

УДК 546.05

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-41-46

Реакционный синтез МАХ-фазы Ti_2AlN

© 2016 г. Д.Ю. Ковалев, М.А. Лугинина, А.Е. Сычев

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН), г. Черноголовка

Статья поступила в редакцию 02.11.15 г., доработана 09.03.16 г., подписана в печать 15.03.16 г.

Методом реакционного спекания порошковых смесей $Ti-AlN$ получена МАХ-фаза Ti_2AlN . Установлен оптимальный режим синтеза соединения с содержанием примесной фазы TiN менее 1 %: изотермическая выдержка при температуре 1300 °С в течение 2 ч в среде аргона при давлении 3 атм. Исследовано влияние предварительной механоактивационной обработки порошковой смеси и среды реакционного синтеза на выход фазы Ti_2AlN . Показано, что активация приводит к увеличению содержания вторичной фазы TiN . Выявлено, что синтез в вакууме также не позволяет получать монофазный материал Ti_2AlN .

Ключевые слова: МАХ-фаза Ti_2AlN , реакционный синтез, механическая активация.

Ковалев Д.Ю. – канд. техн. наук, зав. лабораторией рентгеноструктурных исследований ИСМАН (142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8). E-mail: kovalev@ism.ac.ru.

Лугинина М.А. – аспирант ИСМАН, сотрудник той же лаборатории. E-mail: luginina@ism.ac.ru.

Сычев А.Е. – канд. техн. наук, зав. лабораторией физического материаловедения ИСМАН. E-mail: sytshev@ism.ac.ru.

Для цитирования: Ковалев Д.Ю., Лугинина М.А., Сычев А.Е. Реакционный синтез МАХ фазы Ti_2AlN // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 2. С. 41–46.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-41-46.

Kovalev D.Yu., Luginina M.A., Sytshev A.E.

Reaction synthesis of Ti_2AlN MAX-phase

Ti_2AlN MAX-phase was synthesized from the powder mixtures of $Ti-AlN$ using the reactionary sintering method. The optimal synthesis mode for the compound containing less than 1 % of TiN impurity phase was determined: isothermal annealing at 1300 °C for 2 hours in argon at a pressure of 3 atm. The preliminary mechanical activation and the reaction synthesis environment were investigated as the factors that can influence the yield of the Ti_2AlN phase. It is shown that the activation increases the level of TiN secondary phase. It was also found that the vacuum synthesis does not enable obtaining of single-phase Ti_2AlN .

Keywords: Ti_2AlN MAX-phase, reaction synthesis, mechanical activation.

Kovalev D.Yu. – PhD, Head of X-Ray Investigation laboratory, Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS (ISMAN) (142432, Russia, Moscow region, Chernogolovka, Academician Osipyan str., 8). E-mail: kovalev@ism.ac.ru.

Luginina M.A. – Postgraduate of ISMAN. E-mail: luginina@ism.ac.ru.

Sytshev A.E. – PhD, Head of Laboratory physical materials science of ISMAN. E-mail: sytshev@ism.ac.ru.

Citation: Kovalev D.Yu., Luginina M.A., Sytshev A.E. Reaktsionnyi sintez makh fazy Ti_2AlN . *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 2. С. 41–46. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-2-41-46.

Введение

Соединения на основе фазы Ti_2AlN относятся к классу тугоплавких материалов, обладающих слоистой структурой (рис. 1) и в общем виде описываются формулой $M_{n+1}AX_n$, где М — переходный металл, А — элемент IIIA или IVA подгруппы Периодической системы, X — углерод или азот [1].

Впервые эта фаза была синтезирована в 1963 г. [2], однако интенсивные исследования подобных тройных соединений, названных «МАХ-фазами», начались в конце 1990-х годов [3]. Было обнаружено, что материалы на основе МАХ-фаз обладают

свойствами, комбинирующими достоинства металлов и керамики [4], такими как малый удельный вес, высокие прочность и модуль упругости, низкий коэффициент теплового расширения, устойчивость к окислению и термическому удару [5].

Синтез Ti_2AlN может быть реализован как из элементов, так и с использованием соединений TiN или AlN . Наиболее распространенным методом получения Ti_2AlN является горячее изостатическое прессование (ГИП). Впервые плотный материал на основе Ti_2AlN , содержащий 10–15 об.%

TiN, был получен в среде аргона ($t = 1400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 40\text{ МПа}$, $\tau = 48\text{ ч}$) из смеси Ti—AlN [6]. Практически однофазный беспористый материал был синтезирован из смеси Ti—Al—TiN в течение 2 ч при давлении 30 МПа и температуре 1300 °C [7]. Материал на основе Ti₂AlN со значительной долей оксидных фаз в поверхностном слое был получен методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в режиме теплового взрыва при быстром нагреве смеси Ti—Al—TiN на воздухе до температур 650—850 °C [8]. Возможность синтеза материала на основе Ti₂AlN по технологии СВС была продемонстрирована также в работе [9].

Материал с содержанием до 3 мас.% TiN получили методом плазменно-искрового спекания (SPS) ($t = 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 50\text{ МПа}$, $\tau = 5\text{ мин}$) [10]. В результате SPS в диапазоне температур 800 до 1450 °C также был получен продукт с минимальным содержанием побочных двойных фаз [11].

Анализ известных экспериментальных результатов свидетельствует о том, что в составе синтезированного материала всегда присутствуют нитридные (TiN и AlN) и интерметаллидные фазы Ti—Al. Метод SPS хотя и позволяет получить Ti₂AlN с минимальным содержанием TiN, но требует дорогостоящего оборудования.

Альтернативой известным способам получения Ti₂AlN является метод реакционного спекания. Цель настоящей работы состояла в поиске оптимальных составов смесей, способов их предварительной обработки и температурно-временных режимов синтеза соединения Ti₂AlN с минимальным содержанием примесных фаз.

Методика эксперимента

В качестве исходных компонентов использовались порошки Ti (ПТМ) и AlN (полученный методом СВС) дисперсностью 40 и 1—5 мкм соответственно. Реагенты в мольном соотношении Ti : AlN = 2 : 1 смешивались в шаровой мельнице в течение 1 ч. Для определения влияния механической активации на выход конечного продукта проводилась обработка части смеси в планетарной мельнице (ускорение 90g, $\tau = 5\text{ мин}$, соотношение масс шаров и шихты 20:1). Из смеси прессовались цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой 12 мм (рис. 1) с относительной плотностью 50 %.

Образцы помещались в тигель из BN. Нагрев проводился на установке УВД-2000 в среде арго-

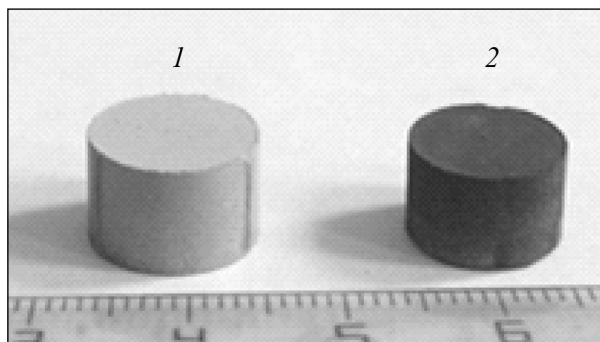


Рис. 1. Образцы до (1) и после (2) реакционного спекания при $t = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 120\text{ мин}$ в среде аргона

на при давлении 0,3 МПа, температурах 1100, 1300 и 1500 °C. Ряд синтезов был выполнен в вакууме $2 \cdot 10^{-8}$ МПа. Скорость нагрева до заданной температуры составляла 50 град/мин. Длительность изотермической выдержки варьировалась от 30 до 180 мин. После охлаждения материал измельчался до получения порошка дисперсностью менее 100 мкм.

Фазовый состав продуктов синтеза после охлаждения определялся методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-3М на медном излучении с монохроматором на вторичном пучке. Регистрация дифрактограмм велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 10\div 80^{\circ}$ с шагом съемки $0,02^{\circ}$ и временем набора 2 с. Количественное соотношение фаз в синтезированном материале оценивалось методом Ритвельда в программном пакете «Буревестник» с помощью известных структурных данных. Параметры ячейки фаз определялись с использованием метода внутреннего стандарта (эталон — кремний SRM640D). Исследование микроструктуры материала проводилось на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55.

Результаты и их обсуждение

В результате проведенных экспериментов был получен материал, содержащий, в зависимости от условий синтеза, от 46 до 99 мас.% тройной фазы Ti₂AlN. После синтеза наблюдалась небольшая усадка образцов (см. рис. 1).

Очевидно, что фазовый состав материала при неизменности количественного соотношения исходных компонентов смеси будет зависеть в первую очередь от температуры (t) и времени (τ) изотермической выдержки. При $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в среде

Таблица 1. Фазовый состав материала, синтезированного при $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ в среде Ar

τ , мин	Содержание, мас.%				
	Ti ₂ AlN	TiN	AlN	Ti ₃ AlN	Ti ₃ Al
30	45,8	16,5	16,9	18,5	2,3
90	49,9	10,7	9,5	29,9	—
120	59,4	8,3	7,5	24,8	—

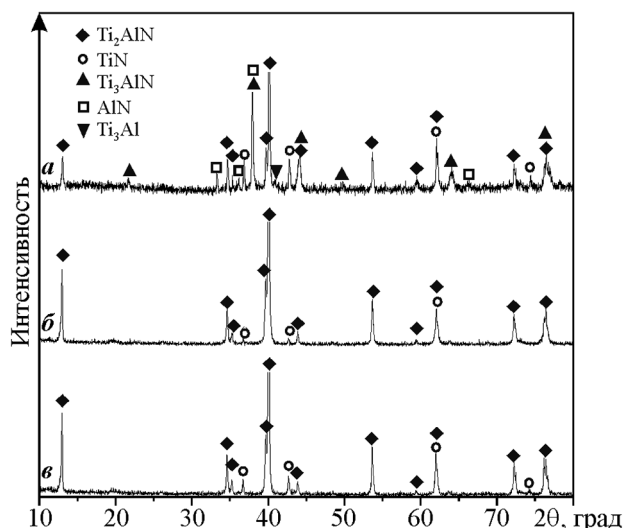


Рис. 2. Рентгенограммы материала, синтезированного в разных условиях

а – $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 90$ мин, среда – аргон;
б – $1300\text{ }^\circ\text{C}$, 90 мин, аргон; *в* – $1500\text{ }^\circ\text{C}$, 180 мин, вакуум

аргона полученный материал имеет в своем составе фазы Ti₂AlN, TiN, AlN, Ti₃Al и Ti₃AlN (рис. 2, *а*). При $\tau = 120$ мин доля МАХ-фазы не превышает 60 мас.% (табл. 1).

Очевидно, что температура $1100\text{ }^\circ\text{C}$ является недостаточной для формирования за менее чем 2 ч тройной фазы Ti₂AlN, являющейся согласно диаграмме состояний [12] равновесной фазой при заданных концентрационных соотношениях элементов. Повышение температуры спекания до $1300\text{ }^\circ\text{C}$ существенно увеличивает количество фазы Ti₂AlN в конечном продукте. Практически монофазный материал формируется за время, не превышающее 90 мин (табл. 2). Содержание вторичной фазы TiN снижается до 1 мас.% после 120 мин изотермического отжига. Дифракционные линии фазы Ti₂AlN узкие, что свидетельствует о высокой степени совершенства ее кристаллической структуры и однородности состава (см. рис. 2, *б*). Параметры элементарных ячеек Ti₂AlN

Таблица 2. Фазовый состав материала, синтезированного при $t = 1300\text{ }^\circ\text{C}$ в среде Ar

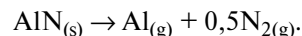
τ , мин	Содержание, мас.%		
	Ti ₂ AlN	TiN	AlN
30	52,6	42,6	4,8
60	94,6	5,4	—
90	98	2	—
120	99	1	—

Таблица 3. Параметры ячейки фаз материала, синтезированного при $t = 1300\text{ }^\circ\text{C}$ в среде Ar

τ , мин	Ti ₂ AlN PDF 00-55-0434		TiN PDF 01-87-0632
	<i>a</i> , нм	<i>c</i> , нм	<i>a</i> , нм
—	0,2989	1,3610	0,4234
30	0,298(6)	1,362(3)	0,423(3)
60	0,298(8)	1,362(6)	0,423(4)
90	0,298(8)	1,361(4)	—
120	0,298(8)	1,362(1)	—

и TiN (табл. 3) близки к таковым соответствующих фаз кристаллографической базы данных PDF2.

Существенное влияние на фазовый состав материала оказывает среда спекания. Синтез в вакууме при $t = 1500\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 ч приводит к формированию двухфазного продукта (см. рис. 2, *в*), содержащего 83 мас.% Ti₂AlN и 17 мас.% TiN. Исследование термического разложения AlN в вакууме с использованием масс-спектрометрии [13] свидетельствуют о его конгруэнтной диссоциации по реакции



Заметная диссоциация AlN начинается при температуре выше $1300\text{ }^\circ\text{C}$. Величина парциального давления Al при $t = 1527\text{ }^\circ\text{C}$, рассчитанная на основании константы равновесия реакции диссоциации AlN [14], составляет 700 Па, что в условиях динамического вакуума приводит к его испарению. В результате количественное соотношение элементов в синтезированном материале не соответствует исходному составу. Таким образом, проведение процесса в среде вакуума не позволяет получить однофазный материал Ti₂AlN.

Предварительная механическая активация (МА) исходной смеси рассматривалась в качестве фактора, который может снизить температуру и время синтеза фазы Ti₂AlN. Ожидалось, что она

будет приводить к росту дефектности структуры материала и, соответственно, к увеличению диффузионной подвижности атомов, позволяя достичь равновесия в системе за более короткое время. Однако полученные результаты свидетельствуют, что МА ведет к уменьшению содержания фазы Ti_2AlN в среднем на 5–10 мас.% по сравнению с синтезом материала из неактивированной смеси при одинаковых параметрах отжига (рис. 3).

Количественное соотношение элементов в синтезированном материале показывает, что полученный продукт обеднен по Al по сравнению с исходным составом. Можно предположить, что МА обуславливает изменение кинетики термической диссоциации AlN. В процессе синтеза материала из активированной смеси происходит более интенсивная диссоциация AlN. В результате имеет место обеднение смеси алюминием. Азот, выделяющийся в результате диссоциации, взаимодействует с титаном с формированием TiN.

Таким образом, наблюдаемое увеличение содержания TiN после синтеза материала из предварительно активированной смеси вызвано той же причиной, что и при синтезе в вакууме при температуре 1500 °C, когда продукт был значительно обеднен алюминием и содержание TiN достигало 17 мас.%. Аналогичный результат был получен при синтезе MAX-фазы Ti_3SiC_2 с предварительной стадией МА [15]. Содержание вторичной фазы TiC существенно возрастало после проведения МА исходной смеси.

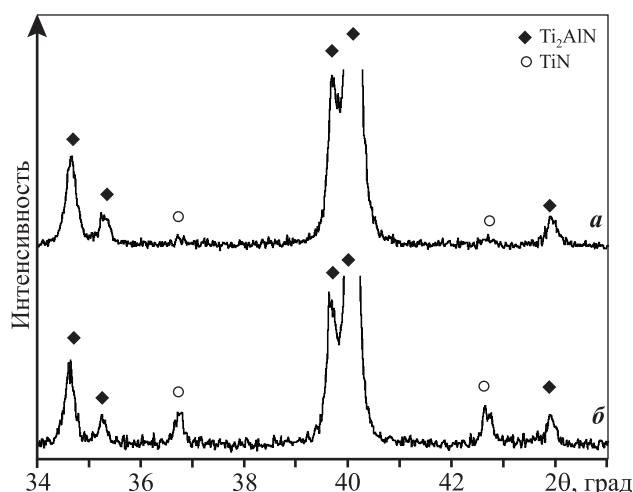
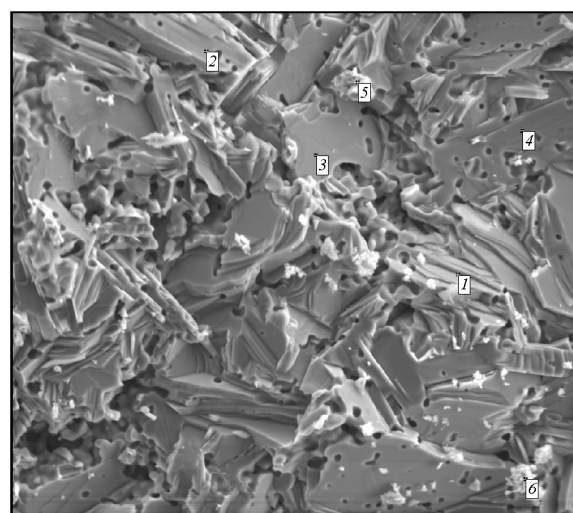
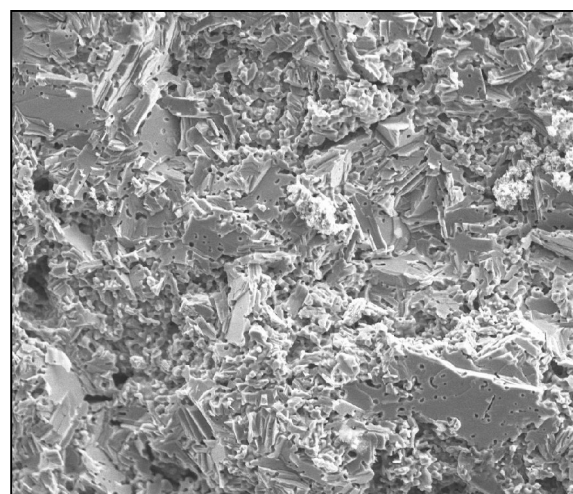


Рис. 3. Участок рентгенограммы материала, синтезированного при $t = 1300$ °C, $\tau = 120$ мин в среде Ar
a – без механической активации (1 мас.% TiN);
б – с использованием предварительной МА (8 мас.% TiN)



Spectrum	In stats.	N	Al	Ti	Total
1	Yes	10.01	22.74	67.25	100.00
2	Yes	8.87	22.39	68.74	100.00
3	Yes	7.96	21.64	70.41	100.00
4	Yes	6.03	19.08	74.89	100.00
5	Yes	8.96	3.73	87.30	100.00
6	Yes	8.61	5.02	86.38	100.00
Mean		8.41	15.77	75.83	100.00
Std. deviation		1.34	8.92	8.91	
Max.		10.01	22.74	87.30	
Min.		6.03	3.73	67.25	

Все результаты приведены в мас.%.

Рис. 4. Микроструктура излома материала, синтезированного при $t = 1300$ °C, $\tau = 120$ мин в среде Ar

Исследование влияния плотности спекаемых образцов на фазовый состав продукта показало, что данный параметр не оказывает заметного влияния на формирование фазы Ti_2AlN . При насыпной плотности образца, когда смесь была засыпана в тигель и синтез проводился при температуре $1300\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 90 мин, содержание фазы Ti_2AlN составило 96 мас.%. В то же время при аналогичных параметрах синтеза спрессованных образцов с относительной плотностью 0,55 выход Ti_2AlN составил 97 мас.%. В обоих случаях вторичной фазой являлась TiN .

На рис. 4 представлена микроструктура поверхности излома спеченного образца, полученного при $t = 1300\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$, содержащего, по данным РФА, не более 1 мас.% TiN . Результаты энергодисперсионного анализа и локального рентгено-спектрального элементного микроанализа показали, что состав полученной фазы соответствует формуле $Ti_2Al_{1,09}N_{0,95}$, что согласуется с данными РФА: синтезированный материал является тройным соединением Ti_2AlN . Структура имеет характерное для МАХ-фаз ламинатное строение с размером зерен, не превышающим 10–20 мкм в длину и толщиной 2–4 мкм. Таким образом, размер зерен Ti_2AlN в материале, полученном путем реакционного спекания, существенно меньше, чем в синтезированном методом ГИП [6], вследствие пониженных значений температуры и времени процесса.

Заключение

Методом реакционного спекания порошковой смеси $Ti + AlN$ в мольном соотношении 2 : 1 синтезирован материал на основе МАХ-фазы Ti_2AlN с содержанием вторичной фазы TiN не более 1 мас.%. Структура полученного продукта имеет ламинатное строение, типичное для МАХ-фаз. Определены условия, обеспечивающие выход Ti_2AlN не менее 99 мас.%; изотермический отжиг в среде аргона при температуре $1300\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч. Уменьшение времени и температуры синтеза приводит к увеличению содержания фазы TiN .

Установлено существенное влияние на фазовый состав материала среды синтеза. Синтез в вакууме не позволяет получать монофазный материал Ti_2AlN , в ее составе содержится до 20 мас.% TiN . Высокое парциальное давление Al в условиях динамического вакуума при температуре синтеза приводит к изменению количественного

соотношения компонентов смеси и формированию двухфазного материала, содержащего Ti_2AlN и TiN .

Показано, что предварительная механоактивация смесей увеличивает содержание вторичной фазы TiN в синтезированном материале. Предполагается, что такая обработка исходной смеси ведет к ускорению термической диссоциации AlN и обеднению смеси алюминием, смещая концентрационное равновесие системы в двухфазную область существования Ti_2AlN — TiN .

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 15-08-02331 А.

Литература

1. Barsoum M.W. MAX Phases: Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides: First Edition. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2013.
2. Jeitschko W., Nowotny H., Benesovsky F. Ti_2AlN , Eine Stickstoffhaltige H-Phase // Monatsh. Chem. 1963. Vol. 94. P. 1198.
3. Barsoum M.W. The $M_{n+1}AX_n$ phases: A new class of solids, thermodynamically stable nanolaminates // Progr. Solid State Chem. 2000. Vol. 28. No. 1. P. 201–281.
4. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics // Amer. Ceram. Soc. Bull. 2013. Vol. 92. No. 3. P. 20–27.
5. Scabarozzi T., Ganguly A., Hettinger J.D., Lofland S.E., Amini S., Finkel P., El-Raghy T., Barsoum M.W. Electronic and thermal properties of $Ti_3Al(C_{0.5}N_{0.5})_2$, $Ti_2Al(C_{0.5}N_{0.5})$ and Ti_2AlN // J. Appl. Phys. 2008. Vol. 104. No. 7. P. 073713–073716.
6. Barsoum M.W., Ali M., El-Raghy T. Processing and Characterization of Ti_2AlC , Ti_2AlN , $Ti_2AlC_{0.5}N_{0.5}$ // Metal. Mater. Trans. A. 2000. Vol. 31A. No. 7. P. 1857–1865.
7. Yan M., Chen Y., Mei B., Zhu J. Synthesis of high-purity Ti_2AlN ceramic by hot pressing // Trans. Nonferr. Met. Soc. Chine. 2008. Vol. 18. No. 1. P. 82–85.
8. Liu Yi, Zhang L., Xiao W., Zhang L., Pu Yon., Guo Sh. Rapid synthesis of Ti_2AlN ceramic via thermal explosion // Mater. Lett. 2015. Vol. 149. P. 5–7.
9. Колесников С.И., Кондаков А.А., Милосердов П.А., Новицкий И.М., Бардин М.А. Определение оптимальных условий синтеза в тройной системе Ti — Al — N для получения продуктов, содержащих наибольшее количество МАХ-фаз // Башкирский хим. журн. 2012. Т. 19. No. 4. С. 162–165.
10. Yan M., Mei B., Zhu J., Tian C., Wang P. Synthesis of high-purity bulk Ti_2AlN by spark plasma sintering (SPS) // Ceram. Int. 2008. Vol. 34. No. 6. P. 1439–1442.

11. Yi Liu, Shi Zh., Wang J., Qiao G., Jin Zh., Shen Zh. Reactive consolidation of layered-ternary Ti₂AlN ceramics by spark plasma sintering of a Ti/AlN powder mixture // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 31. No. 5. P. 863—868.
12. Schuster J., Bauer J. The ternary system titanium—aluminum—nitrogen // *J. Solid State Chem.* 1984. Vol. 53. No. 2. P. 260—265.
13. Fan Z., Newman N. Experimental determination of the rates of decomposition and cation desorption from AlN surface // *Mater. Sci. Eng. B.* 2001. Vol. 87. No. 3. P. 244—248.
14. Гурвич Л.В., Вейц И.В., Медведев В.А. и др. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. М.: Наука, 1981.
15. Vadchenko S.G., Sytshev A.E., Kovalev D.Yu., Shchukin A.S., Belikova A.F. SHS of MAX Compounds in the Ti—Si—C System: Influence of Mechanical Activation // *Int. J. Self-Prop. High-Temp. Synth.* 2014. Vol. 23. No. 3. P. 141—144.
7. Yan M., Chen Y., Mei B., Zhu J. Synthesis of high-purity Ti₂AlN ceramic by hot pressing. *Trans. Nonferr. Met. Soc. Chine.* 2008. Vol. 18. No. 1. P. 82—85.
8. Liu Yi, Zhang L., Xiao W., Zhang L., Pu Yon., Guo Sh. Rapid synthesis of Ti₂AlN ceramic via thermal explosion. *Mater. Lett.* 2015. Vol. 149. P. 5—7.
9. Kolesnikov S.I., Kondakov A.A., Miloserdov P.A., Novickij I.M., Bardin M.A. Opredelenie optimal'nykh uslovii sinteza v troinoi sisteme Ti—Al—N dlya polucheniya produktov, sodержashchikh naibol'shee kolichestvo MAX-faz [Determination of the optimum conditions of synthesis in a triple system of Ti—Al—N for products containing the highest number of MAX-phases]. *Bashkirskii Khimicheskii Zhurnal.* 2012. Vol. 19. No. 4. P. 162—165.
10. Yan M., Mei B., Zhu J., Tian C., Wang P. Synthesis of high-purity bulk Ti₂AlN by spark plasma sintering (SPS). *Ceram. Int.* 2008. Vol. 34. No. 6. P. 1439—1442.
11. Yi Liu, Shi Zh., Wang J., Qiao G., Jin Zh., Shen Zh. Reactive consolidation of layered-ternary Ti₂AlN ceramics by spark plasma sintering of a Ti/AlN powder mixture. *J. Europ. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 31. No. 5. P. 863—868.
12. Schuster J., Bauer J. The ternary system titanium—aluminum—nitrogen. *J. Solid State Chem.* 1984. Vol. 53. No. 2. P. 260—265.
13. Fan Z., Newman N. Experimental determination of the rates of decomposition and cation desorption from AlN surface. *Mater. Sci. Eng. B.* 2001. Vol. 87. No. 3. P. 244—248.
14. Gurvich L.V., Veits I.V., Medvedev V.F. et al. Термодинамические свойства индивидуальных веществ [Thermodynamic properties of individual substances]. Moscow: Nauka, 1981.
15. Vadchenko S.G., Sytshev A.E., Kovalev D.Yu., Shchukin A.S., Belikova A.F. SHS of MAX Compounds in the Ti—Si—C System: Influence of Mechanical Activation. *Int. J. Self-Prop. High-Temp. Synth.* 2014. Vol. 23. No. 3. P. 141—144.

References

1. Barsoum M.W. MAX Phases: Properties of Machinable Ternary Carbides and Nitrides: First Edition. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2013.
2. Jeitschko W., Nowotny H., Benesovsky F. Ti₂AlN, Eine Stickstoffhaltige H-Phase. *Monatsh. Chem.* 1963. Vol. 94. P. 1198.
3. Barsoum M.W. The M_{n+1}AX_n phases: A new class of solids, thermodynamically stable nanolaminates. *Progr. Solid State Chemistry.* 2000. Vol. 28. No. 1. P. 201—281.
4. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *Amer. Ceram. Soc. Bull.* 2013. Vol. 92. No. 3. P. 20—27.
5. Scabarozzi T., Ganguly A., Hettinger J.D., Lofland S.E., Amini S., Finkel P., El-Raghy T., Barsoum M.W. Electronic and thermal properties of Ti₃Al(C_{0.5}N_{0.5})₂, Ti₂Al(C_{0.5}N_{0.5}) and Ti₂AlN. *J. Appl. Phys.* 2008. Vol. 104. No. 7. P. 073713—073716.
6. Barsoum M.W., Ali M., El-Raghy T. Processing and Cha-