимическое окончание и вторичные процессы структурообразования. Продолжительность периода инициации t_{ign} механостимулированных реакций зависит, главным образом, от энергонапряженности используемого технологического устройства и экзотермичности реакционной системы.

Значительная часть исследователей акцентировали внимание на оптимизации процесса, чтобы избежать высокотемпературной реакции с минимальным количеством разбавителя. В то же время отличительной особенностью МСР от СВС является возможность их протекания при сильном разбавлении с низкой калорийностью, что позволяет формировать композиты с содержанием упрочняющих частиц в более широком интервале (20–80 мас. %). Например, в металл-оксидных смесях механостимулированные реакции могут быть реализованы при трехкратном избытке восстановителя с формированием композитов с матрицами восстановленного металла (железо, никель или медь) и их моноалюминидов, модифицированными, например, оксидом алюминия [6].

Синтез ММК, *in situ* упрочненных карбидами, предусматривает протекание реакции соединения углерода с карбидообразующим металлом в составе многокомпонентных смесей, например, Cu–Ti–C [7; 8]. Сравнительный анализ систем Ti–C–3Cu, Ti–C–3Al и W–C–3Cu [9] показал, что при *in situ* формировании композитов образованию карбида способствует высокая растворимость реагентов в матричном металле. В то же время вопрос о влиянии матричного металла, его концентрации на кинетику и механизм синтеза композитов остается невыясненным. Разные конструкции используемых шаровых мельниц или отсутствие полных данных об эксперименте, особенно об энергонапряженности мельниц, осложняют анализ кинетики и динамики МСР.

Наиболее изученными являются механостимулированные реакции взаимодействия титана и углерода [10–13]. Карбид титана TiC является распространенным упрочняющим компонентом для металлматричных материалов, который обеспечивает повышенную жесткость, твердость и износостойкость, сохраняя при этом относительно низкую плотность материала.

Стехиометрическое содержание углерода в системе Ti–C для получения карбида титана составляет 20,03 мас. %. Неупорядоченный карбид титана TiC_y с базисной кубической структурой типа B1 входит в группу сильно нестехиометрических соединений и обладает очень широкой областью гомогенности (от $\text{TiC}_{0,47}$ до $\text{TiC}_{1,00}$) [14], в пределах которой атомы углерода и структурные вакансии образуют в неметаллической подрешетке раствор замещения.

Взаимодействие Ti–C является высокоэнергетическим со стандартной энтальпией образования карбида со структурой типа NaCl $\Delta H_{298\text{K}}^0(\text{TiC}) = -190$ кДж/моль. Это типичный СВС-состав с адиабатической температурой горения $T_{\text{ad}} \approx 3160$ °C, которая выше температуры плавления титана (1670 °C) и соизмерима с температурой плавления TiC, взаимодействие компонентов характеризуется высокой скоростью горения. Считается, что интенсивное взаимодействие титана с углеродом с образованием TiC начинается только после плавления титана [10]. В классической реакции СВС добавление инертного материала дает возможность увеличить время до воспламенения или полностью его подавить при больших количествах металла. Это связано с тем, что инертная добавка увеличивает теплоемкость, не внося вклада в теплоту реакции.

Согласно литературным данным [11], в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице АГО-2 (энергонапряженность 7,0 Вт/г) в стехиометрических смесях Ti + C реализуются МСР по цепному механизму горения, а формирование TiC завершается за 8 мин проведения механохимического синтеза. Индукционный период составляет примерно 4 мин. Экспериментально

измеренная температура горения для состава Ti : C = 60 : 40 составила 2773 К, а для состава 70 : 30 – 2183 К при том, что адиабатические температуры для этих составов равны 2614 и 1991 К соответственно. Исследования начальной стадии взаимодействия показали, что на первом этапе МХС формируются механокомпозиты, которые можно рассматривать как морфологически стабильные структуры с большой плотностью межфазных границ между исходными компонентами, обеспечивающей развитую контактную поверхность. В непосредственной близости от интерфейса аморфного углерода и нанокристаллического титана формируются зародыши карбида титана с нестехиометричным составом, и после зажигания происходит их быстрый рост, а также зарождение и рост дополнительных нестехиометрических карбидов TiC_y , а также переход от нестехиометрического к почти стехиометрическому карбиду TiC [12]. Старт интенсивной реакции связывают с появлением жидкой фазы, что во взаимодействующих системах приводит к резкому росту скорости химических реакций [13]. Общая кинетика синтеза контролируется расплавом титана. Сам же механизм зажигания и появления жидкой фазы остается дискуссионным.

Цель работы – изучение закономерностей *in situ* формирования дисперсно-упрочненных карбидами металлматричных композитов на основе тугоплавких металлов в процессе механохимического синтеза в смесях (Ti–C)– xMe ($Me = Ti, Ni$ и Mo) с содержанием Me $x = 50–70$ мас. %.

Материалы и методы исследования. В работе использованы тройные смеси порошков (Ti–C)–Ni, содержащие титан марки ПТОМ, углерод в виде ламповой сажи ПМ-15, никель марки ПНК, молибден марки МПЧ. Исходные составы смесей, а также ожидаемый состав продуктов и расчетные значения адиабатической температуры, оцененные энтальпийным методом, приведены в табл. 1.

Таблица 1. Составы реакционных смесей порошков

Table 1. Compositions of reaction mixtures of powders

Элементный состав смесей Elemental composition of mixtures	Обозначение образца Sample designation	Исходный состав, мас. % Initial composition, wt. %	Состав продукта TiC/Me, мол. % Product composition TiC/Me, mol. %	Адиабатическая температура, К Adiabatic temperature, K
Ti : C : Ti	50Ti	40 : 10 : 50	44 : 56	2062
	70Ti	24 : 6 : 70	25 : 75	1568
Ti : C : Ni	50Ni	40 : 10 : 50	49 : 51	2228
	70Ni	24 : 6 : 70	30 : 70	1728
Ti : C : Mo	50Mo	40 : 10 : 50	62 : 38	2838
	60Mo	32 : 8 : 60	52 : 48	2591

Механохимический синтез проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 энергонапряженностью 7,0 Вт/г в атмосфере аргона (диаметр шаров 5 мм, загрузка 200 г, навеска образца 10 г, скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин). Длительность обработки составляла от 40 с до 20 мин.

Рентгенодифракционные исследования выполнены на дифрактометре D8 Advance (AXS Bruker, Германия) с использованием CuK_α излучения. Рентгенофазовый анализ проведен с использованием базы данных PDF-2. Рентгеноструктурный анализ с расчетом и уточнением профильных и структурных параметров выполнен по методу наименьших квадратов полнопрофильных дифрактограмм с использованием фундаментальных параметров. Исследования микроструктурных характеристик (размера кристаллитов L , нм, и микродеформаций ϵ , %) и количественный (Q , мас. %) фазовый анализ проведены по методу Ритвельда. Состав карбида титана (отношение C/Ti) определяли построением концентрационной кривой зависимости параметра решетки соединения TiC_y от содержания углерода с учетом литературных данных [14].

Для описания кинетики механохимической реакции образования карбида использовали значения степени превращения α , выраженной как отношение количества образовавшегося карбида N^{reg} , определяемого экспериментально по данным количественного фазового анализа, к теоретически рассчитанному N^t :

$$\alpha = N^{reg} / N^t.$$

Результаты и их обсуждение. Система (Ti–C)– x Ti. При значениях концентрации титана $x = 50$ и 70 мас. % двойная смесь элементарных порошков оказывается сильно разбавленной с общим содержанием углерода 31 и 20 ат. % соответственно. На равновесной диаграмме состояния [15] это соответствует области двухфазного состава карбида титана $\text{TiC}_{0,95}$ и твердого раствора $\alpha\text{Ti}(\text{C})$ с низким мольным содержанием карбида (25 и 44 ат. % соответственно).

На рис. 1 и в табл. 2 представлены дифрактограммы механохимически синтезированных продуктов и параметры фаз соответственно после МХС смесей с различной длительностью обработки.

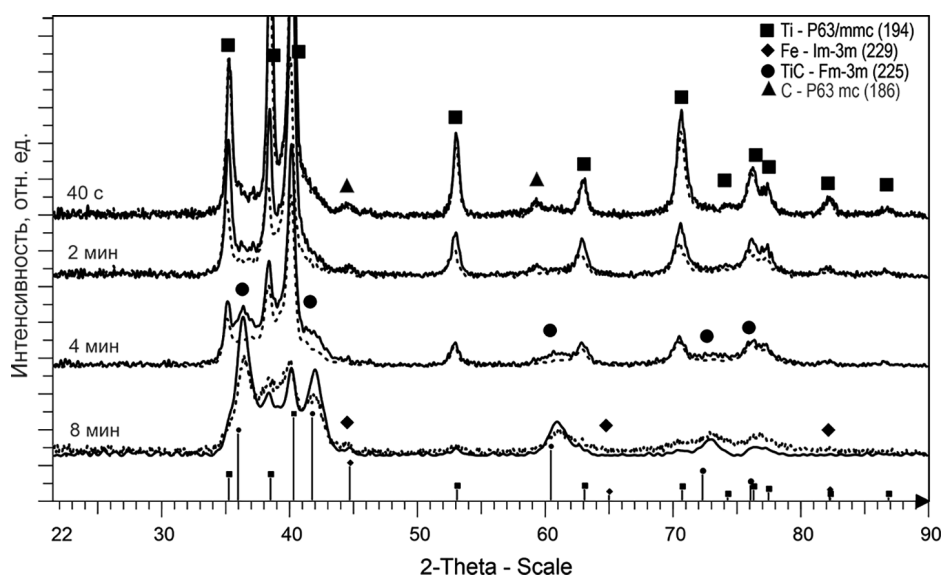


Рис. 1. Дифрактограммы продуктов МХС в смесях (Ti–C)–50Ti (сплошная линия) и (Ti–C)–70Ti (пунктирная линия)

Fig. 1. XRD of the MChS products in mixtures (Ti–C)–50Ti (solid line) and (Ti–C)–70Ti (dashed line)

Т а б л и ц а 2. Данные рентгеноструктурного анализа фаз механосинтезированных порошков реакционных смесей (Ti–C)–Ti

Table 2. X-ray structural phase analysis data of mechanically synthesized powders of reaction mixtures (Ti–C)–Ti

x, мас. % x, wt. %	Длительность МХС, мин Duration of MChS, min	TiC _y				xTi			
		Q, мас. % Q, wt. %	$a \pm 0,0001$, нм $a \pm 0.0001$, nm y	$L \pm 0,5$, нм $L \pm 0.5$, nm	e, %	Q, мас. % Q, wt. %	$V, \text{\AA}^3$	$L \pm 0,2$, нм $L \pm 0.2$, nm	e, %
50	0,7	–	–	–	–	92*	35,36	31	0,51
	2	0,2	0,4271 y = 0,47	6	–	98*	35,41	18	0,001
	4	24	0,4291 y = 0,52	8	2,64	76	35,56	13	0,003
	8	43	0,4292 y = 0,53	14	2,32	56	35,50	6	0,41
70	0,7	–	–	–	–	96*	35,32	27	0,41
	2	–	–	–	–	97*	35,78	14	0,001
	4	11	0,4277 y = 0,47	4	–	89	35,63	13	0,06
	8	28	0,4285 y = 0,47	7	1,75	72	35,79	5	0,001

Примечание: * – остальное углерод.

Note: * – the rest is carbon.

После 40 с МХС наблюдается измельчение исходных компонентов и их перемешивание. Размер кристаллитов титана снижается от 120 до 27–31 нм (табл. 2). На дифрактограммах, независимо от состава, в интервале углов $2\Theta = 35\text{--}43^\circ$ наблюдается гало и «хвост» в диапазоне $40\text{--}44^\circ$, которые могут быть обусловлены аморфным состоянием прослоек титан–углерод в зернограницных областях. Объем элементарной ячейки титана незначительно увеличивается (исходный $V_{\alpha\text{Ti}} = 35,30 \text{ \AA}^3$), что может быть связано с разупорядочением в структуре αTi и формированием дефектного состояния.

Остаточное количество углерода рентгенографически фиксируется вплоть до 2 мин МХС. В образце 50Ti с содержанием примерно 31 ат. % углерода обнаруживаются следы образующейся фазы нестехиометрического состава TiC_x , а сохраняющийся «хвост» также указывает на наличие аморфизированных зернограницных прослоек титана и углерода. В смеси 70Ti, содержащей примерно 20 ат. % углерода, уменьшение интенсивности «хвоста» в диапазоне $2\Theta = 40\text{--}44^\circ$ и рост объема решетки титана указывают на активацию объемной диффузии углерода с образованием пересыщенного твердого раствора $\alpha\text{Ti}(\text{C})$. Так, в объеме гексагональной решетки $P6/mmc$ (194) $V_{\alpha\text{Ti}} = 35,56 \text{ \AA}^3$ содержится 1,57 ат. % углерода, что соответствует его максимальной растворимости в решетке титана. После 2 мин МХС продукт имеет однофазный состав пересыщенного твердого раствора.

После 4 мин МХС порошков 50Ti с содержанием примерно 31 ат. % углерода фиксируется одновременное образование неупорядоченного карбида $\text{TiC}_{0,52}$ с размером кристаллитов 8 нм и твердого раствора $\alpha\text{Ti}(\text{C})$ с предельной растворимостью углерода с размером кристаллитов 13 нм, что указывает на ускорение реакции синтеза с формированием расплава титана. Так, экзотермический эффект реакции приводит к расчетной $T_{\text{ad}} \sim 2062 \text{ K}$, что выше температуры плавления титана. При содержании углерода примерно 20 ат. % (70Ti) уменьшение объема решетки твердого раствора титана и появление карбида $\text{TiC}_{0,47}$ с размером кристаллитов 4 нм указывают на твердофазный характер формирования карбида из пересыщенного твердого раствора. Расчетная $T_{\text{ad}} \sim 1568 \text{ K}$, что значительно ниже температуры плавления титана.

После 8 мин МХС в разбавленных реакционных смесях количество формируемого карбида титана приближается (табл. 1) к ожидаемому 50 и 30 мас. %. Однако образующийся карбид значительно обеднен углеродом. Определяемое значение C/Ti не превышает 0,53. Размер кристаллитов возрастает, а уровень микродеформаций ϵ снижается, что указывает на возможное некоторое упорядочение его структуры за счет диффузионных процессов или рекристаллизации. Стоит отметить, что точное определение содержания углерода в карбиде по параметру решетки в случае МСР затруднено, что обусловлено неупорядоченным состоянием карбида. Период кристаллической решетки карбида титана зависит от упорядоченности структуры, и в случае упорядоченного состояния он больше, чем период неупорядоченных карбидов при том же содержании углерода.

Таким образом, в разбавленных смесях титан–углерод механохимически могут быть синтезированы композиты обедненного углеродом карбида титана в аморфно-кристаллической матрице пересыщенного твердого раствора титана на основе αTi . В смеси 50Ti реализуется МСР в режиме горения при наличии жидкофазного состояния с образованием карбида титана, а в смеси 70Ti – твердофазное взаимодействие реагентов с образованием пересыщенного твердого раствора с последующим его распадом и образованием карбида титана. Длительность начала реакции t_{ign} находится в интервале 2–4 мин, как и в случае смеси стехиометрического состава [11], но скорость образования карбида для 70Ti замедляется (рис. 2).

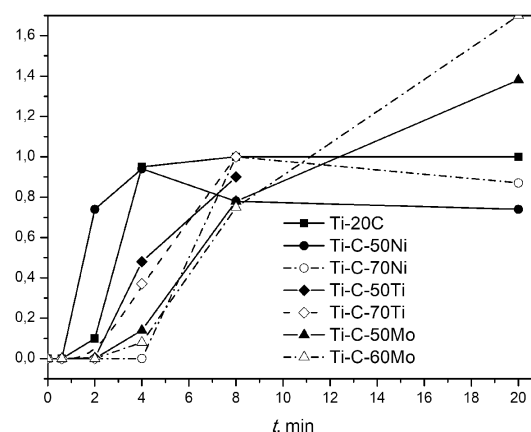


Рис. 2. Зависимость относительного количества фазы карбида α от длительности механохимического синтеза

Fig. 2. Dependence of the relative amount of the α carbide phase on the duration of mechanochemical synthesis

Система (Ti–C)–xNi. При значениях концентрации никеля $x = 50$ и 70 мас. % мольное содержание углерода и титана на образование карбида титана выше, чем для титановой матрицы, и, следовательно, общий тепловой эффект реакции выше. Адиабатическая температура достигает значений 2228 и 1728 К соответственно (табл. 1).

На рис. 3 и в табл. 3 представлены рентгенографические данные эволюции структуры синтезированного композита.

При механохимическом синтезе в реакционной смеси 50Ni появление значительного количества карбида титана (до 37 мас. %) фиксируется уже при 2 мин (рис. 3, табл. 3), при этом карбид

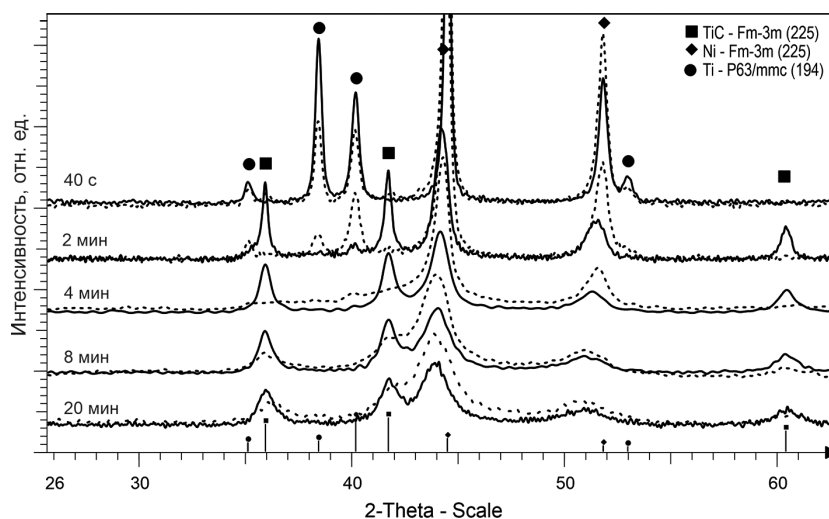


Рис. 3. Дифрактограммы продуктов механохимического синтеза в смесях (Ti–C)–50Ni (сплошная линия) и (Ti–C)–70Ni (пунктирная линия)

Fig. 3. XRD of the MChS products in mixtures (Ti–C)–50Ni (solid line) and (Ti–C)–70Ni (dashed line)

Т а б л и ц а 3. Данные рентгеноструктурного анализа фаз механосинтезированных порошков реакционных смесей (Ti–C)–xNi

Table 3. X-ray structural phase analysis data of mechanically synthesized powders of reaction mixtures (Ti–C)–xNi

x, мас. % x, wt. %	Длительность МХС, мин Duration of MChS, min	TiC _y				xNi			
		Q, мас. % Q, wt. %	$a \pm 0,0001$, нм $a \pm 0,0001$, nm y	$L \pm 0,5$, нм $L \pm 0,5$, nm	e, %	Q, мас. % Q, wt. %	$a \pm 0,0001$, нм $a \pm 0,0001$, nm	$L \pm 0,2$, нм $L \pm 0,2$, nm	e, %
50	40	—	—	—	—	64*	0,3528	48	0,4
	2	37	0,4326 y = 0,83	27	—	55*	0,3544	15	—
	4	47	0,4326 y = 0,83	15	—	53	0,3553	10	0,82
	8	35	0,4326 y = 0,83	19	1,49	65	0,3565	7	0,92
	20	38	0,4323 y = 0,78	23	1,88	62	0,3571	6	1,12
70	40	—	—	—	—	78*	0,3526	35	0,29
	2	—	—	—	—	78*	0,3527	23	0,41
	4	—	—	—	—	100	0,3527	9	0,11
	8	31	0,4318 y = 0,75	5	—	69	0,3571	6	—
	20	26	0,4306 y = 0,64	5	2,75	74	0,3576	4	0,35

Примечание: * – остальное титан.

Note: * – the rest is titanium.

титана имеет более высокое содержание углерода ($C/Ti = 0,83$) и больший размер кристаллитов (примерно 27 нм) относительно $(Ti-C)-Ti$, что указывает на значительный тепловой эффект реакции. В интервале до 4 мин реакция завершается, на дифрактограммах отсутствуют рефлексы исходных соединений, а фазовый состав представлен карбидом титана (47 мас. %) и никелем. Образование карбида титана в матрице никеля (при 50 мас. % Ni) проходит за то же время, что и в двойной системе $Ti-C$ стехиометрического состава – в течение 2 мин. Однако продолжительность индукционного периода реакции сокращается, и t_{ign} находится в интервале значений 40 с – 2 мин (рис. 2), что, наиболее вероятно, связано с появлением жидкой металлической фазы в зернограницных интерфейсах Ni/Ti . Температуры эвтектик системы $Ni-Ti$ существенно ниже температуры плавления титана ($T_{16,5\text{ ат. \% Ti}} = 1304\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{39\text{ ат. \% Ti}} = 1118\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{76\text{ ат. \% Ti}} = 942\text{ }^{\circ}\text{C}$) [14], что способствует появлению жидкой фазы и ускоряет дальнейший процесс синтеза. Одновременно с появлением карбида титана фиксируется увеличение параметра решетки никеля до $a = 0,3544 \pm 0,0001$ нм по сравнению с исходным Ni ($a = 0,3535$ нм), что связано с образованием твердого раствора титана в никеле. Адиабатическая температура реакции достаточно велика ($T_{ad} \sim 2228\text{ K}$) и способствует появлению расплава как никеля, так и титана. С увеличением длительности МХС до 20 мин значение параметра решетки никеля увеличивается до $a = 0,3571 \pm 0,0001$ нм, что может быть связано с увеличением растворимости титана в никеле до 13 ат. % или с растворением TiC .

В интервале 4–20 мин МХС количество рентгенографически регистрируемого карбида титана уменьшается, что обусловлено процессами вторичного структурообразования (измельчение или растворение карбида в матрице никеля). Размер кристаллитов никеля снижается от 48 до 6 нм. Содержание регистрируемого углерода в карбиде снижается от 0,83 до 0,78.

При увеличении содержания в смеси никеля до 70 мас. % интенсивность рефлексов исходной фазы титана с первых минут МХС снижается, и после 4 мин регистрируются лишь ее следы в виде сильно размытого гало в диапазоне углов $2\theta = 36\text{--}42^{\circ}$, однако в отличие от варианта с титановой матрицей параметр решетки никеля не изменяется, хотя кристаллиты никеля измельчаются до значений 9 нм. Можно высказать предположение о зернограницном распределении титана и углерода. Начало образования карбида титана t_{ign} и завершение реакции происходят в интервале 4–8 мин МХС. Его содержание достигает расчетного количества (примерно 31 %), и одновременно регистрируется образование пересыщенного твердого раствора на основе никеля. Можно предположить, что образование карбида титана происходит из зернограницной фазы. Адиабатическая температура $T_{ad} \sim T_m$ никеля, и появление расплава никеля возможно частично и с большей долей вероятности в граничных областях. Концентрация углерода в неупорядоченном карбиде титана в этом случае меньше ($C/Ti = 0,64\text{--}0,75$). В интервале длительности МХС 8–20 мин снижение концентрации карбида титана и увеличение параметра решетки никеля указывают на частичное растворение карбида с формированием аморфно-кристаллической структуры композита.

Таким образом, в смесях $(Ti-C)-xNi$ механохимически могут быть синтезированы композиты, состоящие из обедненного углеродом карбида титана в аморфно-кристаллической матрице пересыщенного твердого раствора на основе никеля, с содержанием никеля в пределах 50–70 мас. %. Формирование низкотемпературной эвтектики $Ni-Ti$ способствует появлению жидкой фазы и ускоряет дальнейший процесс синтеза. Увеличение концентрации никеля до 70 мас. % и снижение адиабатической температуры приводят к обеднению карбида углеродом до уровня, соответствующего составу $TiC_{0,64\text{--}0,75}$.

$(Ti-C)-xMo$. При значениях концентрации молибдена $x = 50$ и 70 мас. % ожидаемое молярное содержание карбида титана в композите TiC/Mo выше, чем в предыдущих смесях (табл. 1). Адиабатические температуры достигают значений 2838 и 2591 К соответственно. Достаточно высокие адиабатические температуры могут способствовать появлению расплава титана и твердых растворов $\beta Ti-Mo$. Молибден обладает высокой температурой плавления, теплопроводностью и является карбидообразующим элементом, однако энтальпия образования карбида молибдена MoC относительно TiC невелика ($\Delta H_{298} \approx -10\text{ кДж/моль}$).

На рис. 4 и в табл. 4 представлены рентгенографические и рентгеноструктурные данные эволюции структуры механохимически синтезированных композитов.

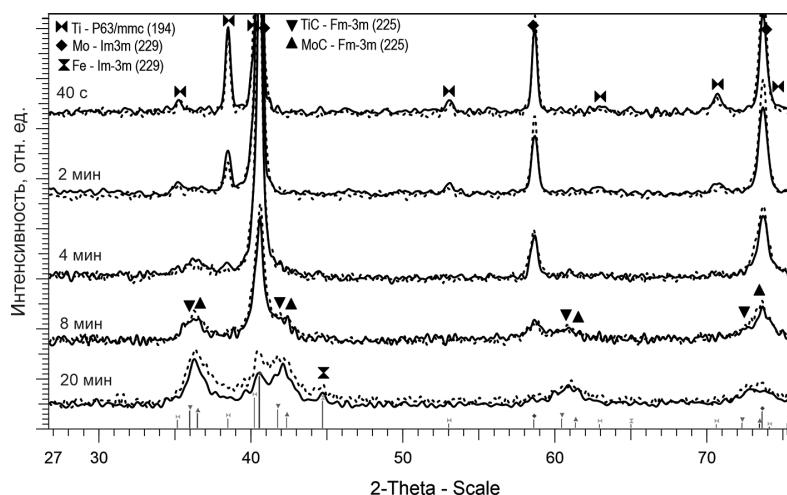


Рис. 4. Дифрактограммы продуктов механохимического синтеза в смесях (Ti–C)–50Mo (сплошная линия) и (Ti–C)–70Mo (пунктирная линия)

Fig. 4. XRD of the MChS products in mixtures (Ti–C)–50Mo (solid line) and (Ti–C)–70Mo (dashed line)

Т а б л и ц а 4. Данные рентгеноструктурного анализа фаз продуктов механохимического синтеза в смесях (Ti–C)–xMo

Table 4. X-ray structural phase analysis data of mechanically synthesized powders of reaction mixtures (Ti–C)–xMo

x, мас. % x, wt. %	Длительность МХС, мин Duration of MChS, min	(Ti, Mo)C				xMo			
		Q, мас. % Q, wt. %	$a \pm 0,0001$, нм $a \pm 0.0001$, nm	$L \pm 0,5$, нм $L \pm 0.5$, nm	e , %	Q, мас. % Q, wt. %	$a \pm 0,0001$, нм $a \pm 0.0001$, nm	$L \pm 0,2$, нм $L \pm 0.2$, nm	e , %
50	40	—	—	—	—	60*	0,3146	77	0,43
	2	—	—	—	—	54*	0,3147	52	0,51
	4	7**	0,4300	8	—	84	0,3147	34	0,36
	8	39	0,4317	11	2,29	61	0,3148	17	1,11
	20	69***	0,4292	13	2,4	25	0,3148	9	1,85
60	40	—	—	—	—	64*	0,3146	111	0,429
	2	—	—	—	—	73*	0,3147	44	0,39
	4	3**	0,4305	5	—	92	0,3148	24	1,67
	8	30	0,4303	7	2,02	70	0,3149	16	1,42
	20	68***	0,4289	6	0,01	28	0,3150	7	1,81

П р и м е ч а н и я: * — остальное титан, углерод; ** — остальное фазы MoC Fm-3m (225) и титан; *** — остальное Fe.
N o t e s: * — the rest are titanium, carbon; ** — the rest are MoC Fm-3m (225) phase and titanium; *** — the rest is Fe.

На начальных стадиях 40 с и 2 мин МХС происходит интенсивное измельчение исходных компонентов и их перемешивание, о чем свидетельствует снижение интенсивности рефлексов исходных компонентов. В отличие от титана и никеля молибден измельчается медленнее. Рентгенографически фаза α -Ti регистрируется и после 4 мин. Параметры решетки молибдена не изменяются. Гало в области $2\theta = 35\text{--}37^\circ$ может указывать на образование аморфно-кристаллических карбидов TiC и MoC (пр. гр. Fm-3m (225)) или смешанного карбида (Ti, Mo)C (пр. гр. Fm-3m (225)), параметры решетки которого занимают промежуточное значение между $a_{\text{TiC}} = 0,4327$ нм и $a_{\text{MoC}} = 0,4273$ нм. Кристаллическая структура карбида (Ti, Mo)C изоморфна с кубической структурой карбида титана TiC типа NaCl [15]. После 8 мин МХС увеличивается интенсивность широких рефлексов $2\theta = 35\text{--}37^\circ$ и $41\text{--}43^\circ$. Для их описания использована модель карбида $\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{C}$ с уточняемым параметром решетки $a = 0,42864$ нм, в которой атомы титана и молибдена поровну занимают позицию 4a, атомы С — позицию 2b. Из данных (табл. 4) следует, что количество определяемого карбида (Ti, Mo)C резко увеличивается до 30 и 40 мас. %. Параметры решетки молибдена лишь незначительно увеличиваются.

Можно предположить, что формированию карбида (Ti, Mo)C способствуют переход $\alpha \rightarrow \beta$ Ti при $T = 650^\circ\text{C}$ с образованием твердого раствора β Ti(Mo). Между Mo и β Ti образуется непрерывный ряд твердых растворов с монотонным ростом температуры плавления от 1670 до 2623 $^\circ\text{C}$. Адиабатическая температура реакции достигает $T_{\text{ad}} \sim 2838\text{ K}$, что указывает на возможность формирования жидкой фазы.

При 20 мин МХС рентгенографически определяемое количество смешанного карбида превышает ожидаемое количество карбида TiC (рис. 2), а содержание молибдена соответственно снижается. Определяемый параметр a карбида ниже, чем после 8 мин синтеза, и приближается к модельному составу $\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}_{0,5}\text{C}$, что указывает на повышение содержания молибдена в кристаллической структуре карбида. Параметр решетки молибдена увеличивается до 0,3150 нм, что указывает на возможное формирование твердого раствора Mo(Ti), содержащего до 20 ат. % титана. В составах определяется 4–6 мас. % Fe, появление которого обусловлено намолом из-за высокой твердости синтезируемых карбидов.

Таким образом, в процессе МХС экзотермических смесей Ti–C, разбавленных 50 и 60 мас. % Mo, время инициации t_{ign} синтеза карбида увеличивается от 2 до ~ 4 мин, а скорость образования карбида ниже относительно смесей с титаном и никелем и носит линейный характер (рис. 2). Время прохождения МСР увеличивается до 20 мин. Механосинтезированные композиты имеют аморфно-кристаллическую структуру матричного твердого раствора на основе молибдена в количестве 20–25 мас. % и включений смешанного карбида (Ti, Mo)C структурного типа NaCl. В силу того, что энтальпия образования карбида MoC относительно карбида титана невелика, логично предположить, что в первую очередь образуется карбид титана. Появление расплава твердых растворов β Ti–Mo в реакции с углеродом приводит к образованию смешанного карбида по механизму осаждения из расплава.

Заключение. Проведенные исследования показали, что механохимическим синтезом могут быть *in situ* получены металлматричные композиты в ходе протекания механостимулированных реакций между титаном и углеродом в матрицах тугоплавких карбидообразующих (титан и молибден) и некарбидообразующих (никель) металлов. Синтез карбидов реализуется при значительном разбавлении смесей матричными металлами от 50 до 70 мас. %. При этом синтез реализуется как в режиме горения с участием жидкой фазы, так и при твердофазном взаимодействии. Металлокерамические композиты составов $\text{TiC}_{0,53-0,47}/(\text{Ti})$, $\text{TiC}_{0,78-0,64}/(\text{Ni})$, (Ti, Mo)C/(Mo) характеризуются аморфно-кристаллическим строением. Снижение адиабатической температуры синтеза приводит к формированию обедненного углеродом карбида титана. Длительность периода инициации реакций находится в интервале 1–4 мин при синтезе в планетарной шаровой мельнице энергонапряженностью 7,0 Вт/г и завершается образованием композитов TiC/(Ti), TiC/(Ni) в течение 8 мин МХС и (Ti, Mo)C/(Mo) в течение 20 мин МХС. Наличие низкотемпературных эвтектик способствует сокращению периода инициации и ускорению протекания реакций.

Синтезируемые порошки высокотемпературных металлокерамических композитов могут быть использованы для получения жаропрочных и жаростойких материалов и покрытий.

Список использованных источников

1. Высокотемпературные композиционные материалы с металлической матрицей (обзор) / Р. В. Батиенков, Н. П. Бурковская, А. Н. Большакова, А. А. Худнев // Труды ВИАМ. – 2020. – Т. 6–7 (89). – С. 45–61. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61>
2. Development of Ni-base metal matrix composites by powder metallurgy hot isostatic pressing for space applications / A. Sergi, R. H. U. Khan, S. Irukuvarghula [et al.] // Advanced Powder Technology. – 2022. – Vol. 33, N 2. – Art. 103411. <https://doi.org/10.1016/j.apt.2021.103411>
3. Additive manufacturing of pure Mo and Mo+TiC MMC alloy by electron beam powder bed fusion / C. Rock, E. Lara-Curzio, B. Ellis [et al.] // JOM. – 2020. – N 72. – P. 4202–4213. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04442-8>
4. High-temperature synthesis of metal–matrix composites (Ni–Ti)–TiB₂ / V. Promakhov, A. Matveev, N. Schulz [et al.] // Applied Sciences. – 2021. – Vol. 11, N 5. – Art. 2426. <https://doi.org/10.3390/app11052426>
5. Takacs, L. Self-sustaining reactions induced by ball milling / L. Takacs // Progress in Materials Science. – 2002. – N 47. – P. 355–414. [https://doi.org/10.1016/s0079-6425\(01\)00002-0](https://doi.org/10.1016/s0079-6425(01)00002-0)
6. Механически стимулированные реакции в системах металл–оксид (карбид) / В. И. Жорник, Т. Ф. Григорьева, С. А. Ковалева [и др.] // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2022. – Т. 66, № 3. – С. 365–376. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2022-66-3-365-376>

7. *In-situ* formation of titanium carbide in copper-titanium-carbon system: A review / L. Guo, Ya. Yang, Yi. Du [et al.] // Powder Technology. – 2022. – Vol. 403. – Art. 117389. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117389>
8. Microstructure evolution of Cu–TiC composites with the change of Ti/C ratio / H. Ding, W. Chu, Q. Liu [et al.] // Results in Physics. – 2019. – Vol. 14. – Art. 102369. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102369>
9. Dudina, D. V. Synthesis of ceramic reinforcements in metallic matrices during spark plasma sintering: consideration of reactant/matrix mutual chemistry / D. V. Dudina, T. M. Vidyuk, M. A. Korchagin // Ceramics. – 2021. – N 4. – P. 592–599. <https://doi.org/10.3390/ceramics4040042>
10. Rapid mechanochemical synthesis of titanium and hafnium carbides / N. Lyakhov, T. Grigoreva, V. Šepelák [et al.] // Journal of Materials Science. – 2018. – Vol. 53. – P. 13584–13591. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-2450-x>
11. Oghenevweta, J. E. Study of reaction sequences during MSR synthesis of TiC by controlled ball milling of titanium and graphite / J. E. Oghenevweta, D. Wexler, A. Calka // Materials Characterization. – 2018. – Vol. 140. – P. 299–311. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.005>
12. Delogu, F. Activation of self-sustaining high-temperature reactions by mechanical processing of Ti–C powder mixtures / F. Delogu // Scripta Materialia. – 2013. – Vol. 69, N 3. – P. 223–226. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.03.033>
13. Studying the possibility of obtaining high-temperature composites via mechanochemical and electron-beam treatment / A. I. Ancharov, S. V. Vosmerikov, T. F. Grigoreva [et al.] // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2018. – Vol. 82, N 7. – P. 877–879. <https://doi.org/10.3103/s1062873818070055>
14. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М., 1996.
15. Бурков, П. В. Влияние содержания молибдена на структурные характеристики двойного карбида (Ti, Mo)C / П. В. Бурков, С. Н. Кульков // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2–2. – С. 55–61.

References

1. Batiukov R. V., Burkovskaya N. P., Bolshakova A. N., Khudnev A. A. High temperature metal matrix composite materials (review). *Trudy VIAM = Proceedings of VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), pp. 45–61 (in Russian). <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61>
2. Sergi A., Khan R. H. U., Irukuvarghula S., Meisnar M., Makaya A., Attallah M. M. Development of Ni-base metal matrix composites by powder metallurgy hot isostatic pressing for space applications. *Advanced Powder Technology*, 2022, vol. 33, no. 2, art. 103411. <https://doi.org/10.1016/j.appt.2021.103411>
3. Rock C., Lara-Curzio E., Ellis B., Ledford C., Leonard D. N., Kannan R., Kirka M., Horn T. Additive manufacturing of pure Mo and Mo+TiC MMC alloy by electron beam powder bed fusion. *JOM*, 2020, no. 72, pp. 4202–4213. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04442-8>
4. Promakhov V., Matveev A., Schulz N., Grigoriev M., Olisov A., Vorozhtsov A., Zhukov A., Klimenko V. High-temperature synthesis of metal–matrix composites (Ni–Ti)–TiB₂. *Applied Sciences*, 2021, vol. 11, no. 5, art. 2426. <https://doi.org/10.3390/app11052426>
5. Takacs L. Self-sustaining reactions induced by ball milling. *Progress in Materials Science*, 2002, vol. 47, no. 4, pp. 355–414. [https://doi.org/10.1016/s0079-6425\(01\)00002-0](https://doi.org/10.1016/s0079-6425(01)00002-0)
6. Zhornik V. I., Grigoreva T. F., Kovaliova S. A., Kiseleva T. Yu., Devyatkina E. T., Vosmerikov S. V., Veremey I. S., Lyakhov N. Z. Mechanically stimulated reactions in metal–oxide (carbide) systems. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2022, vol. 66, no. 3, pp. 365–376 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2022-66-3-365-376>
7. Guo L., Yang Ya., Du Yi., Sun H., Guo Z. In-situ formation of titanium carbide in copper-titanium-carbon system: A review. *Powder Technology*, 2022, vol. 403, art. 117389. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117389>
8. Ding H., Chu W., Liu Q., Wang H., Hao C., Jia H., Wang J., Ci T. Microstructure evolution of Cu–TiC composites with the change of Ti/C ratio. *Results in Physics*, 2019, vol. 14, art. 102369. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102369>
9. Dudina D. V., Vidyuk T. M., Korchagin M. A. Synthesis of ceramic reinforcements in metallic matrices during spark plasma sintering: consideration of reactant/matrix mutual chemistry. *Ceramics*, 2021, no. 4, pp. 592–599. <https://doi.org/10.3390/ceramics4040042>
10. Lyakhov N., Grigoreva T., Šepelák V., Tolochko B., Ancharov A., Vosmerikov S., Devyatkina E., Udalova T., Petrova S. Rapid mechanochemical synthesis of titanium and hafnium carbides. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53, pp. 13584–13591. <https://doi.org/10.1007/s10853-018-2450-x>
11. Oghenevweta J. E., Wexler D., Calka A. Study of reaction sequences during MSR synthesis of TiC by controlled ball milling of titanium and graphite. *Materials Characterization*, 2018, vol. 140, pp. 299–311. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.005>
12. Delogu F. Activation of self-sustaining high-temperature reactions by mechanical processing of Ti–C powder mixtures. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 69, no. 3, pp. 223–226. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.03.033>
13. Ancharov A. I., Vosmerikov S. V., Grigoreva T. F., Kosachev M. Yu., Semenov Yu. I. Studying the possibility of obtaining high-temperature composites via mechanochemical and electron-beam treatment. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2018, vol. 82, no. 7, pp. 877–879. <https://doi.org/10.3103/s1062873818070055>
14. Lyakishev N. P., ed. *Phase diagrams of binary metallic systems: reference book: in 3 volumes*. Moscow, 1996. (in Russian).
15. Burkov P. V., Kulikov S. N. Effect of molybdenum content on the structural characteristics of double carbide (Ti, Mo)C. *Polzunovskiy vestnik*, 2005, no. 2-2, pp. 55–61 (in Russian).

Информация об авторах

Витязь Петр Александрович – академик, д-р техн. наук, профессор. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: vitiaz@prezidium.bas-net.by. ORCID: 0000-0001-9950-2120.

Ковалева Светлана Анатольевна – канд. техн. наук, вед. науч. сотрудник. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: svetakov2021@gmail.com. ORCID: 0000-0001-7526-5044.

Жорник Виктор Иванович – д-р техн. наук, профессор, заведующий лабораторией. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси (ул. Академическая, 12, 220072, Минск, Республика Беларусь). E-mail: zhornikv@gmail.com. ORCID: 0000-0002-5915-0105.

Григорьева Татьяна Федоровна – д-р хим. наук, вед. науч. сотрудник. Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН (ул. Кутателадзе, 18, 630090, Новосибирск, Российская Федерация). E-mail: grig@solid.nsc.ru. ORCID: 0000-0002-7264-0862.

Ляхов Николай Захарович – академик РАН, д-р хим. наук, науч. руководитель. Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН (ул. Кутателадзе, 18, 630090, Новосибирск, Российская Федерация). E-mail: lyakhov@solid.nsc.ru. ORCID: 0000-0002-0934-365.

Information about the authors

Vityaz Pyotr A. – Academician, D. Sc. (Engineering), Professor. Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: vitiaz@prezidium.bas-net.by. ORCID: 0000-0001-9950-2120.

Kovaliova Svetlana A. – Ph. D. (Engineering), Leading Researcher. Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: svetakov2021@gmail.com. ORCID: 0000-0001-7526-5044.

Zhornik Viktor I. – D. Sc. (Engineering), Professor, Head of the Department. Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences of Belarus (12, Akademicheskaya Str., 220072, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: zhornikv@gmail.com. ORCID: 0000-0002-5915-0105.

Grigoreva Tatyana F. – D. Sc. (Chemistry), Leading Researcher. Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry of the SB of the RAS (18, Kutateladze Str., 630090, Novosibirsk, Russian Federation). E-mail: grig@solid.nsc.ru. ORCID: 0000-0002-7264-0862.

Lyakhov Nikolay Z. – Academician of the RAS, D. Sc. (Chemistry), Scientific Head. Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry of the SB of the RAS (18, Kutateladze Str., 630090, Novosibirsk, Russian Federation). E-mail: lyakhov@solid.nsc.ru. ORCID: 0000-0002-0934-365.