

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 666.3-122

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАХ-ФАЗ Ti_3SiC_2 , ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

© 2021 г. С. Н. Перевислов^{а, *}, В. В. Семенова^а, А. С. Лысенков^б

^аИнститут химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, наб. Макарова, 2, Санкт-Петербург, 199034 Россия

^бИнститут металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский пр-т, 49, Москва, 119334 Россия

*e-mail: perevislov@mail.ru

Поступила в редакцию 18.02.2021 г.

После доработки 01.03.2021 г.

Принята к публикации 04.03.2021 г.

Для синтеза Ti_3SiC_2 методом горячего прессования при температуре 1400°C в течение 15 и 30 мин при давлении 30 МПа использовали разные смеси исходных порошков. Наиболее используемыми порошковыми смесями являются Ti/Si/TiC и Ti/TiSi₂/TiC. Количество синтезированной из образцов этих составов фазы Ti_3SiC_2 составляет 94.0 и 95.9 об. % соответственно при температуре горячего прессования 1400°C в течение 30 мин. Фаза Ti_3SiC_2 кристаллизуется в виде вытянутых зерен. Определено влияние времени горячего прессования на образование МАХ-фазы Ti_3SiC_2 из исходных порошков Ti/Si/TiC. Карбид титана и небольшое количество карбида кремния (для составов, содержащих исходные порошки карбида кремния) как промежуточные фазы присутствуют в конечных продуктах. Избыток кремния способствует образованию наибольшего количества фазы Ti_3SiC_2 .

Ключевые слова: МАХ-фазы, синтез Ti_3SiC_2 , горячее прессование, микроструктура, фазовый состав, свойства

DOI: 10.31857/S0044457X21080213

ВВЕДЕНИЕ

В последнее время так называемые МАХ-материалы нашли широкое применение в машиностроении, авиакосмической и атомной промышленности. МАХ-фазы представляют собой семейство тройных слоистых соединений, отвечающих условной формуле $M_{n+1}AX_n$ ($n = 1, 2, 3, \dots$), где М – переходный металл d -группы; А – металл p -группы; Х – углерод или азот [1–3]. МАХ-материалы проявляют уникальное сочетание свойств, характерных как для металлов, так и для керамики: малую плотность; высокую тепло- и электропроводность; высокую прочность; превосходную коррозионную стойкость в агрессивных жидких средах; стойкость к высокотемпературному окислению и термическим ударам; легко подвергаются механической обработке; имеют высокую температуру плавления и являются достаточно стабильными при температурах до 1000°C и выше [1].

Одной из наиболее распространенных МАХ-фаз является сложный карбид титана-кремния (Ti_3SiC_2) [4–8], имеющий слоистую гексагональную структуру, в которой слои Ti разделены слоями Si и атомами С, расположенными в октаэдрических точках слоев Ti [1]. Этот материал легкий (плотность 4.52 г/см³) и относительно мягкий

($HV = 4$ ГПа), имеет высокую температуру плавления (3200°C) и модуль упругости (322 ГПа), а также высокую пластичность, что определяет значительный уровень прочностных свойств композиций на основе МАХ-фаз. По некоторым показателям свойств они превосходят материалы на основе карбида титана [9], карбида кремния [10–12], карбида бора [13–16] и нитрида кремния [17].

Плотные материалы состава Ti_3SiC_2 можно синтезировать разными способами: химическим осаждением из газовой фазы (CVD) [18], самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (SHS) [19] и горячим прессованием (HP) [20]. В работе [21] показано, что МАХ-материалы с высоким содержанием основной фазы Ti_3SiC_2 (98.0 об. %) можно получить методом горячего изостатического прессования при температурах 1400–1600°C в течение длительного времени. Материалы с высоким содержанием фазы Ti_3SiC_2 (98.5 об. %) можно также получить методом искрового плазменного спекания (SPS) [22, 23].

Для конструкционного и высокотемпературного применения чистота и содержание МАХ-фаз в конечном синтезированном продукте являются решающими факторами, влияющими на эксплуатационные характеристики.

Цель настоящей работы — изучение синтеза МАХ-фаз состава Ti_3SiC_2 , полученных из разных исходных компонентов методом горячего прессования, и анализ свойств полученных материалов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных компонентов использовали Ti марки ПТМ-1 (содержание основной фазы 99.0%, ООО “Плазмотерм”, Россия); Si (содержание основной фазы 99.8%, размер $d < 20$ мкм, ООО “Плазмотерм”, Россия); SiC марки М5 (размер $d_{0.5} = 3.7$ мкм, АО “Волжский абразивный завод”, Россия); TiC (содержание основной фазы 99.5%, размер $d = 3\text{--}5$ мкм, ООО “Плазмотерм”, Россия); TiSi_2 (содержание основной фазы 99.85%, размер $d = 10.5$ мкм, ООО “Плазмотерм”, Россия); TiH_2 марки А100 (содержание основной фазы 99.3%, размер $d = 100$ мкм, ООО “Плазмотерм”, Россия); углерод марки К-354 (ООО ТПК “Инфрахим”, Россия). Размер исходных и измельченных частиц порошков определяли на лазерном анализаторе дисперсности MasterSizer 2000. Исходные порошки (кроме углерода) измельчали в вибрационной мельнице мелющими телами из высокоплотного карбида кремния в среде изопропилового спирта до размера $d = 0.8\text{--}1.0$ мкм. Намол мелющих тел составлял не более 0.4%, что учитывалось при расчете составов исходных компонентов. Измельченные порошки в необходимом соотношении перемешивали в шаровой мельнице в среде изопропилового спирта в течение 12 ч, в качестве мелющих тел использовали шары из высокоплотного карбида кремния. Суспензии сушили до влажности 4–5% и гранулировали просеиванием через сито с размером ячеек 100 мкм. Из порошков формовали образцы в металлических пресс-формах при давлении 80 МПа. Образцы сушили при температуре 110°C в течение 5 ч и спекали с одновременным уплотнением методом горячего прессования (установка Thermal Technology Inc. модель HP20-3560-20) при температуре 1400°C в вакууме в течение 15 и 30 мин при давлении 30 МПа.

Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре Rigaku Smartlab 3 с CuK_α -излучением и Ni-фильтром. Микроструктуру исследовали на электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH.

Для оценки количества МАХ-фазы в горячепрессованных образцах использовали метод Ритвельда, содержание фазы Ti_3SiC_2 вычисляли по уравнению [24]:

$$W_{\text{Ti}_3\text{SiC}_2} (\text{об. \%}) = \frac{1.80}{1.80 + (I_{\text{TiC}}/I_{\text{Ti}_3\text{SiC}_2})} \times 100\%, \quad (1)$$

где I_{TiC} и $I_{\text{Ti}_3\text{SiC}_2}$ — интегрированные интенсивности дифракционных пиков TiC {200} и Ti_3SiC_2 {104}.

Согласно тройной фазовой диаграмме состояния Ti–Si–C [25], термодинамически к образованию фазы Ti_3SiC_2 могут привести следующие соотношения компонентов: 3Ti/Si/2C , Ti/Si/2TiC , 3Ti/SiC/C , 2Ti/SiC/TiC , $\text{Ti/TiSi}_2/4\text{TiC}$, $3\text{TiH}_2/\text{SiC/C}$.

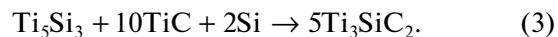
Исходя из результатов термического анализа [26], в интервале температур 20–1500°C наблюдается несколько пиков, соответствующих эндотермическим эффектам реакции с максимумами при температурах 820°C (отвечает образованию TiC), 1115°C (отвечает образованию TiSi_2), 1270°C (отвечает образованию Ti_5Si_3) и 1385°C (отвечает образованию Ti_3SiC_2). Согласно работе [27], разложение Ti_3SiC_2 происходит в соответствии с реакцией:



При анализе рентгенофазовых дифрактограмм синтезированных образцов обнаружены пики, соответствующие Ti_3SiC_2 в качестве основной фазы, а также пики, соответствующие вторичным фазам — TiC и SiC (рис. 1). При температуре синтеза 1430°C, превышающей температуру плавления Si (1414°C), начинается сильное испарение кремния. Небольшое испарение кремния наблюдается уже при 1400°C, что приводит к меньшему количеству синтезируемой фазы Ti_3SiC_2 в конечном продукте. Чтобы восполнить недостаток кремния, в последующих экспериментах в материалы вводили избыточное количество Si.

В табл. 1 приведено количественное содержание и плотность горячепрессованных материалов при температуре 1400°C в течение 15 и 30 мин в зависимости от исходного соотношения компонентов. Количество фазы Ti_3SiC_2 определяли из уравнения (1).

Дифракционные пики, соответствующие исходным углероду, титану и кремнию, в образцах не обнаружены (рис. 1). На первой стадии спекания материалов при температуре выше 800°C происходит синтез карбида титана состава TiC_x в результате взаимодействия углерода с Ti (для систем Ti/Si/C или Ti/SiC/C). Стехиометрический карбид титана формируется при температуре выше 840°C. Обогащенные кремнием и титаном силициды TiSi_2 и Ti_5Si_3 соответственно образуются при температурах 1115 и 1270°C. По данным [7], выше температуры 1200°C Ti и Si в свободном состоянии в материале практически не обнаруживаются. Авторы работы [21] показали, что Ti_5Si_3 , TiC и Si являются обязательными реагентами для синтеза Ti_3SiC_2 в соответствии с реакцией:



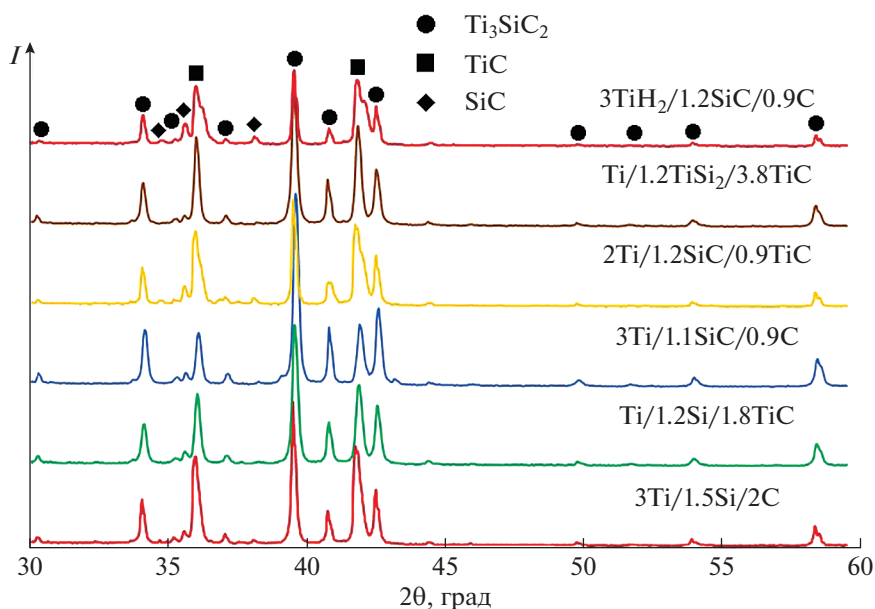


Рис. 1. Результаты рентгенофазового анализа образцов, синтезированных горячим прессованием при температуре 1400°C в течение 30 мин.

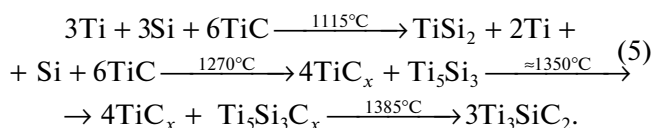
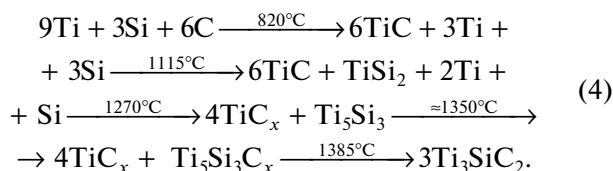
При температуре спекания выше 1385°C Ti_3SiC_2 является основной синтезируемой фазой. Однако при 1430°C начинается интенсивное испарение Si и разложение фазы Ti_3SiC_2 на TiC и $\text{Ti}_3\text{Si}_{1-x}\text{C}_2$, а при температуре выше 1480°C – на TiC и газообразный Si. Оптимальные условия процесса горячего прессования для получения

материала, содержащего большое количество фазы Ti_3SiC_2 : температура синтеза 1400°C, 30 мин, мольное отношение $\text{Ti/Si/TiC} = 1 : 1.2 : 1.8$ и $\text{Ti/TiSi}_2/\text{TiC} = 1 : 1.2 : 3.8$ (табл. 1). Однако даже в материалах с наивысшими свойствами – с наибольшим содержанием фазы Ti_3SiC_2 (95.9 об. %) – присутствует небольшое количество TiC и SiC.

Таблица 1. Относительная плотность и содержание фазы Ti_3SiC_2 , синтезированной горячим прессованием при температуре 1400°C в течение 15 и 30 мин при давлении 30 МПа

Состав исходных компонентов	Мольное отношение компонентов	Синтез при 1400°C в течение 15 мин		Синтез при 1400°C в течение 30 мин	
		Ti_3SiC_2 , об. %	относительная плотность, %	Ti_3SiC_2 , об. %	относительная плотность, %
Ti/Si/C	3 : 1 : 2	83.3	87.9	83.7	88.2
	3 : 1.2 : 2	87.5	90.6	88.1	91.3
	3 : 1.5 : 2	92.4	94.3	92.7	95.1
Ti/Si/TiC	1 : 1 : 2	84.1	88.7	84.7	89.2
	1 : 1.2 : 2	90.6	93.9	91.2	94.5
	1 : 1.2 : 1.8	93.3	95.6	94.0	96.3
Ti/SiC/C	3 : 1 : 1	81.1	87.5	81.5	88.1
	3 : 1.2 : 0.9	88.5	92.0	88.9	92.7
Ti/SiC/TiC	2 : 1 : 1	82.4	87.6	83.0	88.2
	2 : 1.2 : 0.9	91.7	93.8	92.3	94.7
Ti/TiSi ₂ /TiC	1 : 1 : 4	89.6	91.9	90.2	92.5
	1 : 1.2 : 3.8	95.3	96.6	95.9	97.4
TiH ₂ /SiC/C	3 : 1 : 1	80.4	87.5	81.0	88.2
	3 : 1.2 : 0.9	87.7	93.6	88.1	94.3

Реакции синтеза Ti_3SiC_2 из разных исходных компонентов можно описать следующим образом:



Увеличение времени выдержки процесса горячего прессования до 30 мин при температуре 1400°C приводит к повышению содержания фазы Ti_3SiC_2 (табл. 1). Для предотвращения термического разложения Ti_3SiC_2 при высокой температуре парциальное давление Si в процессе синтеза должно быть стабильным, что достигается введением избыточного (по сравнению со стехиометрическим содержанием) количества кремния (табл. 1), кроме того, это может способствовать (при температуре $>1270^\circ\text{C}$) образованию богатой кремнием фазы Ti_5Si_3 и ее взаимодействию с TiC_x с образованием фазы Ti_3SiC_2 .

Смесь исходных компонентов Ti/Si/C

При стехиометрическом отношении 3Ti/Si/2C процентное содержание Ti_3SiC_2 в конечном продукте увеличивается с повышением времени выдержки при горячем прессовании. Максимальное содержание Ti_3SiC_2 (92.7 об. %) получено для порошковой смеси Ti/Si/C при мольном отношении компонентов 3 : 1.5 : 2 и температуре процесса горячего прессования 1400°C в течение 30 мин. Избыточное количество кремния в исходном составе (для компенсации испарения Si) позволяет получить наибольшее количество фазы Ti_3SiC_2 по сравнению с материалом, содержащим стехиометрическое отношение исходных компонентов (табл. 1). Относительная плотность получаемых материалов достигает 95.1%. При дальнейшем увеличении исходного количества Si в конечном продукте, вероятнее всего, появится вторичная фаза Ti_5Si_3 .

Смесь исходных компонентов Ti/Si/TiC

Содержание фазы Ti_3SiC_2 в конечном продукте увеличивается до 94.0 об. % при снижении количества карбида титана и повышении количества Si в исходном составе, т.е. при переходе к нестехиометрическому отношению компонентов (1 : 1.2 : 1.8), что согласуется с ранее получен-

ными данными [21]. Относительная плотность консолидированных материалов достигает 96.3%.

Смесь исходных компонентов Ti/SiC/C

В конечном продукте синтеза из порошков Ti/SiC/C при стехиометрическом отношении компонентов 3 : 1 : 1, так же как и в предыдущих случаях, наблюдается малое содержание фазы Ti_3SiC_2 (до 81.5 об. %) в условиях горячего прессования при температуре 1400°C в течение 30 мин. Однако при нестехиометрическом отношении компонентов (3 : 1.2 : 0.9) содержание основной фазы Ti_3SiC_2 увеличивается до 88.9 об. %.

Смесь исходных компонентов Ti/SiC/TiC

Отношение исходных компонентов Ti/SiC/TiC выбрано с условием небольшого избытка карбида кремния и недостатка карбида титана (2 : 1.2 : 0.9). При температуре 1400°C в течение 30 мин содержание фазы Ti_3SiC_2 в горячепрессованных материалах составляет 92.3 об. % при относительной плотности образцов 94.7% (табл. 1).

Смесь исходных компонентов Ti/TiSi₂/TiC

Использование в качестве исходных компонентов TiSi_2 и TiC способствует облегчению синтеза и наиболее полному прохождению реакции с получением большего содержания фазы Ti_3SiC_2 (95.5 об. %). Относительная плотность горячепрессованных при температуре 1400°C в течение 30 мин материалов составляет 94.7% (табл. 1).

Смесь исходных компонентов TiH₂/SiC/C

Аналогично предыдущим системам в синтезируемых материалах количество фазы Ti_3SiC_2 увеличивается при уменьшении количества углерода и увеличении карбида кремния. Максимальная относительная плотность образцов составляет 94.3% при содержании фазы Ti_3SiC_2 88.1 об. %.

Авторы работы [28] показали, что материал с наименьшим содержанием примеси TiC (после синтеза) получен из смеси порошков Ti/Si/TiC, где жидкая фаза при синтезе представляет собой твердый раствор титана в кремнии, который контролирует реакционно-диффузионный процесс синтеза фазы Ti_3SiC_2 по сравнению с синтезом из смеси других исходных порошков.

На рис. 2 показана микроструктура поверхности излома образцов, полученных горячим прессованием при температуре 1400°C в течение 30 мин. Зерна Ti_3SiC_2 образуются и растут из частиц карбида титана. Эпитаксиальный рост Ti_3SiC_2 определяет высокую анизотропию материала. Также можно видеть, что зерна Ti_3SiC_2 не

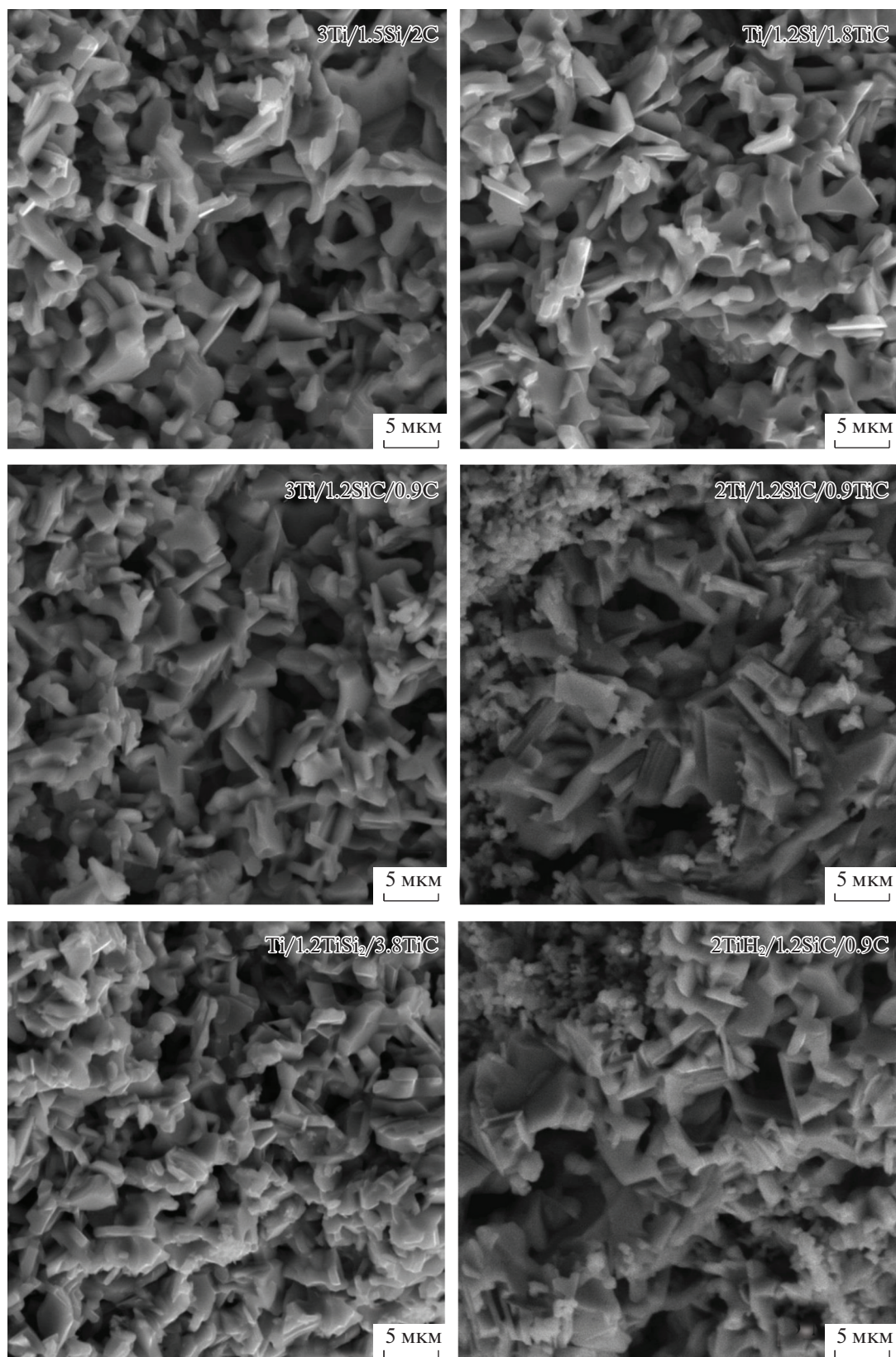


Рис. 2. Фрактограммы образцов, синтезированных методом горячего прессования при температуре 1400°C в течение 30 мин.

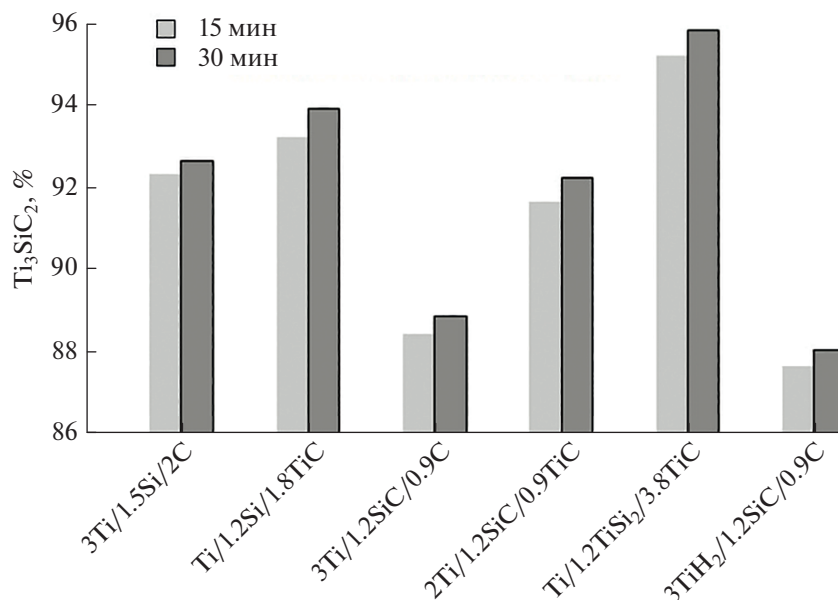


Рис. 3. Количественное содержание фазы Ti_3SiC_2 для материалов, синтезированных при разном времени процесса горячего прессования.

растут из каждой частицы TiC , следовательно, их формирование определяется двумя процессами: зарождением и ростом. Зарождение фазы Ti_3SiC_2 на зернах TiC может происходить благодаря близости параметров кристаллических решеток TiC {111} и SiC {111} (0.25161 и 0.24970 нм, несоответствие размеров кристаллических решеток составляет всего 0.76%).

Из-за хорошей смачиваемости расплавом Si частиц Ti , TiC и C жидкий кремний при высокой температуре может легко двигаться и перемещаться в объеме пористой заготовки из “Ti и C” или “TiC и C”, реагируя в первую очередь с TiC или Ti , что приводит к образованию силицидов титана TiSi_2 и Ti_5Si_3 . С появлением TiSi_2 высокая температура синтеза (1115°C) вызывает образование эвтектики Ti–Si, богатой кремнием, которая растекается по поверхности частиц TiC и графита. Образующийся Ti_5Si_3 может реагировать с углеродом с получением новых зерен TiC нестехиометрического состава (с большим числом углеродных вакансий, чем у исходного TiC) и образованием фазы $\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{C}_x$. Значимость появления эвтектики Ti–Si заключается в увеличении скорости диффузии между Ti_5Si_3 и TiC_x , а также $\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{C}_x$ и TiC_x с последующим образованием фазы Ti_3SiC_2 . Изменение фазового состава можно объяснить тем, что при полном расходовании исходного Si фаза Ti_3SiC_2 перестает расти. Аналогичные результаты получены в работе [29].

На рис. 3 представлена диаграмма, отражающая количественное содержание фазы Ti_3SiC_2 в

материалах, консолидированных при температуре 1400°C и разном времени выдержки. Наибольшее содержание фазы Ti_3SiC_2 получается в материалах при более длительном синтезе методом горячего прессования.

Вытянутая форма синтезируемых зерен Ti_3SiC_2 размером ~2–3 × 5 мкм (рис. 2) позволяет ожидать высокую пластичность МАХ-фаз. Плотность образцов некоторых составов достигает 4.32–4.34 г/см³, что довольно близко к теоретической плотности материалов Ti_3SiC_2 (4.52 г/см³).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Материалы с высоким содержанием фазы Ti_3SiC_2 получены методом горячего прессования при температуре 1400°C в течение 30 мин при давлении 30 МПа. Синтез Ti_3SiC_2 из компонентов Ti/Si/TiC проходит в несколько стадий, характеризующихся образованием промежуточных соединений: TiC (820°C), TiSi_2 (1115°C), Ti_5Si_3 (1270°C), $\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{C}_x$ (1350°C), Ti_3SiC_2 (1385°C). Почти во всех образцах после синтеза присутствуют фазы TiC и SiC . Избыток Si способствует более полному прохождению синтеза с образованием фазы Ti_3SiC_2 . При температуре выше 1430°C Ti_3SiC_2 разлагается на TiC и $\text{Ti}_3\text{Si}_{1-x}\text{C}_2$, а при температуре выше 1480°C – на TiC и газообразный Si. Микроструктура синтезированных материалов содержит вытянутые зерна (фаза Ti_3SiC_2). Максимальные плотность синтезированных образцов и содержание фазы Ti_3SiC_2 наблюдаются у матери-

алов состава $\text{Ti}/\text{TiSi}_2/\text{TiC}$ при мольном отношении компонентов 1 : 1.2 : 3.8.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ—Росатом № 20-21-00056).

ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Статья публикуется по итогам Шестого Междисциплинарного научного форума с международным участием “Новые материалы и перспективные технологии”, Москва, 23–26 ноября 2020 г., <https://n-materials.ru>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Medvedeva N.I., Enyashin A.N., Ivanovskii A.L. // J. Struct. Chem. 2011. V. 52. № 4. P. 785. <https://doi.org/10.1134/S0022476611040226>
2. Istomina E.I., Istomin P.V., Nadutkin A.V. // Russ. J. Inorg. Chem. 2012. V. 57. № 8. P. 1058. <https://doi.org/10.1134/S0036023612080062>
3. Istomina E.I., Istomin P.V., Nadutkin A.V. // Russ. J. Inorg. Chem. 2013. V. 58. № 6. P. 624. <https://doi.org/10.1134/S0036023613060119>
4. Whittle K.R., Blackford M.G., Aughterson R.D. et al. // Acta Mater. 2010. V. 58. № 13. P. 4362. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.04.029>
5. Le Flem M., Liu X., Doriot S. et al. // Int. J. Appl. Ceram. Technol. 2010. V. 7. № 6. P. 766. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2010.02523.x>
6. Utili M., Agostini M., Coccoluto G. et al. // Nucl. Eng. Des. 2011. V. 241. № 5. P. 1295. <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2010.07.038>
7. Wang Q., Hu C., Cai S. et al. // Int. J. Appl. Ceram. Technol. 2014. V. 11. № 5. P. 911. <https://doi.org/10.1111/ijac.12065>
8. Zhu Y., Zhou A., Ji Y. et al. // Ceram. Int. 2015. V. 41. № 5. P. 6950. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.01.150>
9. Rumyantsev I.A., Perevislov S.N. // Refract. Ind. Ceram. 2017. V. 58. № 4. P. 405. <https://doi.org/10.1007/s11148-017-0119-7>
10. Nesmelov D.D., Kozhevnikov O.A., Ordan'yan S.S. et al. // Glass Ceram. 2017. V. 74. № 1-2. P. 43. <https://doi.org/10.1007/s10717-017-9925-0>
11. Frolova M.G., Leonov A.V., Kargin Y.F. et al. // Inorg. Mater. 2018. V. 9. № 4. P. 675. <https://doi.org/10.1134/S2075113318040123>
12. Perevislov S.N., Panteleev I.B., Shevchik A.P. et al. // Refract. Ind. Ceram. 2018. V. 58. № 5. P. 577. <https://doi.org/10.1007/s11148-018-0148-x>
13. Perevislov S.N., Lysenkov A.S., Vikhman S.V. // Inorg. Mater. 2017. V. 53. № 4. P. 376. <https://doi.org/10.1134/S0020168517040148>
14. Perevislov S.N., Shcherbak P.V., Tomkovich M.V. // Refract. Ind. Ceram. 2018. V. 59. № 1. P. 32. <https://doi.org/10.1007/s11148-018-0178-4>
15. Perevislov S.N., Shcherbak P.V., Tomkovich M.V. // Refract. Ind. Ceram. 2018. V. 59. № 2. P. 179. <https://doi.org/10.1007/s11148-018-0202-8>
16. Perevislov S.N. // Refract. Ind. Ceram. 2019. V. 60. № 2. P. 168. <https://doi.org/10.1007/s11148-019-00330-0>
17. Lukianova O.A., Khmara A.N., Perevislov S.N. et al. // Ceram. Int. 2019. V. 45. № 7. P. 9497. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.09.198>
18. Jacques S., Fakih H., Viala J.C. // Thin Solid Films. 2010. V. 518. № 18. P. 5071. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2010.02.059>
19. Meng F., Liang B., Wang M. // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2013. V. 41. P. 152. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.03.005>
20. Zhu Y.Y., Jia J., Zhou A.G. et al. // Key Eng. Mater. — Trans. Tech. Publications Ltd. 2015. V. 655. P. 68. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.655.68>
21. Zhang Z.F., Sun Z.M., Hashimoto H. // Metall. Mater. Trans. A. 2002. V. 33. № 11. P. 3321. <https://doi.org/10.1007/s11661-002-0320-1>
22. Islak B.Y., Ayas E. // Ceram. Int. 2019. V. 45. № 9. P. 12297. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.03.144>
23. Magnus C., Sharp J., Rainforth W.M. // Tribology Trans. 2020. V. 63. № 1. P. 38. <https://doi.org/10.1080/10402004.2019.1657534>
24. Zhou Y., Sun Z., Chen S. et al. // Mater. Res. Innovations. 1998. V. 2. № 3. P. 142. <https://doi.org/10.1007/s100190050076>
25. Viala J.C., Peillon N., Bosselet F. et al. // Mater. Sci. Eng., A. 1997. V. 229. № 1–2. P. 95. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00002-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00002-6)
26. Kero I., Antti M. L., Odén M. // International Conference on Advanced Ceramics and Composites: 27/01/2008–01/02/2008. John Wiley & Sons, 2009. P. 21. <https://doi.org/10.1002/9780470456361.ch3>
27. Racault C., Langlais F., Naslain R. // J. Mater. Sci. 1994. V. 29. № 13. P. 3384. <https://doi.org/10.1007/BF00352037>
28. Sun Z., Zou Y., Tada S. et al. // Scripta Mater. 2006. V. 55. № 11. P. 1011. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.08.019>
29. Fan X., Yin X., Wang L. et al. // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2014. V. 45. P. 1. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.02.006>