

УДК 621.76266.017

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ В СИСТЕМЕ Ti–V–Fe С ДОБАВКОЙ AlN

© 2022 г. Д. Ю. Ковалев¹, А. В. Болоцкая¹, *, М. В. Михеев¹¹Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, ул. Академика Осипяна, 8, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

*e-mail: moon@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 18.02.2022 г.

После доработки 14.06.2022 г.

Принята к публикации 21.06.2022 г.

Проведены исследования фазового состава и структуры металлокерамических материалов, полученных при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе порошковой смеси $41\text{Ti} + 41\text{V} + 18\text{Fe}$ (ат. %) с добавкой наноразмерного AlN. Представлены результаты по динамике фазообразования при горении исследуемых составов методом времяразрешающей рентгеновской дифракции. Показано, что без AlN формируется материал на основе интерметаллида FeTi и упрочняющей фазы TiV₂. Добавка в базовую смесь 5 мас. % AlN приводит к изменению фазового состава материала. Формируется интерметаллидная матрица FeTi–(FeAl)₂Ti, упрочненная фазами TiV₂ и TiN.

Ключевые слова: бориды титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, система Ti–V–Fe, нитрид алюминия

DOI: 10.31857/S0002337X2208005X

ВВЕДЕНИЕ

Металлокерамические композиционные материалы (МКМ) на основе боридов титана и металлической матрицы представляют интерес в качестве конструкционных и функциональных материалов благодаря их механическим свойствам и химической стабильности [1]. Боридные фазы обеспечивают значительные твердость, удельную прочность и модуль упругости, а благодаря металлической фазе МКМ обладают высокими пластичностью и ударной вязкостью [2]. Существуют две группы МКМ на основе боридов титана: TiV₂–MB и TiV–MB (MB – металлическая связка, metal binder). В случае композитов TiV–MB в качестве металлической связки преимущественно используется Ti [3–6] или его сплавы [7]. Достоинством двухфазной системы TiV–Ti является ее термодинамическая стабильность и близость коэффициентов термического расширения TiV и Ti: 7.2×10^{-6} и $8.2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно. Однако при использовании боридных МКМ в качестве износостойких покрытий, эксплуатируемых в условиях повышенных температур, более предпочтительным является упрочнение фазой TiV₂, твердость ($H_V \sim 25\text{--}34$ ГПа) и модуль упругости ($E \sim 540\text{--}570$ ГПа) [8] которой существенно превышают твердость ($H_V \sim 18$ ГПа) и модуль упругости ($E \sim 370\text{--}425$ ГПа) TiV [9].

Синтез боридных МКМ проводят преимущественно методами порошковой металлургии, в результате получают композиционные порошки или компактные изделия. Классическими методами синтеза являются горячее изостатическое прессование (HIP) [10] и плазменное искровое спекание (SPS) [11]. Относительно недавно стали развиваться аддитивные DED (directed energy deposition) технологии получения МКМ. Для получения боридных МКМ широко используется метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [4, 12–16] и его совмещение с экструзией, проводимой непосредственно во время синтеза [5]. В результате совмещения процесса СВС с высокотемпературной деформацией получают плотные длинномерные металлокерамические электроды для нанесения износостойких покрытий.

Улучшение эксплуатационных характеристик боридных МКМ возможно путем введения модифицирующих наноразмерных добавок. Модифицирование дисперсными добавками тугоплавких соединений может приводить как к измельчению зеренной структуры МКМ, так и к формированию новых упрочняющих фаз при взаимодействии добавки с металлической матрицей. Этот эффект был обнаружен при модифицировании МКМ Ti–TiV, полученного методом СВС, при введении в исходную шихту наноразмерного порошка Si₃N₄

Таблица 1. Характеристики исходных порошков

Порошок	Марка	Содержание основного вещества, не менее, мас. %	Содержание О, мас. %	Размер частиц основной фракции, мкм
Ti	ПТОМ-1	98.8	—	45
B	Б-99А	99.5	0.3	20
Fe	Р-10	97	0.2	25
AlN	СВС-Аз	97	0.05	0.08–0.1

[17]. Было установлено, что добавление 5 мас. % Si_3N_4 приводит к образованию TiN и Ti_5Si_3 в результате взаимодействия расплава Ti с Si_3N_4 . Аналогичный подход, заключающийся в модифицировании боридного МКМ $\text{TiB}_2\text{—FeTi}$ наноразмерным AlN , был использован в настоящей работе. Идея использования AlN в качестве модификатора при СВС в системе Ti—B—Fe заключается в разложении AlN в волне горения с образованием дисперсных включений TiN , являющихся наряду с TiB_2 дополнительной упрочняющей фазой. Кроме того, ожидается, что Al войдет в состав металлической матрицы FeTi , повышая ее пластичность.

Целью работы было установление возможности получения МКМ $\text{TiB}_2\text{—FeTi}$ методом СВС из порошковой смеси элементов и исследование влияния на структуру и фазовый состав материала добавки наноразмерного порошка AlN .

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ

Система $\text{TiB}_2\text{—Ti}$ является термодинамически неустойчивой, т.е. двухфазная область одновременного существования TiB_2 и Ti отсутствует на диаграмме состояний (рис. 1) [18]. В результате при высокой температуре происходит реакция $\text{TiB}_2 + \text{Ti} \rightarrow 2\text{TiB}$. Вследствие этого в качестве связки для зерен TiB_2 используют металлы или сплавы: Fe [7, 18–23], FeMo [24, 25], Ni [26, 27], NiCr [28], FeCr [29], FeAl [30]. Система Ti—B—Fe является базовой платформой для разработки износостойких МКМ с упрочняющей фазой TiB_2 . Согласно [31], частицы TiB_2 хорошо смачиваются расплавом Fe (краевой угол смачивания составляет $15^\circ\text{—}20^\circ$) по сравнению с оксидной и карбидной керамикой. Кроме того, коэффициенты термического расширения TiB_2 [32] и Fe [33] близки (7.3×10^{-6} и $8.2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно), что обеспечивает высокую стойкость к термоудару. Важным преимуществом системы Ti—B—Fe является существование двухфазных областей $\text{TiB}_2\text{—Fe}$, $\text{TiB}_2\text{—Fe}_2\text{Ti}$ и $\text{TiB}_2\text{—TiFe}$ (рис. 1) [34], т.е. фазы в псевдобинарных системах $\text{TiB}_2\text{—MB}$ термодинамически стабильны при любом соотношении керамического и металлического компонентов. Большинство исследований сплавов $\text{TiB}_2\text{—MB}$ проводи-

лось на псевдобинарной системе $\text{TiB}_2\text{—Fe}$ [7, 19–23]. Однако не менее перспективными с точки зрения повышенных механических свойств являются двухфазные сплавы $\text{TiB}_2\text{—FeTi}$ и $\text{TiB}_2\text{—Fe}_2\text{Ti}$. Несмотря на меньшую пластичность интерметаллидных соединений FeTi и Fe_2Ti по сравнению с Fe , износостойкость таких сплавов, где они служат матрицей, будет существенно выше, что позволит улучшить трибологические свойства покрытий из МКМ на основе TiB_2 и интерметаллидов системы Ti—Fe . Поэтому одной из задач работы было получение МКМ на основе псевдобинарной системы $\text{TiB}_2\text{—FeTi}$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных материалов использовались порошки Ti , Fe , B и AlN , параметры которых представлены в табл. 1. Наноразмерный порошок AlN , используемый в качестве модификатора, был получен по азидной технологии СВС [35].

Исследования проводились с использованием смеси состава $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$ (ат. %), который находился в двухфазной области $\text{TiB}_2\text{—FeTi}$ на диаграмме состояния системы (рис. 1) и соответствовал массовому отношению компонентов $57\text{Ti} + 13\text{B} + 30\text{Fe}$. Содержание добавки AlN в базовой смеси составляло 5 мас. %. Смешение порошков проводили в шаровой мельнице в течение 4 ч на воздухе. Шихтовые заготовки массой ~ 8 г, размером $30 \times 13 \times 5$ мм прессовали в прямоугольной пресс-форме при давлении, обеспечивающем относительную плотность 0.6. Для каждого состава готовили по 4 образца.

Синтез проводили в среде гелия в специализированной камере, предназначенной для исследования динамики фазообразования при горении гетерогенных сред методом времяразрешающей рентгеновской дифракции [36]. Образец устанавливался на платформу из BN , расположенную в камере. Инициирование экзотермической реакции осуществлялось от вольфрамовой спирали, касающейся торца образца, так чтобы фронт горения распространялся вдоль длинной стороны. Дифракционная картина (FeK_α -излучение) регистрировалась с момента инициирования в течение 64 с с частотой 1 Гц. В результате получали серию из 64 рент-

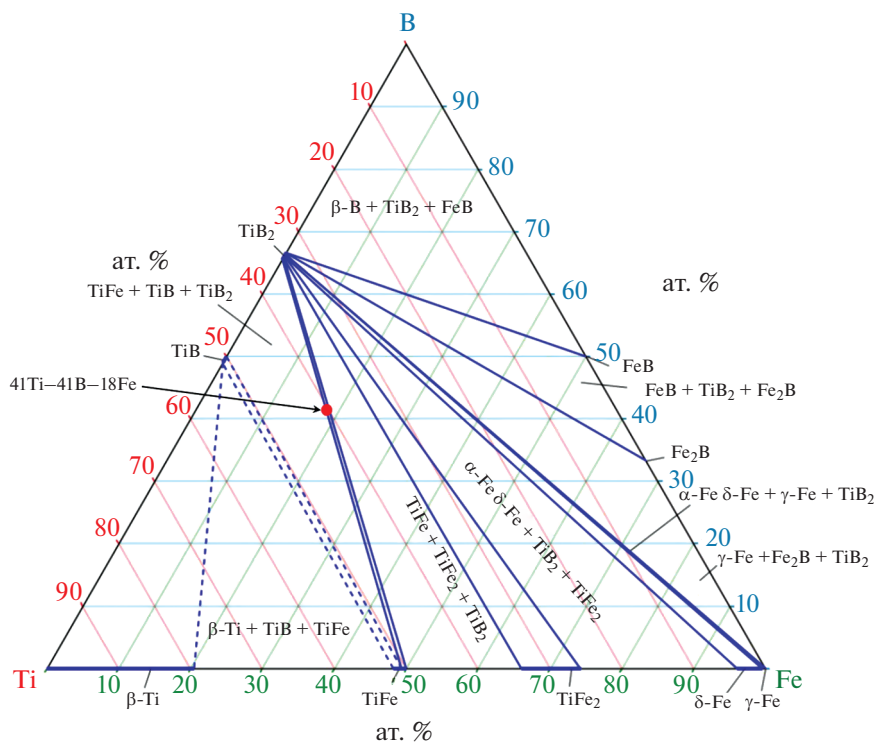


Рис. 1. Изотермическое сечение диаграммы состояния Ti–Fe–B при 1000°C [18].

генограмм с экспозицией 1 с. Температуру измеряли термопарой ВР5/20, спай которой находился в контакте с поверхностью образца в его центральной части.

Синтезированный материал после горения исследовали методом порошковой рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-3 с графитовым монохроматором на вторичном пучке ($\text{CuK}\alpha$ -излучение). Регистрация рентгенограмм велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 25^\circ\text{--}80^\circ$ с шагом 0.02° и экспозицией 8 с в точке. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился в программе Crystallographica Search-Match [37] с использованием базы дифракционных данных ICDD PDF2 [38]. Полнопрофильный анализ дифрактограмм выполняли в пакете Jana2006 [39]. На первом этапе анализа, проводимом методом Ле Бейля, уточнялись параметры элементарной ячейки фаз, параметры профиля рефлексов, фон и сдвиг нуля. На втором этапе методом Ритвельда в уточнение включали содержание фаз и текстуру. В качестве исходной модели для уточнения использовались структурные данные идентифицированных фаз, приведенные в Crystallography Open Database [40] и Materials Project [41]. Микроструктуру материала исследовали на сканирующем электронном микроскопе LEO-1450 VP с приставкой энергодисперсионного анализа INCA 300. Для анализа микроструктуры образца помещались в металлическую обойму и заливались сплавом

Вуда, после чего проводились операции шлифовки и полировки.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Горение порошковой смеси 41Ti + 41B + 18Fe. В результате нагрева торца образца вольфрамовой спиралью наблюдалось распространение плоского фронта горения со скоростью ~ 15 мм/с. После синтеза образцы сохраняли исходные размеры и форму. Максимальная зарегистрированная температура горения на поверхности составляла 1200°C . РФА продукта (рис. 2) показал, что он содержит преимущественно интерметаллид FeTi и TiB_2 .

Микроструктура образца (рис. 3) также свидетельствует об образовании многофазного композиционного материала. Зерна боридов титана имеют характерную форму: вис커ры TiB и частицы TiB_2 прямоугольной формы. Размер зерен TiB_2 составляет $0.5\text{--}2$ мкм, длина вискерообразных TiB достигает 5 мкм. Зерна округлой формы, по результатам элементного анализа, характеризуются повышенным содержанием азота, что в совокупности с данными РФА о наличии интенсивных рефлексов TiN позволяет отнести их к фазе TiN . Интерметаллидная матрица неоднородна по составу. Светлые области — FeTi , а в более темных зонах наблюдается повышенное содержание кислорода, что, в соответствии с данными РФА, позволяет идентифицировать их как фазу $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}$.

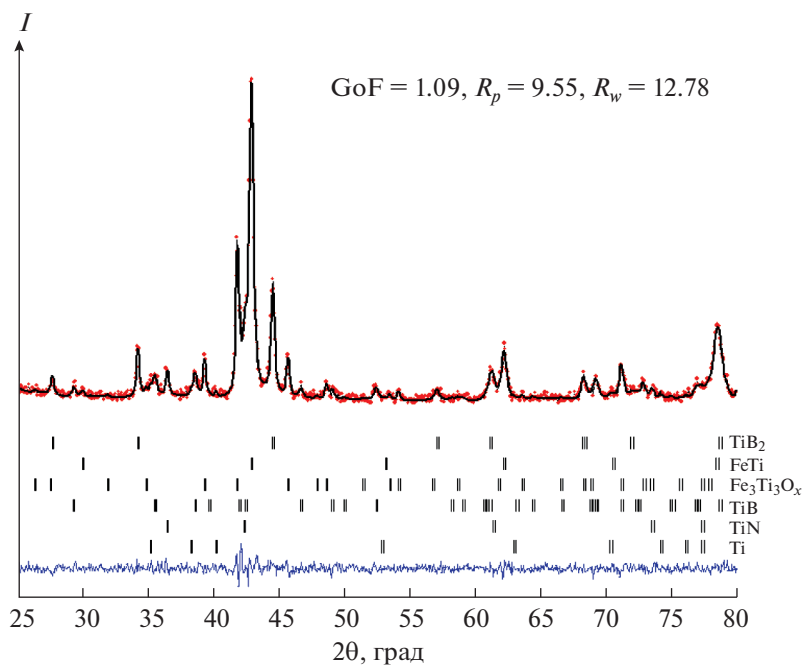


Рис. 2. Дифрактограмма порошка, полученного при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$ (синяя линия – разностная кривая между экспериментальной и расчетной дифрактограммами).

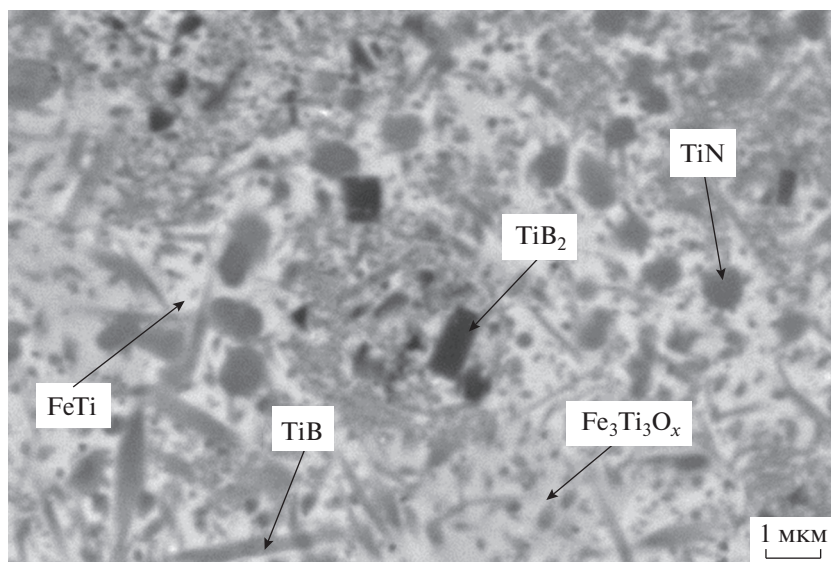


Рис. 3. Микроструктура материала, полученного при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$.

Наличие в составе продукта TiN и $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}$ при горении в инертной атмосфере связано с присутствием кислорода и азота на поверхности исходных порошков в адсорбированном состоянии или в виде оксидов в случае кислорода.

Дифракционная картина, полученная методом времяразрешающей рентгеновской дифракции, представлена в виде двумерного поля в координатах угол–время (рис. 4). Анализ последова-

тельности дифрактограмм при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$ показывает, что экзотермической реакцией, обеспечивающей распространение волны горения, является реакция образования TiB_2 . Интенсивный рефлекс 101 этой фазы появляется на дифракционном поле первым, сразу после исчезновения рефлексов исходных металлов Fe и Ti , при этом происходит резкое повышение температуры. Вследствие высокой ско-

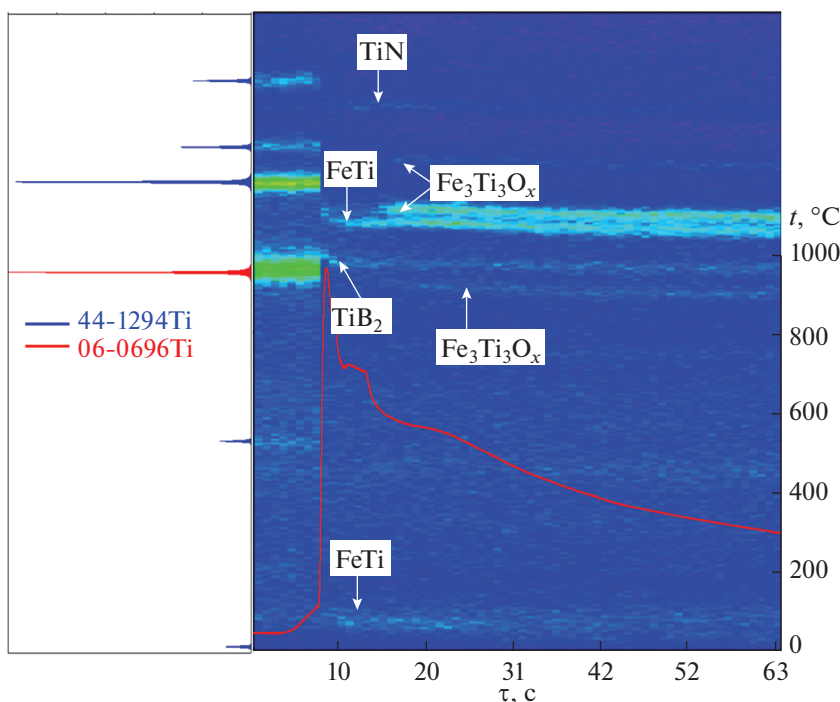


Рис. 4. Дифракционная картина горения смеси 41Ti + 41B + 18Fe.

рости горения (~ 15 мм/с) фронт реакции проходит облучаемую область шириной ~ 2 мм за время около 130 мс. Следовательно, за время регистрации одной дифрактограммы 1 с фронт горения уходит из анализируемой области. В результате на дифракционном поле не наблюдается аморфное гало, характерное для жидкой фазы, а сразу появляется рефлекс первой кристаллизующейся фазы TiB_2 . Следующей фазой, рефлексы 101 и 002 которой возникают на дифракционном поле через 1 с после появления рефлекса TiB_2 , является интерметаллид FeTi . Интенсивность рефлекса 101 FeTi увеличивается в течение 5 с. На термограмме в этот период наблюдается изотермический участок, свидетельствующий о выделении теплоты кристаллизации FeTi ($t_{\text{пл}} = 1430^\circ\text{C}$). Образование интерметаллида $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}_x$ ($t_{\text{пл}} \sim 1300^\circ\text{C}$) наблюдается через 7 с после прохождения волны горения и связано с диффузией кислорода в расплав FeTi . Соединение $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}_x$ является фазой переменного состава по кислороду с $x = 0-1$. При максимальном значении $x = 1$ содержание кислорода составляет 4.9 мас. %. На дифракционном поле также наблюдается появление слабого рефлекса 111 TiN . Низкая интенсивность не позволяет достоверно определить момент его формирования – в волне горения или после прохождения фронта.

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что фазовый состав синтезированного материала не соответствует равновесному составу $\text{TiB}_2\text{--FeTi}$, который можно было ожидать исходя

из равновесной диаграммы состояния для смеси 41Ti + 41B + 18Fe. Следовательно, несмотря на синтез в инертной среде, адсорбированные газы оказывают влияние на фазовый состав конечного продукта. В результате интерметаллид FeTi , находясь в расплаве, частично насыщается кислородом, образуя при кристаллизации тройное соединение $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}_x$. Неожиданным оказалось присутствие в синтезированном материале небольшого количества фазы TiN , которую планировалось получить при горении смеси с добавкой AlN . В связи с этим интересным направлением развития исследований в области модифицирования сплавов системы Ti--B--Fe нитридными фазами является проведение СВС в атмосфере азота.

Горение смеси 41Ti + 41B + 18Fe + 5 мас. % AlN. Экзотермическое взаимодействие компонентов в смеси с добавкой AlN также протекает в виде фронтального распространения волны горения. Скорость и температура горения несколько снижаются, что, очевидно, связано с потерей тепла на нагрев и термическое разложение AlN . РФА (рис. 5) показывает, что полученный материал является многофазным (табл. 2).

Микроструктура образца (рис. 6) также свидетельствует об образовании многофазного материала. Форма и размер структурных составляющих сплава близки к сплаву, полученному без добавки AlN . Основу материала составляет интерметаллидная матрица на базе соединений системы Fe--Ti . Однако в отличие от предыдущего случая,

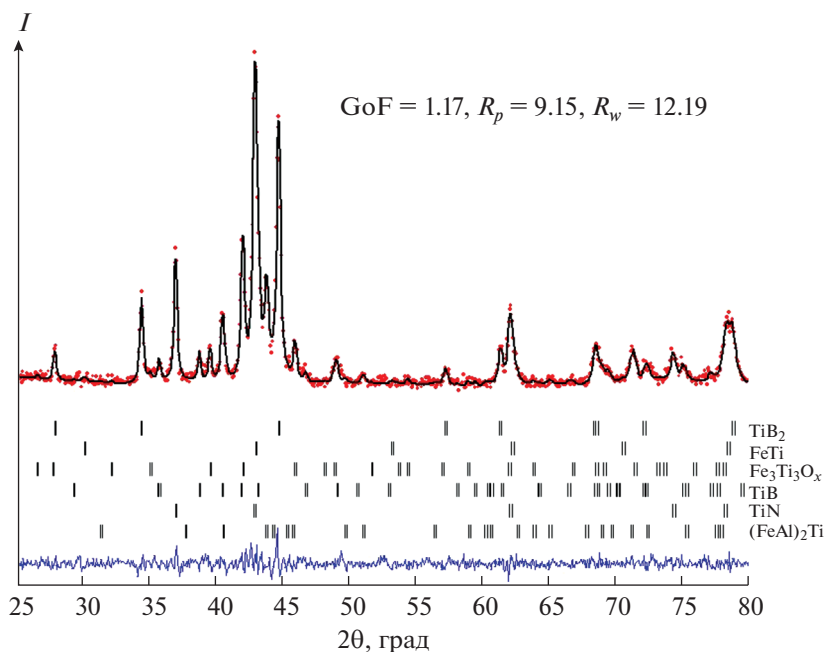


Рис. 5. Дифрактограмма порошка, полученного при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe} + 5 \text{ мас. \% AlN}$.

кроме FeTi и $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}_x$, обнаружена фаза Лавеса $(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{Ti}$, которая является фазой переменного состава с $x = 0-0.5$. Параметры элементарной ячейки $(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_2\text{Ti}$ ($P6_3/mmc$) составили $a = 4.8832(6) \text{ \AA}$ и $c = 7.928(1) \text{ \AA}$. Исходя из известной зависимости метрики ячейки от содержания Al [42] был определен ее состав – $(\text{Fe}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2\text{Ti}$. Очевидно, что образование фазы Лавеса связано с добавкой в смесь AlN , служившего источником Al. Атомы Al замещают часть позиций Fe в элементарной ячейке. Содержание боридных фаз TiB_2 и TiB практически не изменяется по сравнению с их содержанием в продукте, синтезированном без добавки AlN (табл. 2). Наиболее значимым является увеличение до 19.5 мас. % TiN в синтезированном материале. Очевидно, что 5 мас. % AlN в качестве источника азота не обеспечивают столь существенного роста концентрации TiN в продукте. При условии полного разложения AlN и последующего образования TiN максимальное содержание TiN не может превышать 7.6 мас. %. По-видимому, повышенное содержание TiN обусловлено в том числе и наличием азота на

поверхности исходных порошков в адсорбированном состоянии.

Динамика фазообразования (рис. 7), наблюдаемая при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$ с добавкой AlN , близка к динамике горения смеси без AlN . На дифракционном поле после исчезновения рефлексов Fe и Ti и интенсивного роста температуры первыми появляются рефлексы TiB_2 , т.е. экзотермической реакцией, обеспечивающей распространение волны горения, является реакция образования TiB_2 . Далее в течение 1 с наблюдается появление рефлексов 101 и 002 интерметаллида FeTi . Как и в случае горения смеси без добавки AlN , образование $\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}_x$ происходит с задержкой 5–6 с после прохождения волны горения. Вместе с тем, в динамике фазообразования наблюдается несколько отличий. Во-первых, появление в момент резкого подъема температуры интенсивного рефлекса 111 TiN . Это указывает на разложение в волне горения AlN , в результате которого образуется азот, взаимодействующий с титаном. Действительно, интенсивность рефлекса 111 TiN на дифрактограмме конечного продукта,

Таблица 2. Фазовый состав продуктов горения

Исходная смесь (мас. %)	C, мас. %						
	TiB_2	FeTi	$\text{Fe}_3\text{Ti}_3\text{O}$	TiB	TiN	Ti	$(\text{Fe,Al})_2\text{Ti}$
	$P6_3/mmm$	$Pm3m$	$Fd3m$	$Pm3n$	$Fm3m$	$P6_3/mmc$	$P6_3/mmc$
57Ti + 13B + 30Fe	24.5	42.6	22.5	1.4	7.4	1.6	0
95(57Ti + 13B + 30Fe) + 5AlN	24.8	14.5	16.8	0.8	19.6	0	23.5

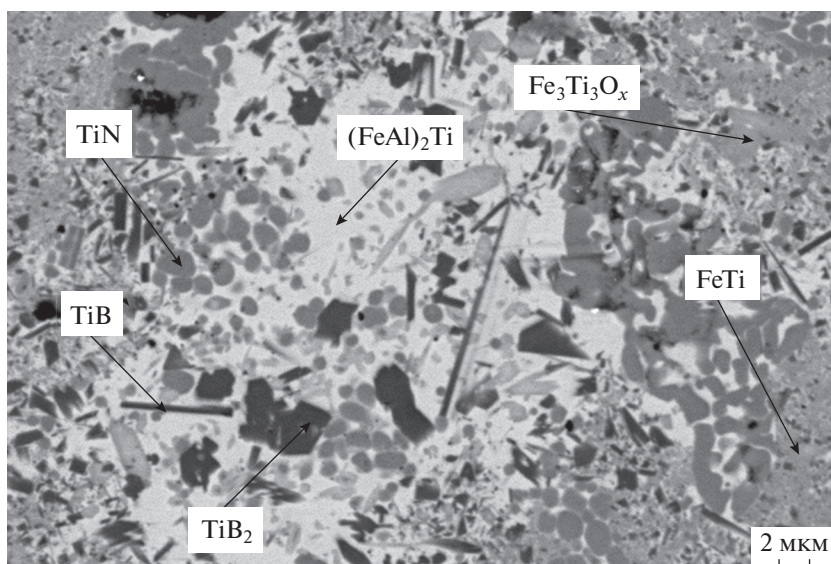


Рис. 6. Микроструктура материала, полученного при горении смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe} + 5 \text{ мас. \% AlN}$.

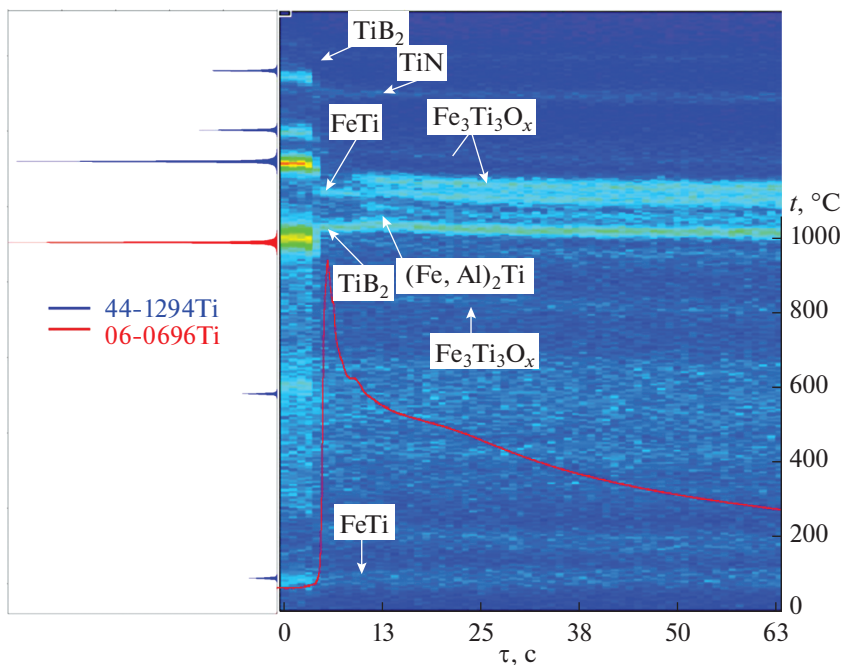


Рис. 7. Дифракционная картина горения смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe} + 5 \text{ мас. \% AlN}$.

синтезированного с добавкой AlN, существенно выше, чем у продукта, полученного без добавки (рис. 3 и 5). Во-вторых, на дифракционном поле через 7–8 с наблюдается появление рефлекса 112 интерметаллида $(\text{Fe}_{0.75}\text{Al}_{0.25})_2\text{Ti}$, наличие которого в продукте горения после охлаждения подтверждается РФА (рис. 5).

Таким образом, результаты РФА и микроструктурного анализа показывают, что добавка в базовую смесь 5 мас. % AlN приводит к смещению фазового

состава интерметаллидной матрицы в двухфазную область FeTi – Fe_2Ti и увеличению содержания упрочняющей фазы TiN.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СВС в режиме фронтального горения из смеси $41\text{Ti} + 41\text{B} + 18\text{Fe}$ получен МКМ на основе интерметаллида FeTi и упрочняющей фазы TiB_2 . Показано, что экзотермической реакцией,

обеспечивающей распространение волны горения в рассматриваемой смеси, является реакция образования TiB_2 , содержание которого составляет около 24 мас. %. Установлено существенное влияние адсорбированных газов (кислорода и азота) на фазовый состав синтезированного продукта. В результате интерметаллидная матрица $FeTi$ частично насыщается кислородом, образуя тройное соединение $Fe_3Ti_3O_x$. Наличие адсорбированного N_2 приводит к образованию дополнительной упрочняющей фазы TiN .

Введение в базовую смесь 5 мас. % AlN не изменяет динамику основной экзотермической реакции образования TiB_2 , ответственной за распространение волны горения. Происходит лишь незначительное уменьшение температуры горения, обусловленное потерей тепла на нагрев и термическое разложение AlN . Диссоциация AlN приводит к изменению фазового состава МКМ. Формируется матрица, содержащая несколько интерметаллидов: $FeTi$, $Fe_3Ti_3O_x$, $(Fe_{0.75}Al_{0.25})_2Ti$. Алюминий, образующийся при разложении AlN , входит в состав фазы Лавеса Fe_2Ti , замещая в структуре часть атомов Fe . Наиболее значимым эффектом влияния AlN является увеличение до 19.5 мас. % содержания TiN в синтезированном материале. В результате МКМ содержит две упрочняющие фазы – TiB_2 и TiN – в интерметаллидной матрице.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках темы Государственного задания ИСМАН РАН (регистрационный номер ЕГИСУ 1021071612847-0-1.4.3).

Использовалось оборудование ЦКП ИСМАН РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kumar A.P., Sadasivuni K.K., Al Mangour B., bin Majid M.S.A. High-Performance Composite Structures. Singapore: Springer, 2022. 300 p. <https://doi.org/10.1007/978-981-16-7377-1>
2. Lark A., Chandran J.D., Chandran K.R. Material Design and Processing of a New Class of Titanium Boride Cermets with Tough Metallic Phases and Mechanical Properties // J. Mater. Res. 2018. Т. 33. № 24. P. 4296–4306. <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.368>
3. Hu Y.B., Zhao B., Ning F.D., Wang H., Cong W.L. In-situ Ultrafine Three-Dimensional Quasi-Continuous Network Microstructural TiB Reinforced Titanium Matrix Composites Fabrication Using Laser Engineered Net Shaping // Mater. Lett. 2017. V. 195. P. 116–119. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.02.112>
4. Konstantinov A.S., Bazhin P.M., Stolin A.M., Kostitsyna E.V., Ignatov A.S. Ti–B-Based Composite Materials: Properties, Basic Fabrication Methods, and Fields of Application (Review) // Composites. Part A. 2018. V. 108. P. 79–88. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.02.027>
5. Bazhin P.M., Stolin A.M., Konstantinov A.S., Kostitsyna E.V., Ignatov A.S. Ceramic Ti–B Composites Synthesized by Combustion Followed by High-Temperature Deformation // Materials. 2016. V. 9. № 12. P. 79–88. <https://doi.org/10.3390/ma9121027>
6. Attar H., Bönisch M., Calin M., Zhang L.C., Scudino S., Eckert J. Selective Laser Melting of in-situ Titanium – Titanium Boride Composites: Processing, Microstructure and Mechanical Properties // Acta Mater. 2014. V. 76. P. 13–22. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.022>
7. Ranjan A., Tyagi R., Jindal V., Chandran K.S.R. Investigation on Wear Characteristics of TiBFe Composites Containing 10 at. % Boron and 10–30 at. % Iron // J. Mater. Eng. Perform. 2020. V. 29. № 10. P. 6333–6342. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-05130-z>
8. Munro R.G. Material Properties of Titanium Diboride // J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol. 2000. V. 105. № 5. P. 709–720. <https://doi.org/10.6028/jres.105.057>
9. Madtha S., Lee C., Ravi Chandran K.S. Physical and Mechanical Properties of Nanostructured Titanium Boride (TiB) // J. Am. Ceram. Soc. 2008. V. 91. № 4. P. 1319–1321. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.02246.x>
10. Heidari H., Alamdari H., Dubé D., Schulz R. Pressureless Sintering of TiB_2 -Based Composites Using Ti and Fe Additives for Development of Wettable Cathodes // Light Met. 2011. P. 1109–1116. https://doi.org/10.1007/978-3-319-48160-9_188
11. Li B., Liu Y., Cao H., He L., Li J. Rapid Synthesis of TiB_2/Fe Composite in-situ by Spark Plasma Sintering // J. Mater. Sci. 2009. V. 44. № 14. P. 3909–3912. <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3527-3>
12. Wang G., Li Y., Gao Y., Niu L. Thermodynamic Study on Self-Propagating High Temperature Synthesis of TiB_2/Fe Composites // J. Wuhan Univ. Technol., Mater. Sci. Ed. 2019. V. 34. № 4. P. 769–773. <https://doi.org/10.1007/s11595-019-2115-x>
13. Lepakova O.K., Raskolenko L.G., Maksimov Y.M. Self-Propagating High Temperature Synthesis of Composite Material TiB_2-Fe // J. Mater. Sci. 2004. V. 39. № 11. P. 3723–3732. <https://doi.org/10.1023/B:JMISC.0000030726.29507.2b>
14. Lepakova O.K., Raskolenko L.G., Maksimov Y.M. The Mechanism of Phase and Structure Formation of the Ti–B–Fe System in a Combustion Wave // Combust., Explos. Shock Waves. 2000. V. 36. № 5. P. 575–581. <https://doi.org/10.1007/BF02699520>
15. Matsuura K., Obara Y., Kojima K. Combustion Synthesis of Boride Particle Dispersed Hard Metal from Elemental Powders // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2009. V. 27. № 2. P. 376–381. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2008.07.005>
16. Xinghong Z., Qiang X., Jiecai H., Kvanin V.L. Self-Propagating High Temperature Combustion Synthesis of TiB/Ti Composites // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 348. № 1–2. P. 41–46. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00635-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00635-4)
17. Kovalev D.Yu., Konstantinov A.S., Konovalikhin S.V., Bolotskaya A.V. Phase Formation in the SHS of a Ti–B

- Mixture with the Addition of Si_3N_4 // *Combust., Explos. Shock Waves*. 2020. V. 56. № 6. P. 648–654. <https://doi.org/10.1134/S0010508220060040>
18. Titanium–Boron System // *ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams*. Materials Park: ASM International 1992. V. 3. P. 440.
 19. *Andrievski R.A., Asanov B.U.* Temperature Dependence of the Young's Modulus of the Composite TiB_2 –Fe // *J. Mater. Sci. Lett.* 1991. V. 10. № 3. P. 147–148. <https://doi.org/10.1007/BF02352831>
 20. *Tanaka K., Saito T.* Phase Equilibria in TiB_2 -Reinforced High Modulus Steel // *J. Phase Equilib.* 1999. V. 20. № 3. P. 207–214. <https://doi.org/10.1361/105497199770335730>
 21. *Andrievski R.A., Baiman I.F.* Short-Time Creep Investigation of TiB_2 –Fe Composite // *J. Mater. Sci. Lett.* 1992. V. 11. № 24. P. 1661–1662. <https://doi.org/10.1007/BF00736200>
 22. *Cha L., Lartigue-Korinek S., Walls M., Mazerolles L.* Interface Structure and Chemistry in a Novel Steel-Based Composite Fe– TiB_2 Obtained by Eutectic Solidification // *Acta Mater.* 2012. V. 60. № 18. P. 6382–6389. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.08.017>
 23. *Wang G., Li Y., Gao Y., Niu L.* Thermodynamic Study on Self-Propagating High Temperature Synthesis of TiB_2 /Fe Composites // *J. Wuhan Univ. Technol., Mater. Sci. Ed.* 2019. V. 34. № 4. P. 769–773. <https://doi.org/10.1007/s11595-019-2115-x>
 24. *Storozhenko M.S., Umanskyi O.P., Stelmach O.U., Pukhachevska Y.P., Kostenko O.D., Bondarenko O.A.* Effect of Molybdenum Additions on the Structure of TiB_2 –(Fe–Mo) Composite Materials // *Powder Metall. Met. Ceram.* 2018. V. 57. № 3. P. 200–208. <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9969-x>
 25. *Panasuk A., Umanskyi A., Storozhenko M., Akopyan V.* Development of TiB_2 -Based Cermets with Fe–Mo Binder // *Key Eng. Mater.* 2013. V. 527. P. 9–13. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.527.9>
 26. *Chen X., Wang H.T., Ji G.C., Bai X.B., Wang Y.W.* Influence of Binder Phase Content on the Microstructure and Properties of HVOF-Sprayed TiB_2 –Ni Coatings // *J. Mater. Eng.* 2014. V. 4. № 3. P. 34–40. <https://doi.org/10.3969/j.issn.1001-4381.2013.06.001>
 27. *Zhu H.B., Li H., Yang H.X., Li Z.X.* Microstructure and Sliding Wear Performance of Plasma Sprayed TiB_2 –Ni Coating Deposited from Agglomerated and Sintered Powder // *J. Therm. Spray Technol.* 2013. V. 22. № 8. P. 1310–1319. <https://doi.org/10.1007/s11666-013-0015-8>
 28. *Horlock A.J., McCartney D.G., Shipway P.H., Wood J.V.* Thermally Sprayed Ni(Cr)– TiB_2 Coatings Using Powder Produced by Self-Propagating High Temperature Synthesis: Microstructure and Abrasive Wear Behavior // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. V. 336. № 1–2. P. 88–98. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01918-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01918-9)
 29. *Jones M., Horlock A.J., Shipway P.H., McCartney D.G., Wood J.V.* A Comparison of the Abrasive Wear Behavior of HVOF Sprayed Titanium Carbide- and Titanium Boride-Based Cermet Coatings // *Wear*. 2001. V. 251. № 1–12. P. 1009–1016. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00702-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00702-5)
 30. *Kim J., Park B., Park Y., Park I., Lee H.* Mechanical Properties of in-situ FeAl– TiB_2 Intermetallic Matrix Composites, Intermetallic Matrix Composites // *Int. J. Mod. Phys. B*. 2009. V. 23. № 6–7. P. 1479–1484. <https://doi.org/10.1142/S0217979209061135>
 31. *Ghetta V., Gayraud N., Eustathopoulos N.* Wetting of Iron on Sintered TiB_2 // *Solid State Phenom.* 1992. V. 25. P. 105–114. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.25-26.105>
 32. *Okamoto N.L., Kusakari M., Tanaka K., Inui H., Otani S.* Anisotropic Elastic Constants and Thermal Expansivities in Monocrystal CrB_2 , TiB_2 , and ZrB_2 // *Acta Mater.* 2010. V. 58. № 1. P. 76–84. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.08.058>
 33. *Iron and Steel: Thermophysical Properties* // *Landolt-Börnstein, Group VIII Advanced Materials and Technologies*. V. 2A1: Powder Metallurgy Data. https://doi.org/10.1007/106689123_22
 34. *Kawazoe Y., Masumoto T., Suzuki K., Inoue A., Tsai A.-P., Yu J.-Z., Aihara Jr.T., Nakanomyo T.* 3 References for 2 // *Nonequilibrium Phase Diagrams of Ternary Amorphous Alloys*. 1997. P. 269–296. https://materials.springer.com/lb/docs/sm_lbs_978-3-540-47679-5_177
 35. *Amosov A.P., Titova Y.V., Maidan D.A., Sholomova A.V.* Self-Propagating High-Temperature Synthesis of an Aluminum Nitride Nanopowder from a $\text{Na}_3\text{AlF}_6 + 3\text{NaN}_3 + n\text{Al}$ Powder Mixture // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2016. V. 61. № 10. P. 1225–1234. <https://doi.org/10.1134/S0036023616100028>
 36. *Kovalev D.Y., Ponomarev V.I.* Time-Resolved X-Ray Diffraction in SHS Research and Related Areas: An Overview // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* 2019. V. 28. № 2. P. 114–123. <https://doi.org/10.3103/S1061386219020079>
 37. *Siegrist T.* Crystallographica – a Software Toolkit for Crystallography // *J. Appl. Crystallogr.* 1997. V. 30. P. 418–419. <https://doi.org/10.1107/S0021889897003026>
 38. International Centre for Diffraction Data: [сайт]. URL: <http://www.icdd.com>.
 39. *Petricek V., Dusek M., Palatinus L.* Crystallographic Computing System JANA2006: General Features // *Z. Kristallogr.* 2014. V. 229. № 5. P. 345–352. <https://doi.org/10.1515/zkri-2014-1737>
 40. Crystallography Open Database: [сайт]. URL: <http://www.crystallography.net/cod>
 41. *Jain A., Ong S.P., Hautier G., Chen W., Richards W.D., Dacek S., Persson K.A.* The Materials Project: A Materials Genome Approach to Accelerating Materials Innovation // *APL Mater.* 2013. V. 1. № 1. P. 011002. <https://doi.org/10.1063/1.4812323>
 42. *Yan X., Chen X.Q., Grytsiv A., Witusiewicz V.T., Rogl P., Podlucky R., Giester G.* Site Preference, Thermodynamic and Magnetic Properties of the Ternary Laves Phase Ti ($\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x$)₂ with the Crystal Structure of the (MgZn₂)-Type // *Int. J. Mater. Res.* 2006. V. 97. № 4. P. 450–460. <https://doi.org/10.3139/ijmr-2006-0074>