

НГТУ



НЭТИ

Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Исследование железоматричных композитов с карбидным упрочнением, полученных спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом

Геннадий Прибытков^{а, *}, Антон Барановский^б, Ирина Фирсина^с, Кирилл Акимов^д,
Владимир Кривопапов^е

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>, gapriby@mail.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0001-8800-4716>, nigalisha@gmail.com;

^с <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>, iris1983@yandex.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-3204-250X>, akimov_ko@ispms.ru;

^е <https://orcid.org/0009-0003-3224-1749>, krivopalov@ispms.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.164:544.332-971.2

История статьи:

Поступила: 04 марта 2024

Рецензирование: 18 марта 2024

Принята к печати: 25 марта 2024

Доступно онлайн: 15 июня 2024

Ключевые слова:

Титаниды железа

Углерод (сажа)

Порошковые смеси

Механоактивация

Спекание

Железоматричные композиты

Карбид титана

Фазовый состав

Финансирование

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-00106): «In situ синтез металломатричных композитов с субмикронной карбидной упрочняющей фазой».

АННОТАЦИЯ

Введение. Широко применяемый эффективным способом повышения износостойкости сталей и их сплавов является введение в структуру сплава дисперсных твердых частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов). Наибольший практический интерес представляют композиты с матрицей из сплавов на основе железа (стали и чугуны), упрочненных частицами карбида титана. Основными структурными характеристиками, которые определяют твердость и износостойкость этих композитов, являются объемная доля, дисперсность и морфология частиц упрочняющей карбидной фазы. Структура композитов зависит от способа их получения. Широко используются методы порошковой металлургии в сочетании с предварительной механоактивацией порошковых смесей. Ранее было установлено, что в механоактивированных порошковых смесях ферротитана FeTi_3SC_5 , состоящего на 82 % из соединения $(\text{Fe}, \text{Al})_2\text{Ti}$, и сажи П-803 идет реакция с образованием композита, согласно рентгеноструктурному анализу состоящего из стальной связки и карбида титана. Реакция синтеза карбида идет в твердофазном режиме при температурах горения 900...950 °С. Поэтому не происходит огрубления структуры за счет роста карбидных частиц, что характерно для реакций в присутствии жидкой фазы. Промышленный ферротитан содержит много примесей (кремний, алюминий и др.). **Целью настоящей работы** было исследовать фазовый состав и структуру продуктов взаимодействия титанидов железа Fe_2Ti и FeTi с углеродом в условиях реакционного спекания механоактивированных порошковых смесей и выявить возможность синтеза железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана. **Методы исследования.** Структуру и фазовый состав спеченных прессовок из механоактивированных порошков исследовали методами оптической металлографии, рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии (SEM) с определением элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). **Методика эксперимента.** Для приготовления реакционных смесей использовали интерметаллидные порошки, полученные спеканием в вакууме прессовок из порошковых смесей железа и титана двух составов: $2\text{Fe}+\text{Ti}$ и $\text{Fe}+\text{Ti}$. В интерметаллидные порошки добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы весь титан, находящийся в интерметаллидах, был связан в карбид. Полученные смеси с добавлением спирта обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице Activator 2S при 755 об/мин (40g). Из механоактивированных смесей прессовали цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, которые спекали в вакууме при температуре 1200 °С с изотермической выдержкой 60 минут. **Результаты и обсуждение.** Согласно результатам рентгеноструктурного анализа практически весь титан, содержащийся в титанидах железа, вступает в реакцию с углеродом с образованием карбида и восстановленного железа. Продукты спекания прессовок обоих составов содержат целевые фазы: карбид титана с признаками смещения его состава от эквивалентного в сторону титана и α -железо с параметрами решетки, близкими к справочным данным, а также незначительное количество других фаз. На электронномикроскопических изображениях (BSE) железная связка и карбид титана хорошо различимы благодаря тоновому контрасту: тяжелое железо более темное, чем карбид, состоящий из более легких элементов. Согласно результатам локального элементного анализа относительное содержание титана и углерода в карбиде действительно соответствует составу нестехиометрического карбида титана. **Заключение.** Спеканием механоактивированных порошковых смесей титанидов железа с углеродом (сажей) получены композиты, включающие карбид титана и альфа-железо. Гранулы композиционных порошков, полученные дроблением спеков, представляют интерес в качестве фидстоков для нанесения покрытий и в аддитивных технологиях, а также для получения плотных материалов другими методами компактирования: искровым плазменным спеканием (SPS) или горячим прессованием (HP).

Для цитирования: Исследование железоматричных композитов с карбидным упрочнением, полученных спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом / Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, И.А. Фирсина, К.О. Акимов, В.П. Кривопапов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 212–223. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-212-223.

Введение

Стали и большинство сплавов на основе никеля, меди, алюминия и других металлов, используемых в промышленности, имеют низкую износостойкость, в особенности при сухом тре-

*Адрес для переписки

Прибытков Геннадий Андреевич, д.т.н.,

главный научный сотрудник, доцент

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

пр. Академический, 2/4,

634055, Томск, Россия

Тел.: +7 913 860-04-49, e-mail: gapriby@mail.ru

нии и в условиях воздействия абразива. Эффективным способом повышения износостойкости, широко используемым на практике, является введение в структуру сплава дисперсных твердых частиц тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов). Полученный таким образом материал имеет структуру металломатричного композита с дисперсным упрочнением. Наибольший практический интерес представляют композиты с матрицей из сплавов на основе железа (стали и чугуны), упрочненных частицами карбида титана. Исследованию таких композитов посвящено огромное количество работ [1]. Ввиду невысокой пластичности металломатричных композитов с дисперсным упрочнением их применение в качестве конструкционных материалов ограничено. Поэтому такие композиты, в том числе композиты со связками на основе железа, применяются преимущественно для деталей, работающих в тяжелых условиях абразивного изнашивания.

Основными структурными характеристиками, которые определяют твердость и износостойкость этих композитов, являются объемная доля, дисперсность и морфология частиц упрочняющей карбидной фазы. Структура композитов зависит от способа их получения. При литейных способах в расплав вводят титан и углерод, которые при разливке и кристаллизации формируют карбидные включения в объеме стальной или чугунной матрицы. Для легирования расплава титаном и углеродом иногда используют кусковой материал (угольный кокс, чистый титан или лигатуры на основе титана) [2, 3]. Чаще используют прессовки из порошковых смесей титана и углерода, которые помещают в литейную форму и заливают стальным или чугунным расплавом [4, 5]. Карбидная фаза в структуре литых композитов представлена частицами округлой формы с размером от 1–3 до 10–15 мкм в зависимости от концентрации титана и углерода в расплаве и условий разливки (температуры расплава и литейной формы, скорости охлаждения, перемешивания и др.). Описаны попытки получения литых деталей с поверхностным слоем, упрочненным карбидными частицами. Для этого поверхность литейной формы покрывали суспензией из порошковой смеси титана и углерода. При заливке происходила пропитка обмазки расплавом с одновременным синтезом карбида титана [6, 7].

Гораздо чаще по сравнению с литейными используются порошковые технологии получения композитов со стальной матрицей, упрочненной частицами карбида титана. Наиболее простой способ – это свободное спекание прессовок из порошковых смесей карбида титана и сталей, которые часто заменяют механической смесью порошков железа и легирующих элементов [8–10]. Этот способ позволяет получать двухслойные или многослойные спеченные заготовки из прессовок, состоящих из слоев различного состава [11]. При замене порошка карбида титана смесью титана и углерода в процессе спекания происходит синтез карбида (реакционное спекание) [12]. Для получения связок из легированных сталей в смеси для прессования и спекания иногда добавляют порошки ферросплавов [13, 14]. Для уменьшения пористости спеченных прессовок и предотвращения роста карбидного зерна при изотермической выдержке применяют более сложные способы спекания, требующие специализированного оборудования: горячее прессование [15, 16] или искровое плазменное спекание [17, 18].

Наиболее производительным способом получения композитов «карбид титана – железная связка» является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в реакционных смесях титана, углерода и железа (или его сплавов). Многочисленные исследования продуктов синтеза в этих реакционных смесях посвящены термокинетическим характеристикам синтеза [19] и их влиянию на формирование структуры композита [20, 21]. Исследована дисперсность карбидных частиц, растущих из расплава-раствора в волне горения, их морфология и кристаллографические особенности роста [22, 23]. Исследован синтез как в волновом режиме горения, так и в режиме теплового взрыва [24–26].

Известно, что взаимодействие порошковых компонентов в реакционных смесях при синтезе резко интенсифицируется после механоактивации в высокоэнергетических мельницах [27]. Однако проведенные нами исследования показали, что влияние механоактивации на концентрационные пределы горения и инициируемость реакции синтеза в смесях Ti+C+Fe-сплав (высокохромистый чугун или быстрорежущая сталь) гораздо меньше ожидаемого [28]. Основной причиной, по нашему мнению, является металл связ-

ки, частично блокирующий реакцию поверхность «титан – углерод» и препятствующий реакции синтеза карбида. Устранить это можно заменой в реакционных смесях двух порошков (титана и металла-связки) порошком промежуточного соединения – титанида металла. Эффективность описанного подхода доказана нами на примере порошковых смесей ферротитана FTi35C5 , который на 82 % состоит из интерметаллида $(\text{Fe,Al})_2\text{Ti}$, и сажи П-803. Показано, что в механоактивированных порошковых смесях ферротитана и сажи идет реакция как в волновом режиме, так и в режиме теплового взрыва с образованием композита на основе карбида титана с 50 об. % связки из легированного феррита [29, 30]. Реакция синтеза идет в твердофазном режиме при температурах горения 900...950 °С. Благодаря низким температурам горения огрубления структуры не происходит, и карбидные частицы имеют субмикронный размер.

Поскольку промышленный ферротитан FTi35C5 содержит много примесей (кремний, алюминий), то *целью настоящей работы* было исследовать продукты реакционного взаимодействия в механоактивированных смесях титанидов железа (Fe_2Ti и FeTi) с углеродом (сажей) и выяснить возможность синтеза железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана.

Материалы и методика исследований

В качестве исходных порошковых материалов для синтеза композитов $\text{TiC}+\text{Fe}$ -связка использовали интерметаллидные порошки, полученные спеканием в вакууме прессовок при температуре 1250 °С с изотермической выдержкой 2 часа из механоактивированных смесей элементарных порошков двух составов: $2\text{Fe}+\text{Ti}$ (77,7 вес. % железа + 22,3 вес. % титана) и $\text{Fe}+\text{Ti}$ (63,6 вес. % железа + 36,4 вес. % титана). Подробная методика получения данных интерметаллидных порошков и ТУ исходных порошков описаны в [31]. Спеканием смеси $2\text{Fe}+\text{Ti}$ удалось получить однофазный интерметаллид Fe_2Ti , а продукт спекания прессовки из смеси $\text{Fe}+\text{Ti}$ согласно результатам рентгеноструктурного анализа содержал 82 об. % соединения Fe_2Ti и 18 об. % целевой фазы FeTi . Причиной преимущественного образования соединения Fe_2Ti является вдвое бóльшая отри-

цательная величина энтальпии образования соединения Fe_2Ti по сравнению с таковой для FeTi : –87,45 и –40,58 ккал/моль соответственно [32].

В интерметаллидные порошки с указанным выше фазовым составом добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы связать в карбид титана весь титан, содержащийся в интерметаллидах, а полученные смеси обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице Activator 2S при 755 об/мин (40g) с добавлением спирта, чтобы предотвратить налипание порошка на шары и стенки барабанов. Из механоактивированных смесей прессовали цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, которые спекали в вакууме при температуре 1200 °С с изотермической выдержкой 60 минут. Структуру и фазовый состав спеченных прессовок исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Германия), сканирующей электронной микроскопии (EVO 50, Zeiss, Германия) и рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-8Н, «Буревестник», Россия). Дифракционные картины регистрировались с использованием высокоскоростного детектора Mythen 2R1D в диапазоне углов $2\Theta = 35^\circ \dots 125^\circ$ с шагом $0,1^\circ$ и временем экспозиции 1 с в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Идентификацию фаз по результатам рентгеноструктурного анализа проводили с применением базы рентгеновских данных ASTM, а обработку первичных результатов – с использованием программ MAUD и «Качественный и количественный фазовый анализ по базе COD» (АО ИЦ «Буревестник», г. Санкт-Петербург).

Результаты и их обсуждение

Спеченные материалы

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа (рис. 1, табл. 1) продукты спекания прессовок обоих составов содержат целевые фазы: карбид титана, α -железо и следовое количество других фаз. Таким образом, практически весь титан, содержащийся в титанидах железа, прореагировал с углеродом с образованием карбида и восстановленного железа.

Относительное содержание карбида титана и железа в продуктах спекания, как и следовало ожидать, зависит от элементного соотношения

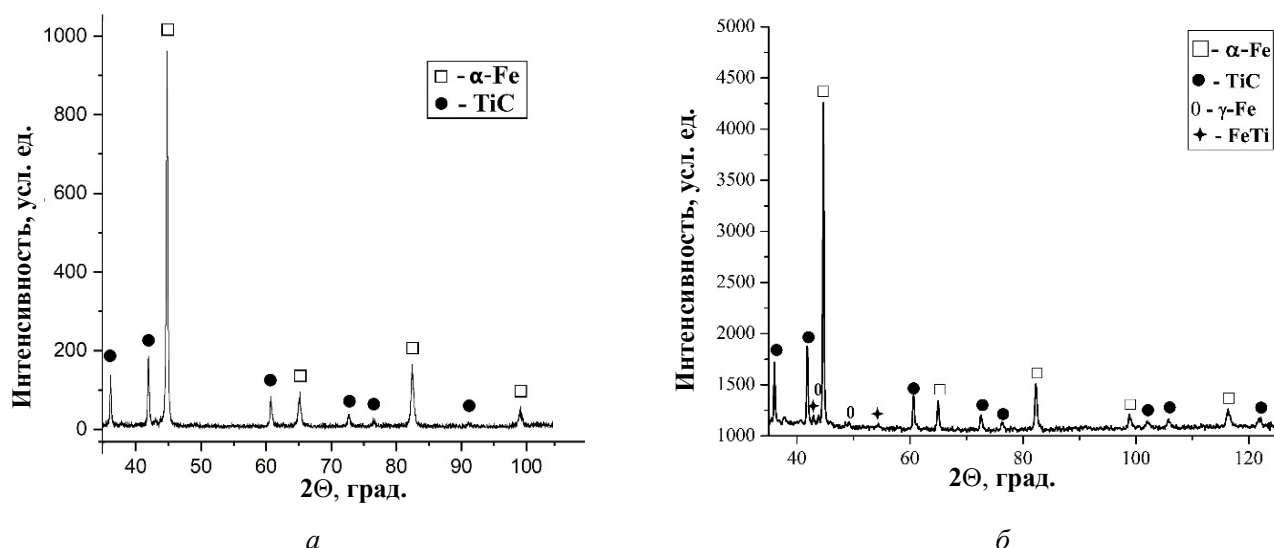


Рис. 1. Рентгенограммы прессовок, спеченных (1200 °С, 60 мин) из механоактивированных смесей $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ (а) и $\text{FeTi}+\text{C}$ (б)

Fig. 1. X-ray patterns of sintered compacts (1,200 °C, 60 min) from mechanically activated $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ (a) and $\text{FeTi}+\text{C}$ (б) mixtures

Таблица 1

Table 1

Относительное содержание фаз продуктов спекания прессовок из механоактивированных смесей
Phase composition (vol. %) of products of sintered compacts from mechanically activated $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ and $\text{FeTi}+\text{C}$ mixtures

№	Состав смеси / Mixture composition	Содержание фаз, об. % / Volume content of phases, %			Параметры решетки, нм / Lattice parameters, nm	
		TiC	α -Fe	Прочие / Others	TiC	α -Fe
1	$\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$	45	54	1,0 (Ti)	0,43173	0,28676
2	$\text{FeTi}+\text{C}$	57,3	40,3	0,8 (γ -Fe), 1,6 (FeTi)	0,43204	0,28696

в реакционных смесях, которое осталось неизменным в процессе синтеза. Параметр решетки карбида титана оказался немного меньше, чем справочные значения [33] для карбида эквиатомного состава (0,4327 нм), что является признаком смещения его состава от эквиатомного в сторону титана. Согласно равновесной диаграмме «титан – углерод» [34], карбид титана имеет широкую область гомогенности, простирающуюся от $\text{TiC}_{0,5}$ до TiC , а параметр кубической решетки уменьшается при удалении элементного состава карбида от эквиатомного [35, 36]. Параметр решетки α -железа оказался близок к справочному значению (0,2866 нм).

Микроструктура спеченных материалов приведена на рис. 2. При свободном спекании не удается получить плотный материал, и в плоскости

шлифа при оптическом увеличении (рис. 2, а, б) видны области размером от нескольких микрон до десятков микрон, разделенные заполненными смолой пораами. На электронномикроскопических изображениях (рис. 2, в, г) в обратно рассеянных электронах железная связка и карбид титана хорошо различимы благодаря тоновому контрасту: тяжелое железо выглядит светлее, чем карбид, состоящий из более легких элементов.

В табл. 1 мы обозначили под № 1 композит $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ и под № 2 – композит $\text{FeTi}+\text{C}$. В структуре композита состава № 1, имеющего большую объемную долю связки, карбидные включения микронного и субмикронного размера располагаются преимущественно в объеме связки (рис. 2, а, в). Из-за малого размера точно определить их элементный состав затрудни-

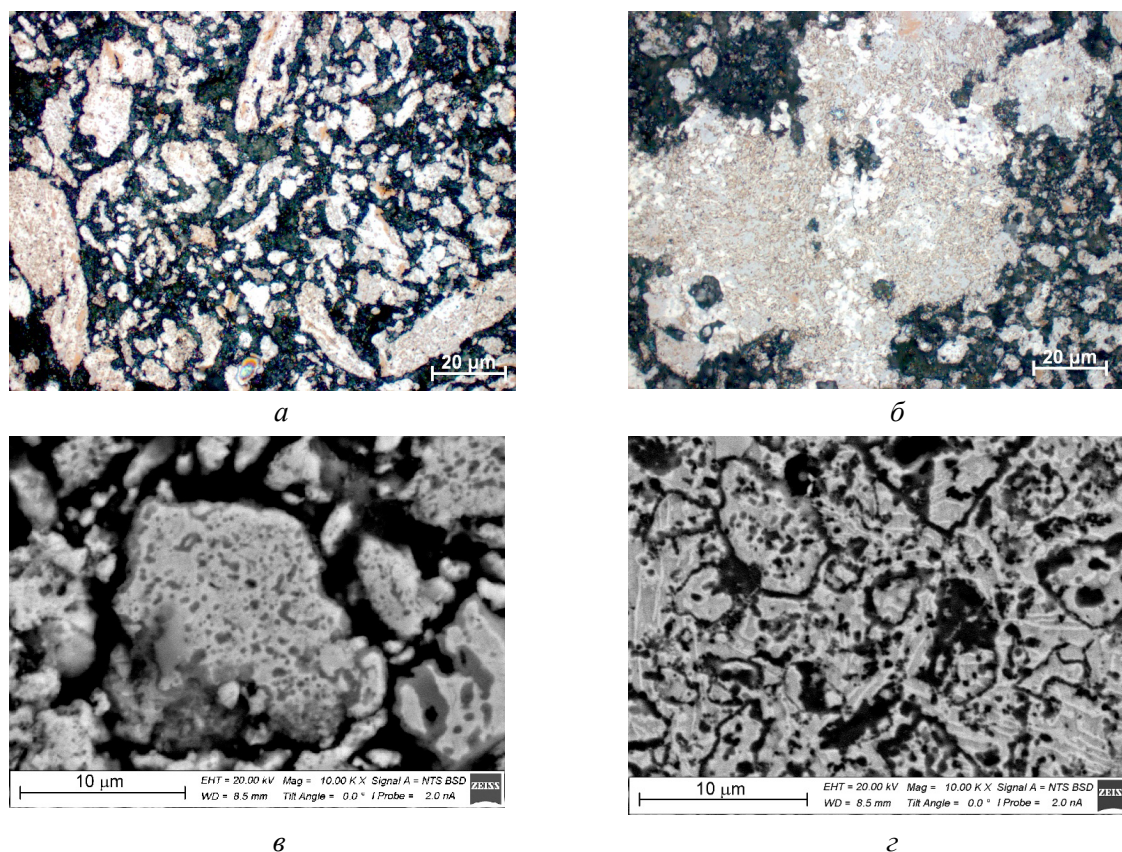


Рис. 2. Оптические (а, б) и электронномикроскопические (в, г) изображения микроструктуры прессовок, спеченных из механоактивированных смесей: $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ (а, в) и $\text{FeTi}+\text{C}$ (б, г)

Fig. 2. Optical (a, б) and SEM images (в, г) of the microstructure of sintered compacts from mechanically activated mixtures: $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ (а, в) and $\text{FeTi}+\text{C}$ (б, г)

тельно. Мелкодисперсную структуру композита состава № 2, содержащего большую объемную долю карбидной фазы, удастся различить только при большом увеличении (рис. 2, г). Субмикронные карбидные включения, так же как в композите № 1, располагаются в объеме связки (рис. 2, г), но, учитывая большую объемную долю карбидной фазы в композите № 2, часть из них, по-видимому, находится вне связки. В объеме связки на рис. 2, г видна вторая фаза в виде более светлых ламелей. Достоверно идентифицировать эту фазу не удалось. Возможно, что это ламели аустенита, слабые линии которого присутствуют на рентгенограмме (рис. 1, б).

Элементный состав связки в композите № 1 был оценен точечным анализом в немногочисленных областях, свободных от карбидных частиц (рис. 3). Согласно данным локального элементного анализа, приведенным в табл. 2, связка имеет значительное содержание углерода. Вероятная причина – увеличение растворимости углерода в альфа-железе под влиянием

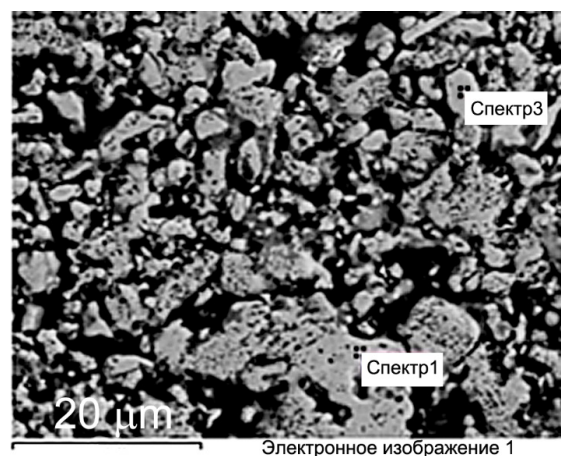


Рис. 3. Микроструктура композита, спеченного из механоактивированной смеси $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 3. Microstructure of a sintered composite from the mechanically activated $\text{Fe}_2\text{Ti}+\text{C}$ mixture (BSE-mode)

титана, который согласно равновесной диаграмме «железо – титан» [34] является сильным ферритообразователем. Титан резко сужает область

Элементный состав стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси Fe₂Ti+C (рис. 3)

Elemental composition of the steel binder in composites sintered from a mechanically activated Fe₂Ti+C mixture (Fig. 3)

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %		
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron
1	2,48	12,02	85,51
3	1,86	16,81	81,33

γ-Fe, а его максимальная растворимость в α-Fe превышает 10 ат. %. Другой причиной полученного нами повышенного содержания углерода в связке может быть недостаточная локальность электронно-зондового метода для определения элементного состава в малоразмерных областях.

Элементный состав связки в структуре композита № 2 (FeTi+C) также был оценен точечным EDX-анализом (рис. 4, табл. 3).

Согласно результатам локального элементного анализа (табл. 3) связка в композите № 2 содержит аномально много углерода. Одной из возможных причин может быть влияние титана на растворимость углерода в феррите. Однако, по нашему мнению, основной причиной завышения является недостаточная локальность электроннозондового метода для локального элементного анализа в мелкодисперсной композиционной структуре.

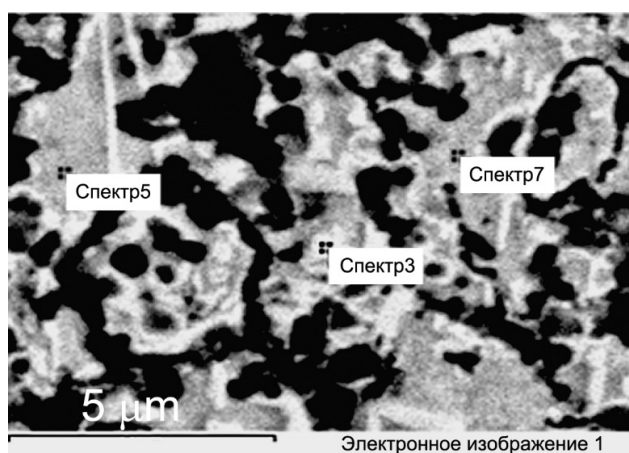


Рис. 4. Элементный анализ стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 4. EDX elemental analysis of the steel binder in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (BSE-mode)

Элементный состав стальной связки в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (рис. 4)

Elemental composition of the steel binder in composites sintered from a mechanically activated FeTi+C mixture (Fig. 4)

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %		
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron
5	3,25	46,67	50,09
3	4,15	48,63	47,21
7	7,87	46,80	45,32

По той же причине при локальном определении элементного состава мелких темных включений (рис. 5, табл. 4) в спектрах обнаруживается много железа, так как область, в которой индуцируется анализируемое рентгеновское излучение, превышает размер карбидных

включений. При этом относительное содержание титана и углерода в спектрах соответствует составу нестехиометрического карбида титана, и это дополнительно подтверждает, что темная фаза на BSE-изображениях является карбидом титана.

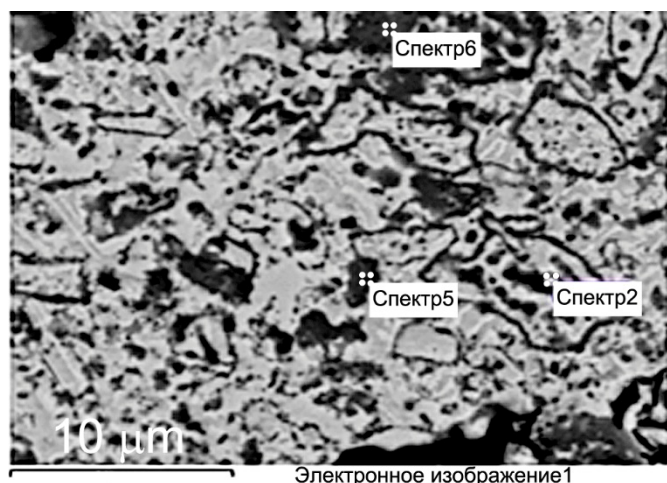


Рис. 5. Элементный анализ карбидных включений в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (электронномикроскопическое изображение в BSE-режиме)

Fig. 5. EDX elemental analysis of carbide inclusions in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (BSE-mode)

Таблица 4

Table 4

Элементный состав карбидных включений в композитах, спеченных из механоактивированной смеси FeTi+C (рис. 4)

Elemental composition of carbide inclusions in sintered composites from a mechanically activated FeTi+C mixture (Fig. 4)

Номер спектра / Number of spectra	Содержание элементов, ат. % / Content of elements, at. %			
	Титан / Titanium	Углерод / Carbon	Железо / Iron	Прочие / Others
6	59,80	32,90	7,30	–
5	43,57	32,16	24,27	–
2	34,64	30,16	21,87	13,34 (Кислород / Oxygen)

Закключение

Спеканием механоактивированных порошковых смесей титанидов железа с углеродом (сажей) получены композиты, включающие согласно результатам рентгеноструктурного анализа карбид титана и альфа-железо. В структуре композита, спеченного из смеси, содержащей интерметаллид Fe_2Ti , основная часть карбида локализована в виде дисперсных включений в объеме стальной связки. В композите, спеченном из смеси с интерметаллидом FeTi, объемная доля карбида в полтора раза превышает долю $\alpha\text{-Fe}$, поэтому металлическая фаза присутствует в структуре в виде механической смеси с карбидом титана. Ввиду дисперсности структуры композитов затруднено точное определение элементного состава структурных составляющих спеченных композитов методом электронно-зондового микроанализа.

Гранулы композиционных порошков, полученные дроблением спеков, представляют интерес в качестве фидстоков для нанесения покры-

тий и в аддитивных технологиях, а также для получения плотных материалов другими методами компактирования: искровым плазменным спеканием или горячим прессованием.

Список литературы

1. Review on TiC reinforced steel composites / K.I. Parashivamurthy, R.K. Kumar, S. Seetharamu, M.N. Chandrasekharaiah // Journal of Materials Science. – 2001. – Vol. 36 (18). – P. 4519–4530. – DOI: 10.1023/A:1017947206490.
2. Parashivamurthy K.I., Sampathkumaran P., Seetharamu S. Wear behavior of Fe–TiC composites // International Conference on Advances in Manufacturing Engineering – 2007, ICAME-2007 / Manipal Institute of Technology. – Manipal, Karnataka, India, 2007. – P. 73–78.
3. Srivastava A.K., Das K. The abrasive wear resistance of TiC and (Ti,W)C-reinforced Fe–17Mn austenitic steel matrix composites // Tribology International. – 2010. – Vol. 43 (5–6). – P. 944–950. – DOI: 10.1016/J.TRIBOINT.2009.12.057.
4. TiC–FeCr local composite reinforcements obtained in situ in steel casting / E. Olejnik, Ł. Szymański, P. Batóg, T. Tokarski, P. Kurtyka // Journal of Materials



Processing Technology. – 2020. – Vol. 275. – P. 116157. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.017.

5. Fabrication of in situ TiC locally reinforced manganese steel matrix composite via combustion synthesis during casting / S.W. Hu, Y.G. Zhao, Z. Wang, Y.G. Li, Q.C. Jiang // Materials and Design. – 2013. – Vol. 44. – P. 340–345. – DOI: 10.1016/j.matdes.2012.07.063.

6. TiC–Fe-based composite coating prepared by self-propagating high-temperature synthesis / S. He, X. Fan, Q. Chang, L. Xiao // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2017. – Vol. 48 (3). – P. 1748–1753. – DOI: 10.1007/s11663-017-0942-8.

7. Synthesis and mechanical properties of TiC–Fe interpenetrating phase composites fabricated by infiltration process / Y. Zheng, Y. Zhou, Y. Feng, X. Teng, S. Yan, R. Li, W. Yu, Z. Huang, S. Li, Z. Li // Ceramics International. – 2018. – Vol. 44 (17). – P. 21742–21749. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.08.268.

8. Effects of chromium and carbon content on microstructure and properties of TiC–steel composites / T. Lin, Y. Guo, Z. Wang, H. Shao, H. Lu, F. Li, X. He // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2018. – Vol. 72. – P. 228–235. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.037.

9. Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S. Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – Vol. 127 (2). – P. 131–139. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00113-9.

10. Akhtar F., Guo S.J. Microstructure, mechanical and fretting wear properties of TiC–stainless steel composites // Materials Characterization. – 2008. – Vol. 59 (1). – P. 84–90. – DOI: 10.1016/j.matchar.2006.10.021.

11. Akhtar F., Guo S. On the processing, microstructure, mechanical and wear properties of cermet/stainless steel layer composites // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55 (4). – P. 1467–1477. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.009.

12. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system / H. Zhu, K. Dong, H. Wang, J. Huang, J. Li, Z. Xie // Powder Technology. – 2013. – Vol. 246. – P. 456–461. – DOI: 10.1016/J.POWTEC.2013.06.002.

13. Wang J., Wang Y., Ding Y. Reaction synthesis of Fe–(Ti,V)C composites // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. – Vol. 197 (1–3). – P. 54–58. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.016.

14. Jing W., Yisan W., Yichao D. Production of (Ti,V) C reinforced Fe matrix composites // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 454–455. – P. 75–79. – DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.024.

15. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering / J. Lee, D. Lee, M.H. Song, W. Rhee, H.J. Ryu, S.H. Hong //

Journal of Materials Science and Technology. – 2018. – Vol. 34 (8). – P. 1397–1404. – DOI: 10.1016/j.jmst.2017.03.006.

16. A TiC χ reinforced Fe(Al) matrix composite using in-situ reaction / X. Chen, H. Zhain, W. Wang, S. Li, Z. Huang // Progress in Natural Science: Materials International. – 2013. – Vol. 23 (1). – P. 13–17. – DOI: 10.1016/j.pnsc.2013.01.002.

17. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering / B. Li, Y. Liu, H. Cao, L. He, J. Li // Materials Letters. – 2009. – Vol. 63 (23). – P. 2010–2012. – DOI: 10.1016/j.matlet.2009.06.026.

18. Fabrication and mechanical properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy composite by water atomization and spark plasma sintering / D. Yim, P. Sathiyamoorthi, S.-J. Hong, H.S. Kim // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 781. – P. 389–396. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.119 0925-8388.

19. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis / Z.Y. Fu, H. Wang, W.M. Wang, R.Z. Yuan // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 137 (1–3) – P. 30–34. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)01061-0.

20. Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И. Композиты на основе карбида титана, полученного методом технологического горения // Перспективные материалы. – 2011. – № 4. – С. 91–96.

21. Телена В.Т., Щербаков В.А., Щербаков А.В. Получение композита TiC–30 вес. % Fe методом электротеплового взрыва под давлением // Письма о материалах. – 2016. – Т. 6, № 4. – С. 286–289.

22. Study of formation behavior of TiC in the Fe–Ti–C system during combustion synthesis / M.X. Zhang, Q.D. Hu, B. Huang, J.Z. Li, J.G. Li // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2011. – Vol. 29 (3). – P. 356–360. – DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.01.001.

23. Formation and growth mechanism of TiC terraces during self-propagating high-temperature synthesis from a Fe–Ti–C system / M.X. Zhang, Q.D. Hu, Y.Q. Huo, B. Huang, J.G. Li // Journal of Crystal Growth. – 2012. – Vol. 355 (1). – P. 140–144. – DOI: 10.1016/j.jcrys-gro.2012.06.045.

24. Rahimi-Vahedi A., Adeli M., Saghaian H. Formation of Fe–TiC composite clad layers on steel using the combustion synthesis process // Surface and Coatings Technology. – 2018. – Vol. 347. – P. 217–224. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.086.

25. Characteristics of the combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // Journal Materials Science. – 1994. – Vol. 29 (19). – P. 4993–4998. – DOI: 10.1007/BF01151089.

26. Preparation of the Fe–TiC composites by thermal-explosion mode of combustion synthesis / A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie // *Ceramics International*. – 1997. – Vol. 23 (2). – P. 185–189. – DOI: 10.1016/S0272-8842(96)00022-3.
27. Ляхов Н.З., Талако Т.Л., Григорьева Т.Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. – Новосибирск: Параллель, 2008. – 168 с.
28. Extending the SHS combustion concentration limits in Ti+C+Fe powder mixtures by preliminary mechanical activation / A.V. Baranovskiy, G.A. Pribytkov, M.G. Krinitcyn, V.V. Homyakov, G.O. Dankovcev // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 25 (3). – P. 458–460. – DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.176.
29. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium–carbon black powder mixtures / G.A. Pribytkov, A.V. Baranovskiy, V.V. Korzhova, M.G. Krinitcyn // *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. – 2020. – Vol. 29 (1). – P. 61–63. – DOI: 10.3103/S1061386220010082.
30. Combustion synthesis in FeTi+C mechanically activated mixture / A.V. Baranivskiy, G.A. Pribytkov, V.V. Korzhova, E.N. Korosteleva // *AIP Conference Proceedings*. – 2022. – Vol. 2509. – P. 020017. – DOI: 10.1063/5.0084735.
31. Синтез интерметаллидов системы Ti–Fe из смесей элементарных порошков / Г.А. Прибытков, А.В. Барановский, В.В. Коржова, И.А. Фирсина, В.П. Кривопапов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2023. – Т. 25, № 3. – С. 126–136. – DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-126-136.
32. *Bartin I., Knacke O., Kubashevski O. Thermodynamical properties of inorganic substances. Supplement*. – Berlin: Springer-Verlag, 1977. – 861 p. – DOI: 10.1007/978-3-662-02293-1.
33. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.
34. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с. – ISBN 5-217-02688-X.
35. Современные инструментальные материалы на основе тугоплавких соединений: сборник научных трудов / ВНИИТС; под ред. Н.А. Кудри – М.: Металлургия, 1985. – 127 с.
36. *Zueva L.V., Gusev A.I. Effect of nonstoichiometry and ordering on the period of the basis structure of cubic titanium carbide // Physics of the Solid State*. – 1999. – Vol. 41 (7). – P. 1032–1038. – DOI: 10.1134/1.1130931.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov -

Metal Working and Material Science





Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov









Study of Fe-matrix composites with carbide strengthening, formed by sintering of iron titanides and carbon mechanically activated mixtures

Gennady Pribytkov^{a, *}, Anton Baranovskiy^b, Irina Firsina^c, Kirill Akimov^d, Vladimir Krivopalov^e

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, 2/4 pr. Akademicheskii, Tomsk, 634055, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8267-971X>,  gapribyt@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0001-8800-4716>,  nigalisha@gmail.com;

^c  <https://orcid.org/0000-0003-2253-0582>,  iris1983@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-3204-250X>,  akimov_ko@ispms.ru;

^e  <https://orcid.org/0009-0003-3224-1749>,  krivopalov@ispms.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 04 March 2024

Revised: 18 March 2024

Accepted: 25 March 2024

Available online: 15 June 2024

Keywords:

Iron titanides

Carbon (carbon black)

Powder mixtures

Mechanical activation

Sintering

Iron matrix composites

Titanium carbide

Phase composition

Funding

The work was supported by the Russian Science Foundation (project number 23-29-00106): “In situ synthesis of metal matrix composites with submicron carbide strengthening phase”.

ABSTRACT

Introduction. The addition of dispersed solid particles of refractory compounds (carbides, borides, silicides) to the structure of alloy is a widely used effective way to increase the wear resistance of steels and alloys. Composites with a matrix of iron-based alloys (steel and cast iron) strengthened by titanium carbide particles are of great practical interest. The main structural characteristics, which define hardness and wear resistance of the composites, are volume fraction, dispersion and morphology of the particles of the strengthening carbide phase. The structure of composites depends on the method of its preparation. The methods of powder metallurgy combined with preliminary mechanical activation of powder mixtures have become widespread. It is previously established that in mechanically activated powder mixtures of $FTi_{35}S_5$ ferrotitanium, consisting of 82 % of $(Fe,Al)_2Ti$ phase, and $P-803$ carbon black, a reaction occurs with the formation of a composite consisting of a steel binder and titanium carbide. The synthesis reaction of carbides occurs in a solid-phase mode at combustion's temperatures of 900–950 °C. Therefore, there is no coarsening of the structure due to the growth of carbide particles, which is typical for reactions in the presence of a liquid phase. $FTi_{35}S_5$ alloy contains a plenty of impurities (silicon, aluminum and etc). **The purpose of the work** is to investigate the phase composition and structure of the products of the interaction of Fe_2Ti and $FeTi$ iron titanides with carbon under the conditions of reaction sintering of mechanically activated powder mixtures and to determine the possibility of synthesizing iron-matrix composites strengthened with submicron titanium carbide particles. **Research methods.** The structure and phase composition of sintered compacts from mechanically activated powders were studied by optical metallography, X-ray diffraction (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) using determination of the elemental composition by energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX). **Experimental technique.** The reaction mixtures were prepared using intermetallic powders obtained by vacuum sintering of compacts from iron and titanium powder mixtures of $2Fe+Ti$ and $Fe+Ti$ compositions. Carbon black was added to the intermetallic powders to convert all the titanium contained in the intermetallic compounds into carbide. The titanides – carbon black mixtures were processed by an *Activator 2S* planetary ball mill for 10 min milling time at a rotation speed of 755 rpm (40g). The mechanically activated mixtures were cold compacted into cylindrical samples with a diameter of 20 mm, which were sintered in vacuum at a temperature of 1,200 °C and an isothermal holding time of 60 minutes. **Results and discussion.** According to the results of X-ray diffraction analysis, almost all titanium contained in iron titanides reacts with carbon to form carbide and reduced iron. The sintering products of compacts of both compositions contain target phases: titanium carbide with a slight shift from the equiatomic ratio and α -iron, which has the lattice parameters close to the reference data, and also a few of other phases. The titanium carbide particles in the iron binder were identified on the back-scattered electron (BSE) images due to the tonal contrast: the heavy iron appears darker against the carbide, which is composed of lighter elements. According to EDX analysis, the relative content of titanium and carbon in the carbide particles indeed corresponds to the composition of non-stoichiometric titanium carbide. **Conclusion.** The composites including titanium carbide and α -iron binder were obtained by sintering of iron titanides and carbon (carbon black) mechanically activated powder mixtures. The granules of composite powders obtained by crushing of sintered compacts are of interest as feedstocks for wear-resistant coatings and additive technologies, as well as for manufacturing of dense materials by other compaction methods: spark plasma sintering (SPS) or hot pressing (HP).

For citation: Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Firsina I.A., Akimov K.O., Krivopalov V.P. Study of Fe-matrix composites with carbide strengthening, formed by sintering of iron titanides and carbon mechanically activated mixtures. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 2, pp. 212–223. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.2-212-223. (In Russian).

* Corresponding author

Pribytkov Gennady A., D.Sc. (Engineering),
 Associate Professor, General Researcher
 Institute of Strength Physics and Materials Science
 of Siberian Branch Russian Academy of Sciences,
 2/4 pr. Akademicheskii,
 634055, Tomsk, Russian Federation
Tel.: +7 913 860-04-49, **e-mail:** gapribyt@mail.ru

References

1. Parashivamurthy K.I., Kumar R.K., Seetharamu S., Chandrasekharaiah M.N. Review on TiC reinforced steel composites. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36 (18), pp. 4519–4530. DOI: 10.1023/A:1017947206490.
2. Parashivamurthy K.I., Sampathkumaran P., Seetharamu S. Wear behavior of Fe–TiC composites. *International Conference on Advances in Manufacturing Engineering – 2007, ICAME-2007*, Manipal Institute of Technology, Manipal, Karnataka, India, 2007, pp. 73–78.
3. Srivastava A.K., Das K. The abrasive wear resistance of TiC and (Ti,W)C-reinforced Fe–17Mn austenitic steel matrix composites. *Tribology International*, 2010, vol. 43 (5–6), pp. 944–950. DOI: 10.1016/J.TRIBOINT.2009.12.057.
4. Olejnik E., Szymański Ł., Batóg P., Tokarski T., Kurtyka P. TiC–FeCr local composite reinforcements obtained in situ in steel casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, vol. 275, p. 116157. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.03.017.
5. Hu S.W., Zhao Y.G., Wang Z., Li Y.G., Jiang Q.C. Fabrication of in situ TiC locally reinforced manganese steel matrix composite via combustion synthesis during casting. *Materials and Design*, 2013, vol. 44, pp. 340–345. DOI: 10.1016/j.matdes.2012.07.063.
6. He S., Fan X., Chang Q., Xiao L. TiC–Fe-based composite coating prepared by self-propagating high-temperature synthesis. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2017, vol. 48 (3), pp. 1748–1753. DOI: 10.1007/s11663-017-0942-8.
7. Zheng Y., Zhou Y., Feng Y., Teng X., Yan S., Li R., Yu W., Huang Z., Li S., Li Z. Synthesis and mechanical properties of TiC–Fe interpenetrating phase composites fabricated by infiltration process. *Ceramics International*, 2018, vol. 44 (17), pp. 21742–21749. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.08.268.
8. Lin T., Guo Y., Wang Z., Shao H., Lu H., Li F., He X. Effects of chromium and carbon content on microstructure and properties of TiC–steel composites. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 72, pp. 228–235. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2017.12.037.
9. Persson P., Jarfors A.E.W., Savage S. Self-propagating high-temperature synthesis and liquid-phase sintering of TiC/Fe composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, vol. 127 (2), pp. 131–139. DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00113-9.
10. Akhtar F., Guo S.J. Microstructure, mechanical and fretting wear properties of TiC–stainless steel composites. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59 (1), pp. 84–90. DOI: 10.1016/j.matchar.2006.10.021.
11. Akhtar F., Guo S. On the processing, microstructure, mechanical and wear properties of cermet/stainless steel layer composites. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55 (4), pp. 1467–1477. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.009.
12. Zhu H., Dong K., Wang H., Huang J., Li J., Xie Z. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system. *Powder Technology*, 2013, vol. 246, pp. 456–461. DOI: 10.1016/J.POWTEC.2013.06.002.
13. Wang J., Wang Y., Ding Y. Reaction synthesis of Fe–(Ti,V)C composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 197 (1–3), pp. 54–58. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.06.016.
14. Jing W., Yisan W., Yichao D. Production of (Ti,V)C reinforced Fe matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 454–455, pp. 75–79. DOI: 10.1016/j.msea.2006.11.024.
15. Lee J., Lee D., Song M.H., Rhee W., Ryu H.J., Hong S.H. In-situ synthesis of TiC/Fe alloy composites with high strength and hardness by reactive sintering. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34 (8), pp. 1397–1404. DOI: 10.1016/j.jmst.2017.03.006.
16. Chen X., Zhain H., Wang W., Li S., Huang Z. A TiC χ reinforced Fe(Al) matrix composite using in-situ reaction. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2013, vol. 23 (1), pp. 13–17. DOI: 10.1016/j.pnsc.2013.01.002.
17. Li B., Liu Y., Cao H., He L., Li J. Rapid fabrication of in situ TiC particulates reinforced Fe-based composites by spark plasma sintering. *Materials Letters*, 2009, vol. 63 (23), pp. 2010–2012. DOI: 10.1016/j.matlet.2009.06.026.
18. Yim D., Sathiyamoorthi P., Hong S.-J., Kim H.S. Fabrication and mechanical properties of TiC reinforced CoCrFeMnNi high-entropy alloy composite by water atomization and spark plasma sintering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 781, pp. 389–396. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.119 0925-8388.
19. Fu Z.Y., Wang H., Wang W.M., Yuan R.Z. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, vol. 137 (1–3), pp. 30–34. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)01061-0.
20. Fadin V.V., Kolubaev A.V., Aleutdinova M.I. Kompozity na osnove karbida titana, poluchennogo metodom tekhnologicheskogo goreniya [Carbide titanium based composites, obtained by combustion process]. *Perspektivnye materialy = Journal of Advanced Materials*, 2011, no. 4, pp. 91–96. (In Russian).



21. Telepa V.T., Shcherbakov V.A., Shcherbakov A.V. TiC–30 wt % Fe composite by pressure-assisted electro-thermal explosion. *Letters on materials*, 2016, vol. 6 (4), pp. 286–289. DOI: 10.22226/2410-3535-2016-4-286-289. (In Russian).
22. Zhang M.X., Hu Q.D., Huang B., Li J.Z., Li J.G. Study of formation behavior of TiC in the Fe–Ti–C system during combustion synthesis. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2011, vol. 29 (3), pp. 356–360. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2011.01.001.
23. Zhang M.X., Hu Q.D., Huo Y.Q., Huang B., Li J.G. Formation and growth mechanism of TiC terraces during self-propagating high-temperature synthesis from a Fe–Ti–C system. *Journal of Crystal Growth*, 2012, vol. 355 (1), pp. 140–144. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2012.06.045.
24. Rahimi-Vahedi A., Adeli M., Saghaian H. Formation of Fe–TiC composite clad layers on steel using the combustion synthesis process. *Surface and Coatings Technology*, 2018, vol. 347, pp. 217–224. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.04.086.
25. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Characteristics of the combustion synthesis of TiC and Fe–TiC composites. *Journal Materials Science*, 1994, vol. 29 (19), pp. 4993–4998. DOI: 10.1007/BF01151089.
26. Saidi A., Chrysanthou A., Wood J.V., Kellie J.L.F. Preparation of the Fe–TiC composites by thermal-explosion mode of combustion synthesis. *Ceramics International*, 1997, vol. 23 (2), pp. 185–189. DOI: 10.1016/s0272-8842(96)00022-3.
27. Lyakhov N.Z., Talako T.L., Grigor'eva T.F. *Vliyanie mekhanoaktivatsii na protsessy fazo- i strukturoobrazovaniya pri samorasprostranyayushchemsya vysokotemperaturnom sinteze* [Influence of mechanical activation on the processes of phase and structure formation during self-propagating high-temperature synthesis]. Novosibirsk, Parallel' Publ., 2008. 168 p.
28. Baranovskiy A.V., Pribytkov G.A., Krinitcyn M.G., Homyakov V.V., Dankovcev G.O. Extending the SHS combustion concentration limits in Ti+C+Fe powder mixtures by preliminary mechanical activation. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 25 (3), pp. 458–460. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.12.176.
29. Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G. Mechanoactivated SHS in ferrotitanium–carbon black powder mixtures. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2020, vol. 29 (1), pp. 61–63. DOI: 10.3103/S1061386220010082.
30. Baranivskiy A.V., Pribytkov G.A., Korzhova V.V., Korosteleva E.N. Combustion synthesis in FeTi+C mechanically activated mixture. *AIP Conference Proceedings*, 2022, vol. 2509, p. 020017. DOI: 10.1063/5.0084735.
31. Pribytkov G.A., Baranovskiy A.V., Korzhova V.V., Firsina I.A., Krivopalov V.P. Synthesis of Ti–Fe intermetallic compounds from elemental powders mixtures. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2023, vol. 25, no. 3, pp. 126–136. DOI: 10.17212/1994-6309-2023-25.3-126-136. (In Russian).
32. Bardin I., Knacke O., Kubashevski O. *Thermodynamical properties of inorganic substances. Supplement*. Berlin, Springer-Verlag, 1977. 861 p. DOI: 10.1007/978-3-662-02293-1.
33. Kosolapova T.Ya., ed. *Svoistva, poluchenie i primeneniye tugoplavkikh soedinenii* [Properties, production and use of refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 928 p.
34. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem. V. 3 t. T. 1* [Phase diagrams of binary metal systems. In 3 vol. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p. ISBN 5-217-02688-X.
35. Kudrya N.A., ed. *Sovremennye instrumental'nye materialy na osnove tugoplavkikh soedinenii* [Modern tool materials based on refractory compounds]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 127 p.
36. Zueva L.V., Gusev A.I. Effect of nonstoichiometry and ordering on the period of the basis structure of cubic titanium carbide. *Physics of the Solid State*, 1999, vol. 41 (7), pp. 1032–1038. DOI: 10.1134/1.1130931.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).