

## ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ

УДК 621.763: 669.715

### ФОРМИРОВАНИЕ МАХ-ФАЗЫ $Ti_2AlC$ В ГИДРИДНОМ ЦИКЛЕ ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ КАРБОГИДРИДОВ ТИТАНА И АЛЮМИНИЯ

© 2022 г. С. К. Долуханян<sup>1\*</sup>, А. Г. Алексанян<sup>1</sup>, О. П. Тер-Галстян<sup>1</sup>, Г. Н. Мурадян<sup>1</sup>,  
Н. Л. Мнацаканян<sup>1</sup>, К. В. Асатрян<sup>1</sup>, А. С. Мнацаканян<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт химической физики Национальной Академии наук Армении им. А.Б. Налбандяна, Ереван, Армения

\*E-mail: seda@ichph.sci.am

Поступила в редакцию 16.12.2020;

после доработки 12.01.2021;

принята в печать 20.01.2021

Создание и разработка новых методов и технологий получения МАХ-фаз – преспективных материалов на основе бескислородной керамики, востребованных в современном материаловедении в качестве конструкционных материалов, является актуальной задачей. Существующие методы их получения довольно сложны, энергоемки и многостадийны. Разработка жизнеспособных коммерческих предложений, обеспечивающих меньшую стоимость и создающих возможность изготовления МАХ-фаз в большем количестве, представляет научный и практический интерес. В настоящей работе представлены результаты исследований процессов формирования МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  в гидридном цикле (ГЦ) при использовании в качестве исходных компонентов карбогидридов титана  $TiC_{0.45}H_{1.07-1.17}$  (содержание  $H_2$  – 1.97–2.17 вес.%) с ГПУ-структурой и  $TiC_{0.5}H_{0.22-0.73}$  (содержание  $H_2$  – 0.44–1.48 вес.%) с ГЦК-структурой. Изучалась реакция  $TiC_{0.45-0.5}H_{0.22-1.17} + 0.5Al \rightarrow Ti_2AlC + H_2 \uparrow$ . В задачу работы входило установление влияния температур и времени нагрева на фазовый состав и структуру МАХ-фазы  $Ti_2AlC$ . Для аттестации образцов использовался следующий набор методов анализа: химический, дифференциально-термический, рентгенофазовый. Микроструктуру образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе SEM Prisma E. В результате исследований в ГЦ была синтезирована однофазная МАХ-фаза  $Ti_2AlC$  ( $a = 3.0553 \text{ \AA}$ ,  $c = 13.6459 \text{ \AA}$ ,  $c/a = 4.466$ ; группа симметрии  $R\bar{6}_3/mmc$ ). Формирование МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  в ГЦ происходит по твердофазному механизму, в одну технологическую стадию при температуре нагрева до  $1000^\circ\text{C}$  в течение 0.5–1 ч. Показаны преимущества метода гидридного цикла при синтезе МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  относительно традиционных методов, которые позволяют упростить технологический процесс, снизить энергозатраты и повысить качество.

**Ключевые слова:** самораспространяющийся высокотемпературный синтез, тугоплавкие соединения, гидриды и карбогидриды титана, “гидридный цикл”, МАХ-фазы.

**DOI:** 10.31857/S0207401X22010046

#### ВВЕДЕНИЕ

Растущий интерес к МАХ-фазам связан с уникальным набором свойств, которые обусловлены природой их особого кристаллического строения. Это многослойные химические соединения с общей формулой  $M_{n+1}AX_n$ , где  $M$  – переходный металл,  $A$  – элемент подгруппы “А” таблицы Менделеева,  $X$  – углерод или азот. Слоистая гексагональная элементарная ячейка МАХ-фаз относится к пространственной группе  $R\bar{6}_3/mmc$ , в которой шестиугольные (hexagonal) слои  $M_{n+1}X_n$  расположены между слоями  $A$  (Si, Al, Ga и т.д.) [1–3]. Они (МАХ-фазы) были исследованы в Дрексельском университете (США) в лаборатории профессора М. Барсоума на протяжении более десяти лет, где и были синтезированы десятки слоистых карбидов, нитридов и карбонитридов. Эти карбиды и

нитриды сочетают в себе достоинства как керамических, так и металлических материалов, и в некоторых публикациях их называют “металлическая керамика”. Подобно металлам, МАХ-фазы обладают высокой прочностью, превосходной коррозионной стойкостью в агрессивных жидких средах, стойкостью к высокотемпературному окислению и термическим ударам, имеют высокую температуру плавления и являются достаточно стабильными при температурах до  $1000^\circ\text{C}$  и выше, высокой электрической и тепловой проводимостью, превосходной жаростойкостью, а также легко подвергаются механической обработке. С другой стороны, как керамические материалы, они стойки к окислению, к усталостным нагрузкам, жаростойкие, сохраняют прочность при высоких температурах, имеют небольшой удельный вес (низкую плотность),

обладают высоким модулем упругости, характеризуются низким коэффициентом трения и низким тепловым коэффициентом расширения [1–4].

Потенциальные области применения МАХ-фаз: термоустойчивые огнеупоры, высокотемпературные нагревательные элементы, покрытия для электрических контактов, а также МАХ-фазы, устойчивые к радиационному (особенно нейтронному) облучению [4] и поэтому пригодные для ядерных применений. Кроме того, МАХ-фазы являются исходным материалом для получения МХenes-семейства двумерных карбидов, нитридов и карбонитридов переходных металлов. Удаление слоя А из МАХ-фаз приводит к образованию двумерных слоев, которые маркируются как МХenes. Известно, что двумерные (2D) материалы, такие как графен, обладают уникальными свойствами, что может потенциально привести к некоторым перспективным их применениям [5–7].

Известны около пятидесяти МАХ-фаз, соответствующих стехиометрической формуле  $M_2AX$  ( $M_{n+1}AX_n$ , т.е.  $n = 1$ ). Их принято обозначать как 211. В кристаллической решетке  $M_2AX$  параметр  $c$  должен быть примерно в 4 раза больше параметра  $a$ . Композиты алюминий–МАХ-фаза обладают способностью улучшать пластичность и ударную вязкость. Среди них фаза  $Ti_2AlC$  является одной наиболее интересной с типичной структурой 211. Она обладает самой низкой плотностью среди всех соединений этого класса, отличной электропроводностью, небольшим коэффициентом трения [8], имеет высокую температуру плавления ( $1625^\circ C$ ) и стабильна при высоких температурах [5].

Наиболее известными способами получения МАХ-фаз являются: индукционная, электродуговая или электронно-лучевая плавки; порошковая металлургия – горячее изостатическое прессование (ГИП), реактивное спекание, такое как горячее прессование, искровое плазменное спекание, спекание с импульсным разрядом; химическое осаждение из паровой фазы при различных температурах; самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) и др.

Процесс синтеза МАХ-фаз  $Ti_2AlC$ ,  $Ti_2AlN$ ,  $Ti_3AlC_2$ ,  $Ti_3SiC_2$  и других методом ГИП из смеси тонкодисперсных порошков (размер частиц – 2–10 мкм) титана, углерода, алюминия и карбида кремния хорошо отработан в Дрексельском университете (США) М. Барсоу с сотр. [1, 3, 4]. Горячее изостатическое прессование требует больших затрат энергии, времени и большого числа технологических операций, характерных для порошковой металлургии: прессование, вакуумное спекание или горячее прессование, отжиг пластификатора и др.

Фазы  $Ti_2AlC$  и  $Ti_3AlC_2$  были получены методом искрового плазменного спекания с использованием порошков  $Ti$ ,  $Al$  и графита [9]. Был также

использован метод СВС в сочетании с ГИП [10–14]. Авторами работы [14] было показано, что МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  и  $Ti_3AlC_2$  возможно синтезировать, используя СВС с восстановительной стадией при горении системы  $TiO_2-Mg-Al-C$  в среде аргона под давлением 3 МПа. Синтез проводили при нагревании порошков до температуры  $1500^\circ C$  в течение 2 ч. В синтезированных таким образом МАХ-фазах кроме основных фаз  $Ti_2AlC$  и  $Ti_3AlC_2$  содержались фазы  $MgAl_2O_4$  и  $TiC$ .

Почти при всех перечисленных выше методах наряду с МАХ-фазами, например  $Ti_2AlC$ , всегда наблюдались второстепенные фазы, такие как  $TiC_x$ ,  $TiAl_x$  и  $Ti_3AlC_2$  [1–15]. Существующие методы их получения довольно сложны, энергоемки и многостадийны и не являются практическими методами для массового промышленного производства изделий из МАХ-фаз. Недавние исследования и разработки выявили потенциал для практического применения МАХ-фаз. Задачи на ближайшее будущее состоят в том, чтобы продолжить изучение известных на сегодняшний день МАХ-фаз и добиться дальнейшего прогресса в облегчении их промышленного применения [16]. Таким образом, создание и разработка новых методов и технологий получения МАХ-фаз, материалов, востребованных в современном материаловедении в качестве конструкционных материалов для авиакосмической, оборонной, химической, пищевой промышленности, медицины (имплантанты) и других областей является актуальной задачей.

В этой связи наиболее актуальной проблемой в исследовании МАХ-фаз является разработка жизнеспособных коммерческих предложений, обеспечивающих меньшую стоимость, создающих возможность изготовления МАХ-фаз сложной геометрии в большем количестве.

В настоящее время исследования по МАХ-фазам финансируются агентствами, научными фондами и оборонной промышленностью в России, США, Китае, Европе, Австралии и др. В Лаборатории высокотемпературного синтеза и технологии неорганических соединений ИХФ НАН РА был разработан новый высокоэффективный метод получения сплавов и интерметаллидов тугоплавких металлов – метод гидридного цикла [17–23]. Сущность метода заключается в использовании в качестве исходных материалов гидридов переходных металлов. В процессе нагрева компактированной смеси двух и более гидридов и удалении водорода при температурах чуть выше температур диссоциации гидридов происходит формирование прочных, беспористых сплавов. В настоящей работе метод ГЦ использован для синтеза МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$ .

Таблица 1. Параметры процесса ГЦ и характеристики МАХ-фаз

Карбогидриды титана; кристаллическая структура; параметры в Å	Условия ГЦ	МАХ-фаза; кристаллическая структура; параметры в Å
Ti; ГПУ ( $P6_3/mmc$ ); $a = 2.95, c = 4.686$	—	—
$TiC_{0.45}H_{1.07-1.17}$ (содержание $H_2$ – 1.97–2.15 вес.%); основная фаза – ГПУ ( $P6_3/mmc$ ), $a = 3.0442, c = 5.0930$ ; + 1–5% ГЦК-фазы, $a = 4.3101$	$P_{пр} = 20000$ кГс $T_H = 1000^\circ C$ $t = 1$ ч	$Ti_2AlC$ ; гексагональная ( $P6_3/mmc$ ); $a = 3.0553, c = 13.6459, c/a = 4.466$
$TiC_{0.5}H_{0.22-0.73}$ (содержание $H_2$ – 0.4–1.48 вес.%); основная фаза – ГЦК, $a = 4.3165$ ; + до 5% ГПУ-фазы	$P_{пр} = 20000$ кГс $T_H = 1000^\circ C$ $t = 0.5-1$ ч	$Ti_2AlC$ ; гексагональная ( $P6_3/mmc$ ); $a = 3.0614, c = 13.663, c/a = 4.466$

Примечание:  $P_{пр}$  – усилие прессования образца.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных материалов использовали титан марки ПТМ-1, алюминий чистотой 99.7% и ламповую сажу. Для проведения настоящих исследований предварительно методом СВС были синтезированы карбогидриды титана  $TiC_{0.45}H_{1.07-1.17}$  с ГПУ-структурой (содержание  $H_2$  – 1.97–2.17 вес.%) и  $TiC_{0.5}H_{0.22-0.73}$  с ГЦК+ (5–10%) ГПУ-структурой (содержание  $H_2$  – 0.4–1.48 вес.%); см. табл. 1 [24, 25]. Карбогидриды измельчались до фракции <7.5 мкм. Тщательно перемешанная смесь карбогидридов с порошком алюминия прессовалась в цанговых прессформах в цилиндрические таблетки диаметром 22 мм и высотой 20 мм на гидравлическом прессе (усилие прессования – до 20000–45000 кГс).

Исследования проводили в герметичной установке, состоящей из кварцевого реактора, печи, приборов для контроля вакуума и температур в реакторе. Таблетки устанавливали в реактор, вакуумировали до  $10^{-3}$  Торр и включали нагрев. Процесс ГЦ проводили при температурах 600–1000°C.

Для аттестации образцов использовали следующие анализы: химический, дифференциально-термический (ДТА, дериватограф Q-1500) и рентгенофазовый (РФА, дифрактометр ДРОН-0.5). Дифференциально-термический анализ проводили при нагреве образца до 1000°C со скоростью нагрева 20°C/мин. Дифракционные картины идентифицировали с помощью Международной картотеки ASTM. Параметры кристаллических решеток рассчитывались по известным формулам. Количественный фазовый анализ проводили путем расчета нормированной интенсивности самого

высокого дифракционного пика каждой фазы. Ошибки в количественном анализе были определены при повторении расчетов 3 раза для параллельных образцов. Микроструктуру образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе SEM Prisma E. Плотность образцов измеряли гидростатическим методом, рентгеновскую плотность рассчитывали по параметрам кристаллической решетки.

В задачу входило экспериментальное исследование влияния химического и фазового состава шихты (соотношения карбогидрида титана и порошков алюминия в реакционной смеси), размеров зерен карбогидрида титана (микро- и наноразмеры), давления прессования при компактировании

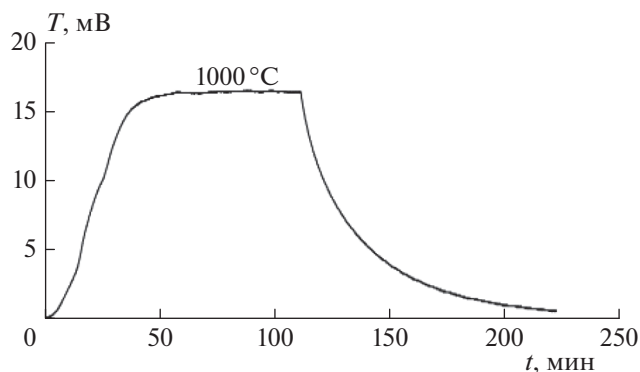
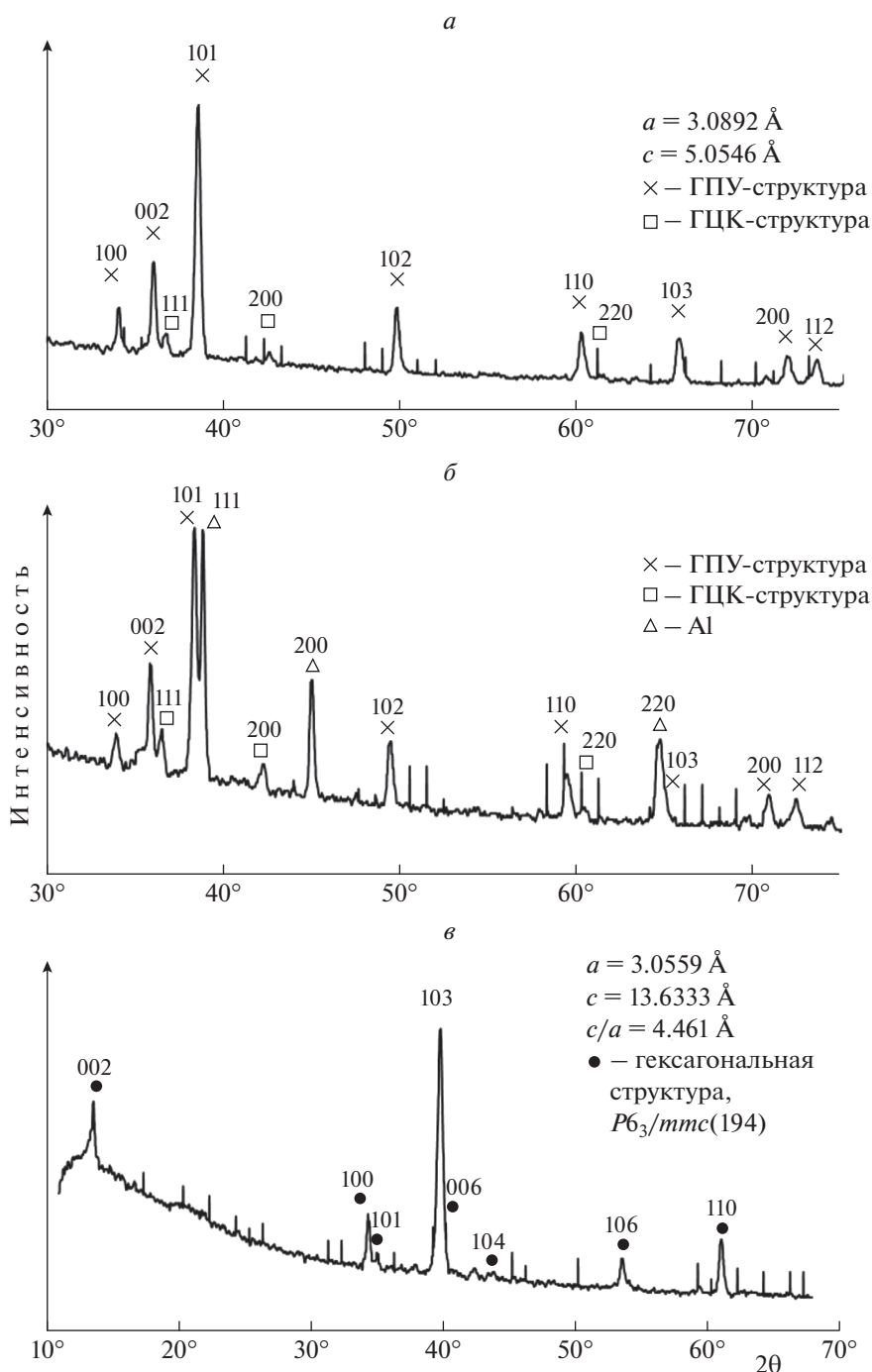


Рис. 1. Термограмма процесса ГЦ при нагреве реакционной смеси  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$  до 1000°C в течение 60 мин.



**Рис. 2.** Дифракционные картины: *а* – карбогидрида  $TiC_{0.45}H_{1.17}$  (ГПУ + 5% ГЦК); *б* – реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$ ; *в* – МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$ , полученного в ГЦ при нагреве до  $T_H = 1000^\circ C$  и выдержке в течение 60 мин.

шихты, а также режимов дегидрирования/спекания (температуры и скорости нагрева в ГЦ) на характеристики полученных фаз.

Надо отметить, что синтезированные порошки карбогидрида титана благодаря высокому содержанию водорода легко диспергируются до размеров частиц  $<10$  мкм и ниже (до субмикронных размеров, включая нано размеры кристалли-

тов: 20–80 нм [26]). Кроме того, при приготовлении реакционной шихты тщательное перемешивание смеси в течение 30–60 мин приводит к дальнейшему интенсивному измельчению исходного карбогидрида титана.

Исследовалась реакция  $TiC_{0.45-5}H_{0.22-1.17} + 0.5Al \rightarrow Ti_2AlC + H_2\uparrow$ . На рис. 1 представлена термограмма процесса ГЦ при нагреве реакцион-

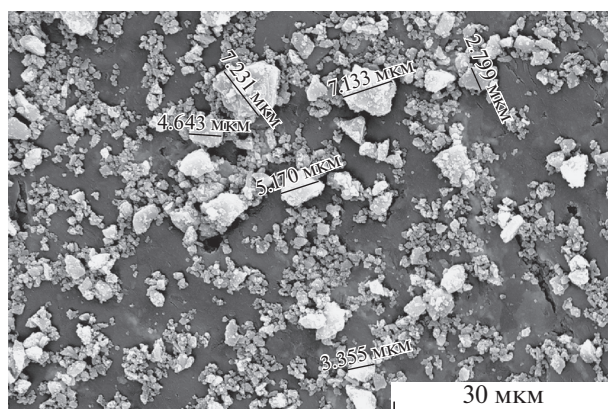


Рис. 3. Микроструктура карбогидрида  $TiC_{0.45}H_{1.17}$ .

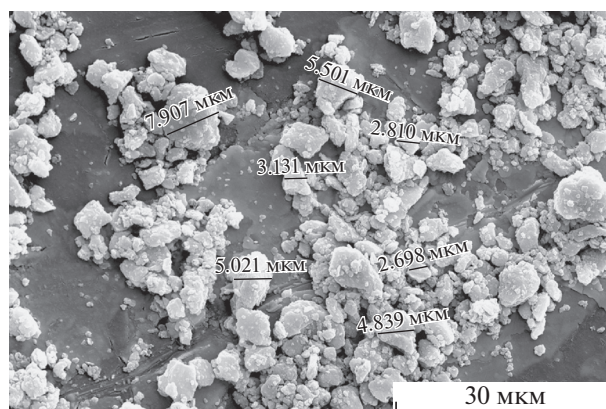


Рис. 4. Микроструктура МАХ-фазы  $Ti_2AlC_{0.9}$ .

ной смеси  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$  до  $T_n = 1000^\circ C$  в течение времени  $t = 60$  мин.

По данным РФА в результате проведения серии экспериментов в ГЦ была синтезирована однофазная МАХ-фаза состава  $Ti_2AlC$  с гексагональной элементарной ячейкой и параметрами  $a = 3.055 \text{ \AA}$ ,  $c = 13.6459 \text{ \AA}$ ,  $c/a = 4.47$  со следами ГЦК-фазы  $TiC$ . На рис. 2 представлены дифракционные картины: *a* – исходного карбогидрида  $TiC_{0.45}H_{1.17}$  (ГПУ + 5% ГЦК); *b* – реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$ ; *в* – МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$ , полученного в ГЦ при нагреве до  $T_n = 1000^\circ C$  и  $t = 60$  мин.

На рис. 3 представлена микроструктура карбогидрида  $TiC_{0.45}H_{1.17}$ , исследованная с помощью растровой электронной микроскопии. Как видно, размер зерен составляет  $< 7.2$  мкм.

На рис. 4 представлена микроструктура МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC_{0.9}$ . Максимальный размер зерен МАХ-фазы не превышает 7.9 мкм.

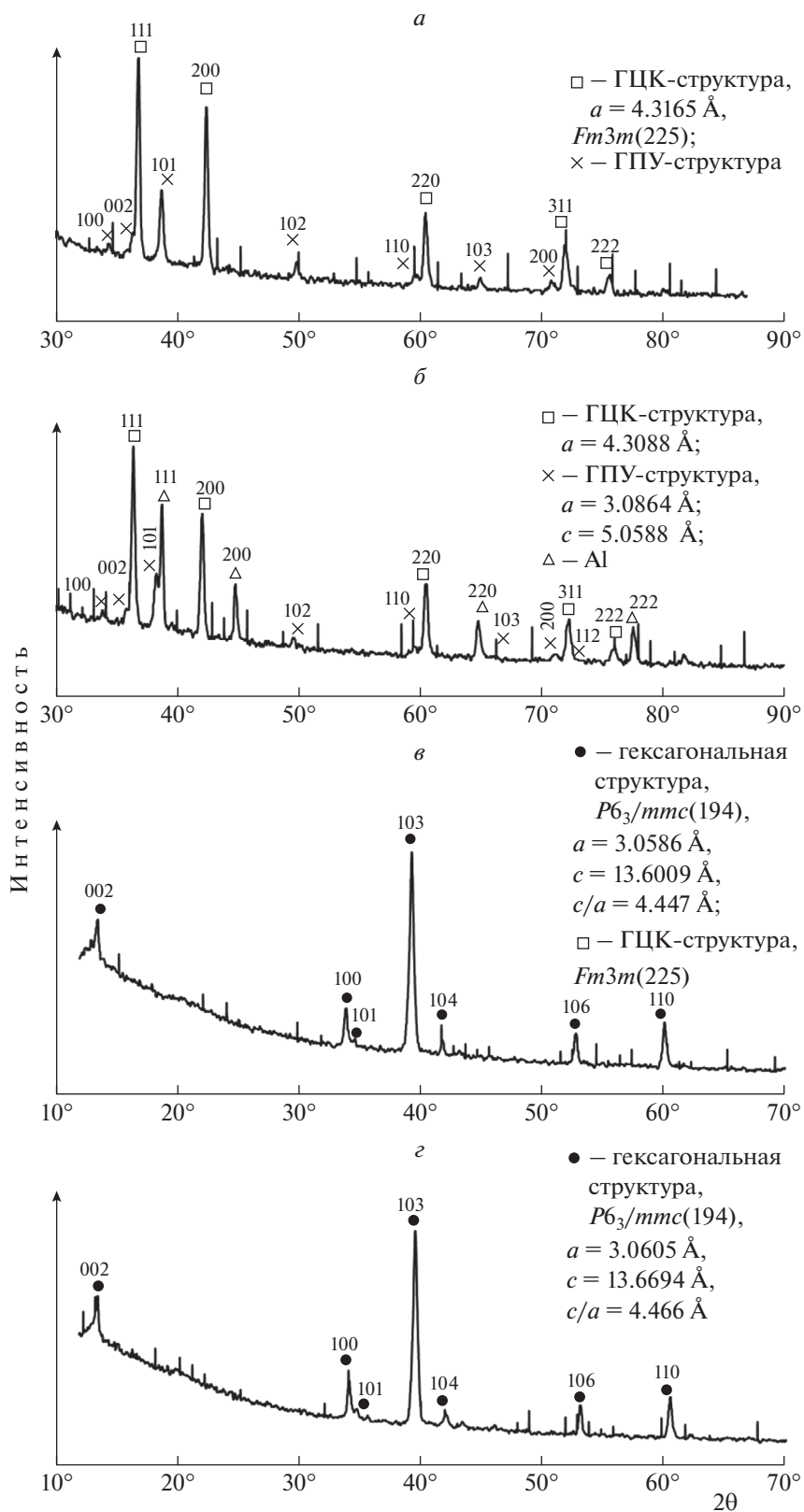
В другой серии экспериментов для синтеза МАХ-фазы был использован карбогидрид  $TiC_{0.5}H_{0.22-0.73}$ , содержащий в основном ГЦК-фазу с примесью 5% ГПУ (табл. 1). Первоначально предполагали, что использование карбогидрида с ГПУ структурой должно способствовать формированию МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$  в ГЦ. Дальнейшие исследования показали, что формирование МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$  происходит также при использовании ГЦК-карбогидрида  $TiC_{0.5}H_{0.22-0.73}$ , даже при небольшом содержании водорода.

На рис. 5 представлены дифракционные картины: *a* – карбогидрида  $TiC_{0.5}H_{0.67}$  (ГЦК + 5% ГПУ); *b* – реакционной шихты  $TiC_{0.5}H_{0.67} + 0.5Al$ ; МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$ , полученных в ГЦ при нагреве до  $T_n = 1000^\circ C$  и выдержках в течение 60 (*в*) и 30 мин (*г*). Было показано, что для формирования МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  в ГЦ достаточно нагревать исходную шихту при  $1000^\circ C$  в течение 30 мин.

Для выявления термических эффектов, протекающих в ГЦ, и установления механизма формирования МАХ-фазы состава  $Ti_2AlC$  был проведен ДТА исходного карбогидрида состава  $TiC_{0.45}H_{1.17}$  и реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$  в условиях, близких к ГЦ. На рис. 6 представлены ДТА-кривые: *a* – карбогидрида  $TiC_{0.45}H_{1.17}$ , *b* – реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$ . При нагреве до  $1000^\circ C$  карбогидрида титана на ДТА-кривой 2 (рис. 6*a*) наблюдаются три эндопика, обусловленные диссоциацией водорода из карбогидрида титана при 460, 580 и  $800^\circ C$  соответственно. При нагреве реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$  (рис. 6*b*) на ДТА-кривой наблюдаются: один эндопик при  $580^\circ C$ , обусловленный выходом водорода из карбогидрида титана, один экзопик при  $640^\circ C$  и второй эндопик при  $790^\circ C$ .

Данные РФА промежуточных и конечных продуктов, полученные в процессе ГЦ и ДТА при закалке при разных температурах, позволили установить маршрут формирования МАХ-фазы в ГЦ. При нагреве реакционной шихты  $TiC_{0.45}H_{1.17} + 0.5Al$  начинается частичная диссоциация водорода из карбогидрида. Разрыв связи  $TiC_{0.45}H_{1.17-x}-H_x$  приводит к активации карбогидрида и экзотермическому взаимодействию его с алюминием при  $640^\circ C$ . Появление экзопика вероятнее всего связано с взаимодействием алюминия с частично разложенным карбогидридом титана и, фактически, началом формирования МАХ-фазы  $Ti_2AlC$ . При этом образуется промежуточная фаза (алюмокарбогидрид), которая с повышением температуры теряет последнюю порцию водорода (второй эндопик при  $790^\circ C$ ), что практически приводит к структурированию МАХ-фазы.

Таким образом, при внедрении алюминия в нестехиометрический карбогидрид титана происходит фазовый переход ГПУ-структуры карбогидрида с параметрами  $a = 2.95 \text{ \AA}$ ;  $c = 4.686 \text{ \AA}$ ;  $c/a = 1.59$  в гексагональную МАХ-фазу  $Ti_2AlC$  с параметрами



**Рис. 5.** Дифракционные картины: *а* – карбогидрида  $TiC_{0.5}H_{0.67}$  (ГЦК + 5% ГПУ); *б* – реакционной шихты  $TiC_{0.5}H_{0.67} + 0.5Al$ ; МАХ-фаз состава  $Ti_2AlC$ , полученных в ГЦ при нагреве до  $T_H = 1000^\circ C$  и выдержках в течение 60 (*в*) и 30 мин (*г*).

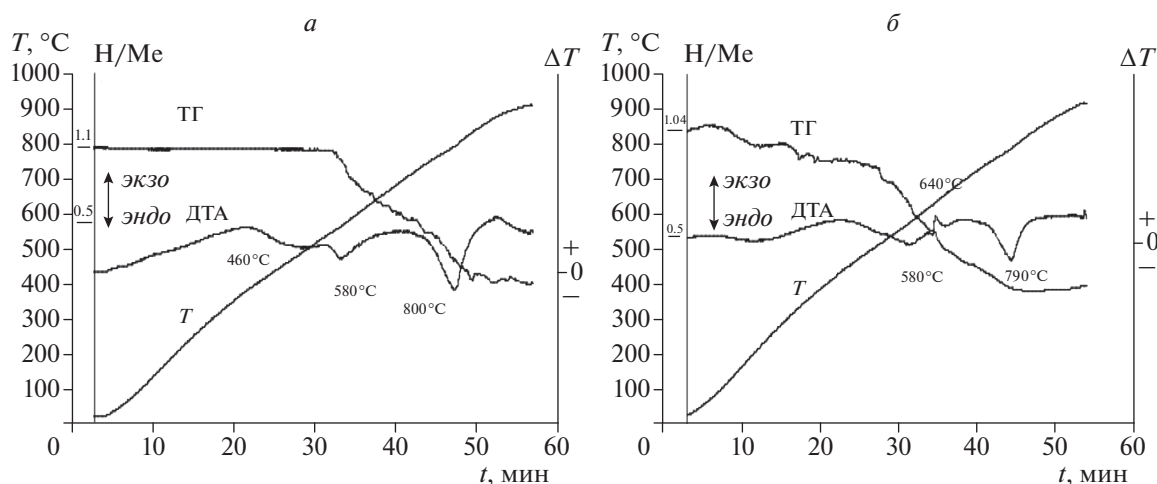


Рис. 6. Кривые ДТА: *a* – карбогибрида состава  $\text{TiC}_{0.45}\text{H}_{1.17}$ , *б* – реакционной шихты  $\text{TiC}_{0.45}\text{H}_{1.17} + 0.5\text{Al}$ .

элементарной ячейки  $a = 3.0568 \text{ \AA}$ ,  $c = 13.658 \text{ \AA}$ ,  $c/a = 4.468$ . В табл. 1 представлены условия проведения процесса ГЦ и характеристики МАХ-фаз, полученных в ГЦ.

Несколько иначе можно описать формирование МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  при использовании карбогибрида  $\text{TiC}_{0.5}\text{H}_{0.22-0.73}$  с ГЦК-структурой, содержащего 1–5% ГПУ-фазы. При нагреве, в зависимости от содержания водорода в ГЦК карбогибриде титана, диссоциация последнего происходит при  $T = 780^\circ\text{C}$ . Разрушаются связи  $\text{TiC}_{0.5}\text{—H}$ , и активированный таким образом нестехиометрический карбид титана экзотермически взаимодействует с алюминием аналогично ГПУ-карбогибриду состава  $\text{TiC}_{0.45}\text{H}_{1.17}$ . При этом происходит фазовый переход уже ГЦК-структуры ( $a = 4.3165$ ) в гексагональную МАХ-фазу  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  с параметрами гексагональной элементарной решетки  $a = 3.0614 \text{ \AA}$ ,  $c = 13.663 \text{ \AA}$ ,  $c/a = 4.466$ .

Плотность синтезированной МАХ-фазы состава  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ , измеренная гидростатическим методом, равна  $3.78\text{--}3.88 \text{ г/см}^3$ ; рентгеновская плотность, рассчитанная по параметрам гексагональной кристаллической решетки ( $a = 3.0553\text{--}3.568 \text{ \AA}$ ,  $c = 13.6459\text{--}3.658 \text{ \AA}$ ), равна  $4.034 \text{ г/см}^3$ . Измеренная рентгеновская плотность МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  и параметры гексагональной кристаллической решетки хорошо совпадают с известными литературными данными [16, 27].

Мишель Борсоум в работе [27] пишет “На данный момент лучшая и первая МАХ-фаза, которая будет принята для высокотемпературных приложений, вероятно, будет  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  по двум причинам: во-первых, присутствие алюминия, обладающего превосходной стойкостью к окислению; во-вторых,  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ , скорее всего, самый дешевый из МАХ-фаз”.

## ВЫВОДЫ

1. Синтезирована МАХ-фаза состава  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  методом гидридного цикла при использовании в качестве исходных реагентов карбогидридов титана:  $\text{TiC}_{0.45}\text{H}_{1.07-1.17}$  с ГПУ-структурой;  $\text{TiC}_{0.5}\text{H}_{0.22-0.73}$  с ГЦК-структурой, и порошка алюминия.

2. Показано, что однофазная МАХ-фаза  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  формируется при использовании карбогидридов с ГПУ- и ГЦК-структурами.

3. Установлено, что на формирование МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  в ГЦ существенное влияние оказывают:

- природа химической связи  $\text{TiC}_{0.45-0.5}\text{—H}$  и фазовые переходы;

- физические свойства карбогидридов – пластичность, высокая диспергируемость до микронных, субмикронных и наноразмеров в зерне порошка;

- химические свойства (содержание водорода, относительно низкие температуры диссоциации).

4. Показан одностадийный твердофазный механизм формирования МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  в ГЦ.

5. Установлены оптимальные параметры процесса ГЦ, приводящие к формированию однофазной МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ .

6. Показаны преимущества метода гидридного цикла при синтезе МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  относительно традиционных методов: снижение температур и длительности процесса; понижение энергозатрат; одностадийность; высокопроизводительность и экологическая чистота; доступность высокоэффективного, неэнергоемкого технологического СВС-процесса получения карбогидридов титана.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Barsoum M.W. // Amer. Sci. 2000. V. 89. P. 336.
2. Naguib M., Mashtalir O., Carle J., Presser V., Jun Lu et al. // ACS Nano. 2012. V. 6. № 2. P. 1322.
3. Barsoum M.W. // Prog. Solid State Chem. 2000. V. 28. Issues 1–4. P. 201.
4. Barsoum M.W., Ali M., El-Raghy T. // J. Metallurg. Mater. Trans. 2000. № 31. P. 1857.
5. Rao C.N., Subrahmanyam K.S., Matte H.S. et al. // Sci. Technol. Adv. Mater. 2010. V. 11. P. 054502.
6. Gogotsi Y. // ACS Nano. 2019. V. 13. P. 8491; www.acsnano.org
7. Шабалин И.Л. // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. № 4. С. 73; dx.doi.org/https://doi.org/10.17073/1997-308X-2018-4-73-81
8. Lu Chengjie, Sun Liangbo, Zhang Jie et al. // Ceram. Intern. 2017. V. 43. № 12. P. 8579.
9. Zhou W.B., Mei B.C., Zhu J.Q., Hong X.L. // J. Article Mater. Lett. 2005. V. 59. № 1. P. 131; https://doi.org/10.1016/j.matlet.2004.07.052
10. Bai Yuelel, He Xiaodong, Li Yibin, Chuncheng Zhu et al. // J. Mater. Res. 2009. V. 24. № 8. P. 2528; https://doi.org/10.1557/JMR.2009.0327
11. Łopacín'ski Michał, Puszyński Jan, Lis Jerzy // J. Amer. Ceram. Soc. 2004. V. 84. № 12. P. 3051; https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2001.tb01138.x
12. Bazhin P.M., Kovalev D.Yu., Luginina M.A., Averichev O.A. // Intern. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2016. V. 25. № 1. P. 30.
13. Bagliuk G.A., Suprun O.V., Mamonova A.A. // Phys. Chem. Solid State. 2017. V. 18. № 4. P. 438; https://doi.org/10.15330/pcss.18.4.438-443
14. Martirosyan V.A., Sasuntsyan M.E. // Intern. J. Pharma Sci. Sci. Res. 2019. V. 5. Issue 1.
15. Вершинников В.И., Ковалёв Д.Ю. // Сб. матер. Международн. конф. “СВС-50”. 2017. С. 89; ISBN 978-5-91845-080-2
16. Sun M. // Intern. Mater. Rev. 2011. V. 56. № 3. P. 143; https://doi.org/10.1179/1743280410Y.0000000001
17. Долуханян С.К., Тер-Галстян О.П., Алексанян А.Г., Мнацаканян Н.Л. // Хим. физика. 2017. Т. 36. № 4. С. 1.
18. Dolukhanyan, S.K., Aleksanyan A.G., Ter-Galstyan O.P. et al. // Intern. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2010. V. 19. № 2. P. 85.
19. Aleksanyan A.G., Dolukhanyan S.K., Ter-Galstyan O.P. et al. // J. Alloys Compd. 2011. V. 509. P. 786.
20. Aleksanyan A.G., Dolukhanyan S.K., Ter-Galstyan O.P. et al. // Intern. J. Hydrogen Energy. 2012. V. 37. P. 14234.
21. Dolukhanyan S.K., Aleksanyan A.G., Shekhtman V.Sh. et al. // Intern. J. Self-Propag. High-Temp. Synth. 2014. V. 23. № 2. P. 78.
22. Мурадян Г.Н., Долуханян С.К., Алексанян А.Г. и др. // Хим. физика. 2019. Т. 38. № 1. С. 38.
23. Долуханян С.К., Тер-Галстян О.П., Алексанян А.Г. и др. // Хим. физика. 2015. Т. 34. № 9. С. 1.
24. Долуханян С.К., Мартиросян Н.А., Мержанов А.Г., Налбандян А.Б. Способ получения карбогидрида титана: А.с. № 683191.СССР // Б. И. 1978. № 32. С. 13.
25. Мартиросян Н.А., Долуханян С.К., Мержанов А.Г. // Физика горения и взрыва. 1981. № 4. С. 24.
26. Shekhtman V.Sh., Dolukhanyan S.K., Abrosimova G.E. et al. // Intern. J. Hydrogen Energy. 2001. V. 26. P. 435.
27. Barsoum M. // Annu. Rev. Mater. Res. 2011; https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-062910-100448