

УДК 544.3

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-11-18

## Фазообразование в системе Ti–Al–C при СВС

© 2017 г. **Д.Ю. Ковалев, О.А. Аверичев, М.А. Лугинина, П.М. Бажин**

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

Статья поступила в редакцию 11.10.16 г., доработана 19.10.16 г., подписана в печать 20.10.16 г.

Методом времяразрешающей рентгеновской дифракции исследован процесс фазообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе (СВС) порошковых смесей Ti–Al–C составов, близких к составу MAX-фаз. Установлено, что формирование материала при горении на воздухе в условиях медленного теплоотвода происходит стадийно. На первом этапе доминирующей является реакция образования карбида титана, обеспечивающая основное тепловыделение и распространение фронта горения. В результате формируются кристаллы TiC, окруженные расплавом Ti–Al. За фронтом горения происходит растворение карбида титана в окружающем расплаве с последующей кристаллизацией тройного соединения – Ti<sub>2</sub>AlC. При синтезе в среде гелия, обеспечивающей быстрый теплоотвод, не наблюдается формирования TiC. Первой фазой, возникающей на дифракционном поле, является Ti<sub>2</sub>AlC. Период существования TiC, составляющий 5–10 с для смесей, синтезированных на воздухе, существенно уменьшается при проведении процесса в среде гелия и не превышает 1 с. В результате СВС получен композиционный материал на основе фазы Ti<sub>2</sub>AlC, содержащий менее 20 мас.% TiAl и 2 мас.% TiC. Структура материала характеризуется пластинчатыми зёрнами Ti<sub>2</sub>AlC, окруженными матрицей TiAl. Микротвердость синтезированных материалов составила 4,0–4,5 ГПа и соответствует микротвердости фазы Ti<sub>2</sub>AlC. Дисперсность зёрен Ti<sub>2</sub>AlC при синтезе в среде гелия ниже, чем при синтезе на воздухе. При медленном охлаждении на воздухе размеры пластинчатых зёрен MAX-фазы вырастают до 8–15 мкм в длину и 2–5 мкм в ширину. В гелии дисперсность Ti<sub>2</sub>AlC ниже – длина и ширина зёрен не превышают 8 и 1 мкм соответственно.

**Ключевые слова:** MAX-фаза Ti<sub>2</sub>AlC, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, времяразрешающая рентгеновская дифракция, фазообразование.

**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.

**Аверичев О. А.** – инженер-исследователь лаборатории пластического деформирования ИСМАН. E-mail: chegoleg@mail.ru.

**Лугинина М.А.** – аспирант лаборатории рентгеноструктурных исследований ИСМАН. E-mail: luginina@ism.ac.ru.

**Бажин П. М.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории пластического деформирования ИСМАН. E-mail: olimp@ism.ac.ru.

**Для цитирования:** Ковалев Д.Ю., Аверичев О.А., Лугинина М.А., Бажин П.М. Фазообразование в системе Ti–Al–C при СВС // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 4. С. 11–18.

DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-11-18.

*Kovalev D.Yu., Averichev O.A., Luginina M.A., Bazhin P.M.*

### **Phase formation in Ti–Al–C system during SHS**

The phase formation of Ti–Al–C powder mixtures with compositions close to the composition of the MAX phases in self-propagating high-temperature synthesis (SHS) was investigated using time resolved X-ray diffraction. It is found that material formation during combustion in air under low heat removal rates is a staged process. At the first stage, the dominant is the reaction of titanium carbide formation providing major heat release and combustion front propagation. As a result, TiC crystals surrounded by the Ti–Al melt are formed. Behind the combustion front titanium carbide dissolves in the surrounding melt and then the Ti<sub>2</sub>AlC ternary compound is crystallized. TiC formation is not observed with the synthesis in helium providing high heat removal rates. The first phase emerging on the diffraction field is Ti<sub>2</sub>AlC. The TiC life cycle of 5–10 s for air-synthesized mixtures is significantly reduced for helium processes and does not exceed 1 s. SHS reaction in helium yielded a Ti<sub>2</sub>AlC-based composite containing less than 20 wt.% of TiAl, and 2 wt.% of TiC. The material structure is characterized by laminated Ti<sub>2</sub>AlC grains surrounded by the TiAl matrix. The microhardness of synthesized materials was 4,0–4,5 GPa that corresponds to that of the Ti<sub>2</sub>AlC phase. Ti<sub>2</sub>AlC grains synthesized in helium are smaller than in air. Laminated MAX-phase grain sizes grow up to 8–15 μm in length and 2–5 μm in width at slow air cooling. The Ti<sub>2</sub>AlC grain size in helium is lower – up to 8 μm in length and 1 μm in width.

**Keywords:** Ti<sub>2</sub>AlC MAX phase, self-propagating high-temperature synthesis, time resolved X-ray diffraction, phase formation.

**Kovalev D.Yu.** – Cand. Sci. (Tech.), 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.

**Averichev O.A.** – engineer-researcher, Laboratory of plastic deformation, ISMAN. E-mail: chegoleg@mail.ru.

**Luginina M.A.** – postgraduate student, X-Ray investigation Laboratory, ISMAN. E-mail: luginina@ism.ac.ru.

**Bazhin P.M.** – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher, Laboratory of plastic deformation, ISMAN. E-mail: olimp@ism.ac.ru.

**Citation:** Kovalev D.Yu., Averichev O.A., Luginina M.A., Bazhin P.M. Fazoobrazovanie v sisteme Ti–Al–C pri SVS. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2017. No. 4. P. 11–18. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2017-4-11-18.

## Введение

В последние годы возрос интерес к новому классу тугоплавких соединений, обладающих уникальным сочетанием свойств металла и керамики, описываемых в общем виде формулой  $M_{n+1}AX_n$ , где  $M$  – переходный металл,  $A$  – элемент подгруппы А Периодической системы,  $X$  – углерод или азот. Первая синтезированная МАХ-фаза  $Ti_3SiC_2$  проявила свойства, типичные как для металлов, так и для керамики [1]. Среди более 100 материалов на основе МАХ-фаз, полученных к настоящему времени, наибольший интерес, с позиций уровня их свойств, представляют соединения на основе систем  $Ti-Si-C$  и  $Ti-Al-C$ . Эти материалы обладают высокой тепловой и электрической проводимостью, низкой удельной массой, высоким модулем упругости, низким тепловым коэффициентом расширения, высокой теплостойкостью и жаростойкостью [2–8]. Синтез таких соединений проводится, как правило, методом ГИП (горячего изостатического прессования) [9], электроискрового спекания [10] и сочетанием СВС и ГИП [11–18]. Однако в составе конечного продукта практически всегда присутствуют карбидные ( $TiC_x$ ) и интерметаллидные фазы ( $Ti_xAl_y$ ,  $Ti_xSi_y$ ). Наличие карбидной фазы приводит к растрескиванию изделий из полученного материала, особенно при циклических термических нагрузках.

На сегодняшний день стоит проблема получения материалов на основе МАХ-фазы  $Ti-Al-C$  без примеси карбида титана. Перспективным ме-

тодом, позволяющим получать МАХ-фазы и изделия из них, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) с последующим пластическим деформированием — метод СВС-экструзии. Проведенные исследования в работах [19, 20] показали, что синтезируемые материалы на основе МАХ-фазы в процессе СВС-экструзии обладают способностью к формованию, в результате которого возможно получение плотных длинномерных изделий. Однако и в случае синтеза методом СВС в составе продукта присутствуют вторичные двойные фазы — карбиды и интерметаллиды. Для решения проблемы минимизации содержания карбидов в материалах на основе МАХ-фаз требуется понимание механизма синтеза, на основе которого можно определить требуемые условия получения материала с минимальным содержанием примесей.

Цель работы — исследование фазообразования при горении в различных средах порошковых смесей  $Ti-Al-C$  для составов, близких к составу МАХ-фазы, методом времязрешающей рентгеновской дифракции.

## Методика исследований

Исходными компонентами в работе служили порошки  $Ti$ ,  $Al$  и  $C$ , характеристики которых приведены в табл. 1. Реагенты в молярном соотношении  $Ti : Al : C = 2 : 1,5 : 1$  и  $3 : 2 : 1$  (табл. 2) смешивали в шаровой мельнице на воздухе.

Таблица 1. Характеристики исходных порошков

| Порошок | Марка порошка | ГОСТ, ТУ        | Содержание основного вещества, не менее, мас. % | Размер частиц основной фракции, менее, мкм |
|---------|---------------|-----------------|---|--|
| Ti      | ПТМ           | ТУ 14-1-3086-80 | 99,1  | 45   |
| C       | ПМ-15ТС       | ОСТ 38-1531-73  | 99,1  | 1  |
| Al      | АСД-4         | ТУ 48-5-226-87  | 99,5  | 5  |

Таблица 2. Исходный состав используемых материалов

| Наименование системы, моль | Содержание, мас. % |      |     |
|----------------------------|--------------------|------|-----|
|                            | Ti                 | Al   | C   |
| 2Ti–1,5Al–C                | 64,2               | 27,1 | 8,7 |
| 3Ti–2Al–C                  | 68,6               | 25,7 | 5,7 |

Соотношение компонентов смеси выбиралось близким к составу МАХ-фазы  $Ti_2AlC$  с избыточным количеством Ti и Al. Из полученных смесей прессовали образцы прямоугольного сечения  $30 \times 10 \times 12$  мм с относительной плотностью 0,65. Перед проведением экспериментов образцы сушили при температуре  $150^\circ C$  для удаления влаги.

Регистрацию изменения фазового состава материала в процессе горения проводили методом времяразрешающей рентгеновской дифракции (TRXRD — time resolved X-ray diffraction). Сущность метода заключается в получении последовательности рентгенограмм с минимальной временной экспозицией в процессе распространения волны горения по образцу [21, 22].

Использовалась установка на базе аппарата «Дрон» со стандартной рентгеновской трубкой мощностью 2,5 кВт и быстродействующим линейным детектором ЛКД-4 (ОИЯИ ЛВЭ, г. Дубна), с временем экспозиции единичной рентгенограммы от 100 мс. Исследования проводились в монохроматизированном медном излучении ( $\lambda = 0,154178$  нм), в качестве монохроматора применялся пиролитический графит. Использовалась горизонтальная съемка на отражение в геометрии Брегга—Брентано.

Образец помещался в герметичную камеру, установленную на гониометре и оснащенную спиралью поджига. Коллимированный пучок направлялся на поверхность образца в его центральной части под углом  $\sim 20^\circ$  и освещал площадку сечением  $2 \times 10$  мм<sup>2</sup>. Угловой интервал съемки был выбран в пределах  $28\text{—}63^\circ$  по шкале  $2\theta$ , что обеспечивало регистрацию дифракционных линий исходных и образующихся фаз. Экспозиция единичной рентгенограммы составляла 1 с, а их количество в серии было равно 64. Регистрация температуры осуществлялась термопарой ВР 5/20, которая находилась в контакте с поверхностью образца. Сигналы от термопары через аналого-цифровой преобразователь записывались с частотой 250 Гц и синхронизировались с моментом начала регистрации дифракционной картины процесса. Для

получения статистически достоверных данных проводили по 5 экспериментов для каждого состава смеси в среде гелия при избыточном давлении 2 атм и на воздухе.

Фазовый состав продуктов синтеза после охлаждения определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре «Дрон-3М» (НПО «Буревестник», г. Санкт-Петербург) на излучении Си с монохроматором на вторичном пучке. Съемка велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов  $2\theta = 20\text{--}80^\circ$  с шагом съемки  $0,02^\circ$  и экспозицией 2 с. Исследования микроструктуры проводились на сканирующем электронном микроскопе LEO 1450 VP (Carl Zeiss, Германия).

## Результаты и их обсуждение

Дифракционная картина горения смеси 2Ti–1,5Al–C представлена на рис. 1. Последовательность рентгенограмм отображена в виде двухмерного поля в координатах угол—время, а интенсивность линии пропорциональна степени черноты поля. Слева показаны отдельные сечения, представляющие собой единичные рентгенограммы, полученные с экспозицией 1 с, в характерные моменты времени. На общее дифракционное поле наложена синхронно записанная термограмма процесса. Полученные данные показывают, что процесс фазообразования при горении смеси является стадийным. При приближении волны горения к области регистрации дифракционной картины наблюдается смещение положения линий исходных Ti и Al в сторону меньших углов, обусловленное тепловым расширением решетки.

В момент прохождения фронта горения через зону регистрации (5-я секунда съемки) на термограмме фиксируется скачок температуры и одновременно происходит резкое падение интенсивности линий исходных реагентов. На 6-й секунде съемки линии Ti и Al исчезают с дифракционного поля, что свидетельствует о плавлении исходных компонентов и начале взаимодействия. После исчезновения линий Ti и Al наблюдается возникновение линий TiC. Следовательно, тепловыделение и распространение фронта горения обусловлены взаимодействием титана и углерода. Можно предположить, что в этот период карбид титана, находящийся в кристаллическом состоянии, окружен рентгеноаморфным расплавом Ti–Al. Максимальная измеренная температура составила  $1100^\circ C$ , что существенно ниже адиабатической температуры

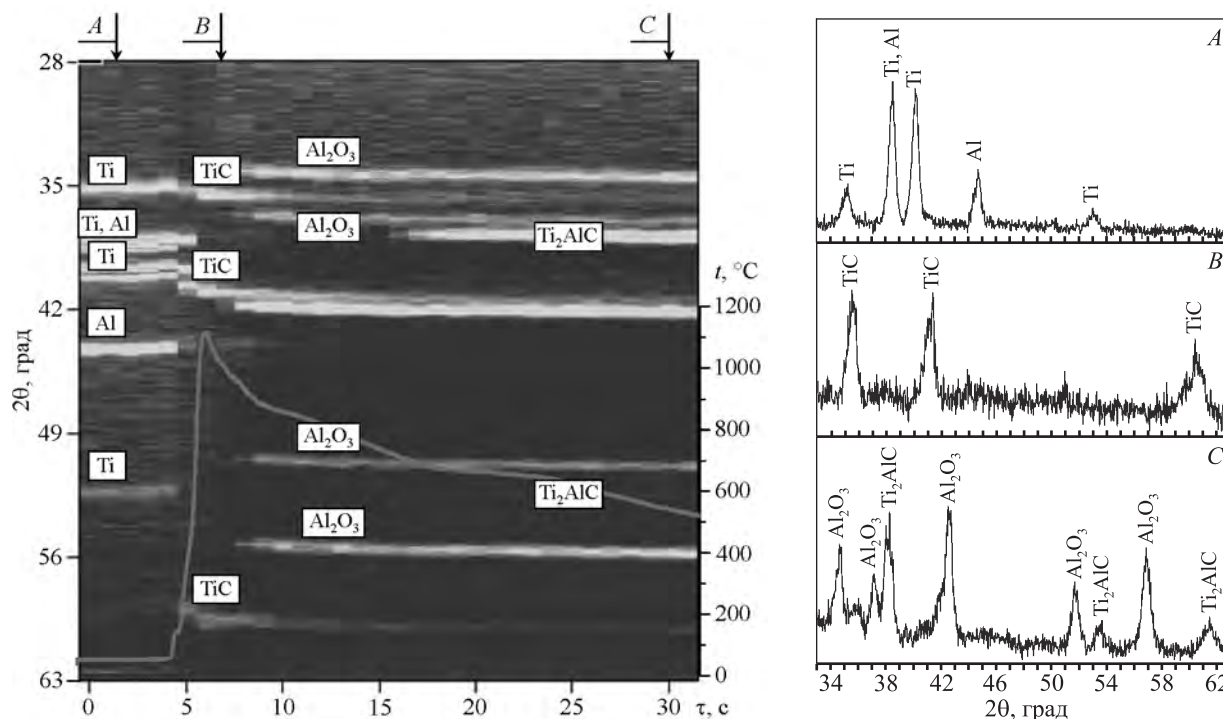


Рис. 1. Дифракционная картина и термограмма горения смеси 2Ti–1,5Al–C на воздухе

взаимодействия титана с углеродом, составляющей более 3000 °С. Такое несоответствие обусловлено экспериментальными условиями измерения температуры — спай термопары находится в контакте с поверхностью образца и не отражает реальную температуру, позволяя лишь качественно характеризовать тепловыделение при прохождении волны горения и последующее остывание материала. Через 1–2 с после прохождения фронта горения на дифракционном поле возникают линии  $Al_2O_3$ , что связано с проведением синтеза на воздухе. В момент появления фазы  $Al_2O_3$  на термограмме наблюдается излом, подтверждающий прохождение экзотермической реакции окисления алюминия.

В период съемки с 6 по 15 с на дифракционном поле видны только линии фаз TiC и  $Al_2O_3$ , находящихся в кристаллическом состоянии. Причем интенсивность линий карбида титана постепенно уменьшается, указывая на снижение его содержания. Необходимо подчеркнуть, что в этот период дифракционная картина отражает процессы в материале после прохождения волны горения при остывании образца. На 16-й секунде возникают линии, угловое положение которых отвечает МАХ-фазе  $Ti_2AlC$ . На термограмме наблюдается температурная полка, связанная с кристаллизацией из расплава фазы  $Ti_2AlC$ . Принимая во внима-

ние уменьшение интенсивности линий TiC после прохождения фронта горения, можно предположить, что образовавшиеся в волне горения кристаллы карбида титана растворяются в расплаве Ti–Al. Расплав насыщается углеродом, и при остывании происходит выделение тройной фазы —  $Ti_2AlC$ . Подобный результат был получен при исследовании фазообразования при горении смесей Ti–Si–C [23]. Было показано, что за фронтом горения имеет место растворение первоначально образовавшегося карбида в расплаве Ti–Si с последующей кристаллизацией соединения  $Ti_3SiC_2$ .

Таким образом, при горении смеси 2Ti–1,5Al–C формирование конечного продукта происходит стадийно. На первом этапе доминирующей является реакция синтеза карбида титана, обеспечивающая основное тепловыделение и распространение фронта горения. Временной интервал образования TiC не превышает 1 с. В результате формируются кристаллы TiC, окруженные расплавом Ti–Al. За фронтом горения в течение ~10 с происходит растворение карбида титана в окружающем расплаве с последующей кристаллизацией тройной фазы —  $Ti_2AlC$ .

Результаты РФА синтезированного продукта после охлаждения показали, что материал является преимущественно двухфазным:  $Ti_2AlC$  (80–85 мас.%) и TiAl (15–20 мас.%), а содержание TiC

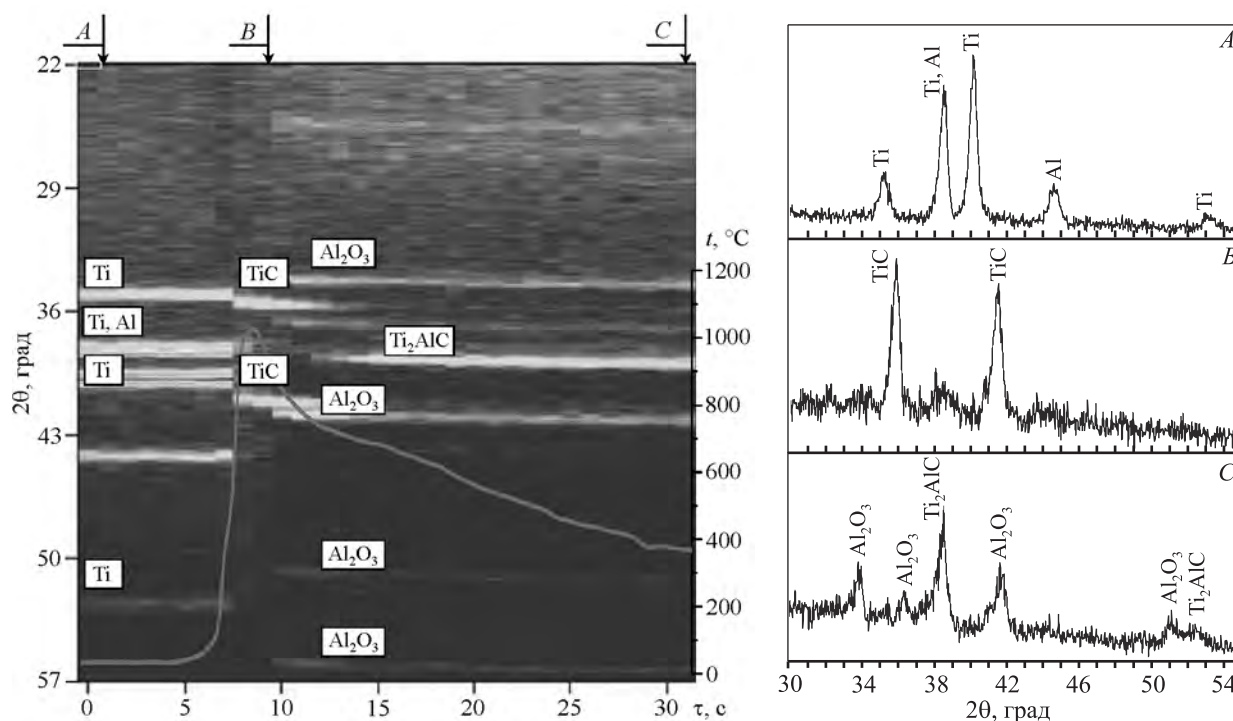


Рис. 2. Дифракционная картина и термограмма горения смеси 3Ti–2Al–C на воздухе

составило менее 2 мас.%. Фаза  $\text{Al}_2\text{O}_3$  обнаружена только на поверхности образца в виде пленки.

Дифракционная картина горения смеси 3Ti–2Al–C на воздухе практически аналогична горению смеси состава 2Ti–1,5Al–C (рис. 2). Реакцией, ответственной за распространение фронта горения, является формирование карбида титана. Однако в отличие от предыдущей смеси кристаллизация МАХ-фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  после прохождения фронта горения происходит несколько быстрее. Образующийся материал также является двухфазным с содержанием  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  более 80 мас.%

Дифракционные картины горения смесей 3Ti–2Al–C и 2Ti–1,5Al–C в среде гелия существенно отличаются от картины, полученной при горении на воздухе (рис. 3). В данном случае не наблюдается формирования линий TiC. В момент прохождения фронта горения через зону регистрации (12-я секунда съемки) на термограмме фиксируется скачок температуры и происходит резкое падение интенсивности линий исходных реагентов Ti и Al до уровня фона. На 13-й секунде съемки при максимальной температуре отмечается возникновение линий фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ .

В период съемки  $\tau = 13 \div 19$  с на дифракционном поле наблюдаются только линии фазы  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ , находящейся в кристаллическом состоянии. Температура в этот период начинает снижаться, и диф-

ракционная картина отражает процессы, протекающие после прохождения волны горения. Начиная с  $\tau = 20$  с появляются линии, угловое положение которых отвечает фазе интерметаллида TiAl. На термограмме наблюдается характерный излом, соответствующий процессу кристаллизации расплава. Возникновение дифракционных линий TiAl с симбатным уменьшением скорости охлаждения свидетельствует о кристаллизации расплава Ti–Al. В результате на дифракционном поле, начиная с  $\tau = 20$  с, присутствуют линии фаз  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  и TiAl. Результаты РФА синтезированного продукта после охлаждения подтвердили, что материал является двухфазным:  $\text{Ti}_2\text{AlC}$  (80–85 мас.%) и TiAl (15–20 мас.%) без заметного содержания фазы TiC (рис. 4). Оксидных фаз на поверхности образца не обнаружено — горение проходило в среде гелия.

Необходимо отметить, что дифракционные картины горения смесей 3Ti–2Al–C и 2Ti–1,5Al–C в среде гелия не отличаются друг от друга. В обоих случаях не наблюдается появления линий промежуточной фазы TiC. Первой фазой, возникающей на дифракционном поле, является фаза  $\text{Ti}_2\text{AlC}$ . Можно предположить, что отсутствие линий TiC связано с изменением условий охлаждения поверхности образца. Действительно, известно, что теплопроводность гелия более чем в 6 раз превышает теплопроводность воздуха. Временное разре-

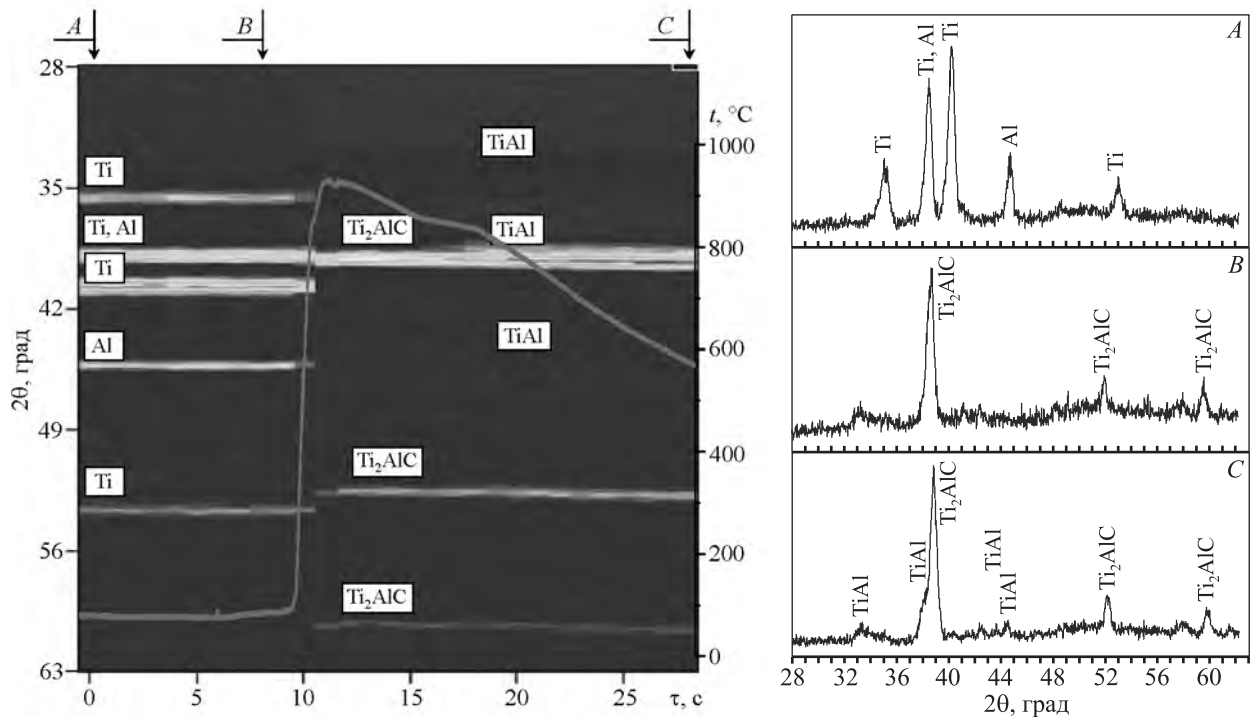


Рис. 3. Дифракционная картина и термограмма горения смеси 3Ti–2Al–C в гелии

шение, используемое в эксперименте, составляло 1 с, что не позволило идентифицировать процессы фазообразования, протекающие за более короткое время. Таким образом, период существования TiC, составляющий 5–10 с для смесей, горящих на воздухе в условиях медленного теплоотвода, существенно уменьшается при проведении процесса в среде с большей теплопроводностью и не превышает 1 с.

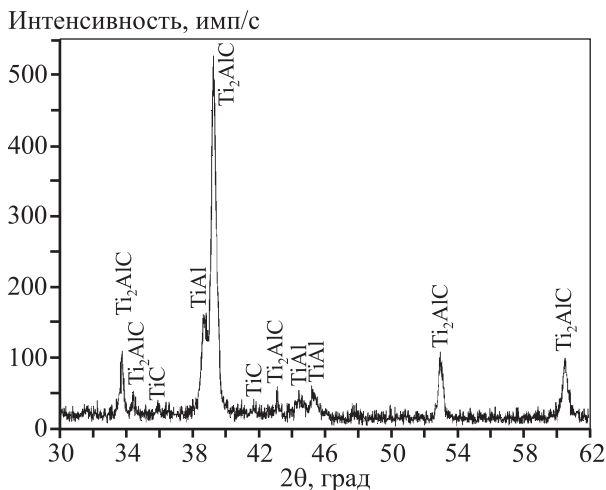


Рис. 4. Рентгенограмма материала после горения смеси 3Ti–2Al–C в гелии

Результаты SEM подтверждают данные РФА и показывают, что независимо от среды синтеза и состава исходных смесей материал преимущественно является двухфазным (рис. 5). В структуре присутствуют зерна характерной вытянутой формы, типичной для МАХ-фаз, окруженные матрицей. Энергодисперсионный анализ подтвердил, что по своему составу они соответствуют фазе Ti<sub>2</sub>AlC, а состав матрицы близок к составу интерметаллида TiAl. Карбид титана представлен в виде округлых зерен, однако его содержание незначительно. В микроструктуре материала при синтезе на воздухе по всему объему наблюдается оксид алюминия в виде округлых включений, которых практически нет при синтезе в гелии. При рентгеноспектральном анализе также были обнаружены включения фосфора, являющегося примесью в исходных порошках.

Микротвердость синтезированных материалов составила 4,0–4,5 ГПа, что соответствует микротвердости МАХ-фазы. Обращает на себя внимание различие в дисперсности пластинчатых зерен Ti<sub>2</sub>AlC, связанное с условиями теплоотвода. При более медленном остывании в среде воздуха зерна МАХ-фазы вырастают до размеров более 8–15 мкм в длину и 2–5 мкм в ширину. В гелии дисперсность Ti<sub>2</sub>AlC ниже — длина и ширина зерен не превышают 8 и 1 мкм соответственно.

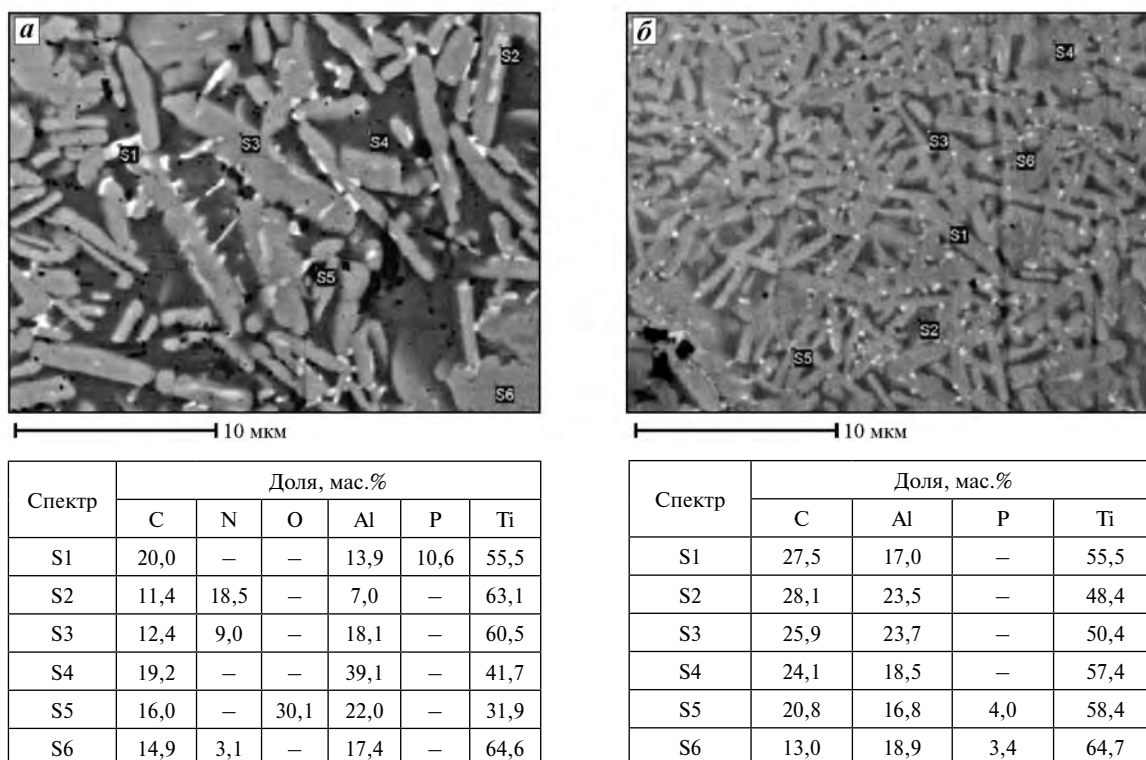


Рис. 5. Микроструктура материала, синтезированного из смеси 3Ti–2Al–C на воздухе (а) и в гелии (б)

### Заключение

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза получен продукт на основе МАХ-фазы Ti<sub>2</sub>AlC. Установлено, что формирование материала при горении смесей 2Ti–1,5Al–C и 3Ti–2Al–C на воздухе в условиях медленного теплоотвода происходит стадийно. На первом этапе доминирующей является реакция синтеза карбида титана, обеспечивающая основное тепловыделение и распространение фронта горения. В результате формируются кристаллы TiC, окруженные расплавом Ti–Al. За фронтом горения происходит растворение карбида титана в окружающем расплаве с последующей кристаллизацией тройной фазы — Ti<sub>2</sub>AlC. Конечный продукт представляет собой композит на основе МАХ-фазы, содержащий до 20 мас.% TiAl. Содержание TiC не превышает 2 мас.%.

Фазообразование при синтезе в среде гелия, обеспечивающей быстрый теплоотвод, существенно отличается от горения на воздухе. Не наблюдается формирования фазы TiC, что связано с изменением условий охлаждения образца. Первой фазой, возникающей на дифракционном поле, является Ti<sub>2</sub>AlC. Период существования TiC, состав-

ляющий 5–10 с для смесей, горящих на воздухе, существенно уменьшается при проведении процесса в среде с большей теплопроводностью и не превышает 1 с. Дисперсность МАХ-фазы Ti<sub>2</sub>AlC, полученной в среде гелия, ниже, чем при синтезе на воздухе.

### Литература/References

1. Barsoum M.W., El-Raghy T. Synthesis and characterization of a remarkable ceramic: Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>. *J. Am. Ceram. Soc.* 1996. Vol. 79. P. 1953–1956.
2. Barsoum M.W., Bridkin D., Raghy T.E. Layered machinable ceramics for high temperature applications. *Scr. Metall. Mater.* 1997. Vol. 36. P. 535–539.
3. Barsoum M.W. The M<sub>n+1</sub>AX<sub>n</sub> phases: a new class of solids. *Prog. Solid St. Chem.* 2000. Vol. 28. P. 201–281.
4. Barsoum M.W. MAX phases: properties of machinable ternary carbides and nitrides. 1 ed. N.Y.: Wiley-VCH Verlag GmbH&Co. KGaA, 2013.
5. Rahman A., Rahaman Z. Study on structural, electronic, optical and mechanical properties of MAX phase compounds and applications. *Amer. J. Modern Phys.* 2015. Vol. 4. No. 2. P. 75–91.
6. Tallman D.J., Anasori B., Barsoum M.W. A critical review of the oxidation of Ti<sub>2</sub>AlC, Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub> and Cr<sub>2</sub>AlC in air. *Mater. Res. Lett.* 2013. Vol. 1. P. 115–125.

7. Poon B., Ponson L., Zhao J., Ravichandran G. Damage accumulation and hysteretic behavior of MAX phase materials. *J. Mech. Phys. Solids*. 2011. Vol. 59. P. 2238—2257.
8. Zhang H.B., Bao Y.W., Zhou Y.C. Current status in layered ternary carbide  $Ti_3SiC_2$ : A review. *J. Mater. Sci. Technol.* 2009. Vol. 25. No. 1. P. 1—38.
9. Barsoum M.W., Ali M., El-Raghy T. Processing and characterization of  $Ti_2AlC$ ,  $Ti_2AlN$ , and  $Ti_2AlC_{0.5}N_{0.5}$ . *Metall. Mater. Trans. A*. 2000. Vol. 31. P. 1857—1863.
10. Zhou W.B., Mei B.C., Zhu J.Q., Hong X.L. Rapid synthesis of  $Ti_2AlC$  by spark plasma sintering technique. *Mater. Lett.* 2005. Vol. 5. P. 131—139.
11. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и перспективы применения MAX-материалов на основе титана. Упроч. технологии и покрытия. 2006. No. 11. С. 24—34; Novikov A.S., Paikin A.G., Shulov V.A. Poluchenie, svoystva i perspektivy primeneniya MAX-materialov na osnove titana [Preparation, properties and application prospects MAX-titanium-based materials]. *Uprochnyaushchie tekhnologii i pokrytiya*. 2006. No. 11. P. 24—34.
12. Hendaoui A., Andasmas M., Benaldjia A., Langlois P., Vrel D. SHS of high-purity MAX compounds in the Ti—Al—C system. *Int. J. SHS*. 2008. Vol. 17. No. 2. P. 129—136.
13. Vadchenko S.G., Sytshev A.E., Kovalev D.Yu., Shukin A.S., Belikova A.F. SHS of MAX compounds in the Ti—Si—C system: influence of mechanical activation. *Int. J. SHS*. 2014. Vol. 23. No. 3. P. 141—144.
14. Yeh C.L., Kuo C.W., Chu Y.C. Formation of  $Ti_3AlC_2/Al_2O_3$  and  $Ti_2AlC/Al_2O_3$  composites by combustion synthesis in Ti—Al—C— $TiO_2$  systems. *J. Alloys Compd.* 2010. Vol. 494. P. 132—136.
15. Liu Z., Han Q., Huang Z., Xing J., Gao Y. Sonochemical combustion synthesis of purer  $Ti_2AlC$  from Ti—Al—C system. *Chem. Eng. J.* 2016. Vol. 288. P. 532—538.
16. Thomas T., Bowen C. Effect of particle size on the formation of  $Ti_2AlC$  using combustion synthesis. *Ceram. Int.* 2016. Vol. 42. P. 4150—4157.
17. Bai Y., He X., Li Y., Zhu C., Zhang S. Rapid synthesis of bulk  $Ti_2AlC$  by self-propagating high temperature combustion synthesis with a pseudo—hot isostatic pressing process. *J. Mater. Res.* 2009. Vol. 24. No. 8. P. 2528—2535.
18. Lopacinski M., Puszynski J., Lis J. Synthesis of ternary titanium aluminum carbides using self-propagating high-temperature synthesis technique. *J. Am. Ceram. Soc.* 2001. Vol. 84. P. 3051—3059.
19. Stolín A.M., Vrel D., Galyshev S.N., Hendaoui A., Bazhin P.M., Sytshev A.E. Hot forging of MAX compounds SHS-produced in the Ti—Al—C system. *Int. J. SHS*. 2009. Vol. 18. No. 3. P. 194—197.
20. Гальшев С.Н., Бажин П.М., Столин А.М., Сычев А.Е. Синтез металлокерамики на основе Ti—Al—C в условиях свободного СВС-сжатия. Персп. материалы. 2010. No. 2. С. 81—87; Galyshev S.N., Bazhin P.M., Stolín A.M., Sytchev A.E. Sintez metallokeramiki na osnove Ti—Al—C v usloviyakh svobodnogo SVS-szhatiya [Synthesis cermet based on Ti—Al—C in the free compression]. *Perspektivnye materialy*. 2010. No. 2. P. 81—87.
21. Ponomarev V.I., Kovalev D.Yu. Time-resolved X-ray diffraction during combustion in the Ti—C—B system. *Int. J. SHS*. 2005. Vol. 14. No. 2. P. 111—117.
22. Пономарев В.И., Хоменко И.О., Мержанов А.Г. Лабораторный метод динамической рентгенографии. Кристаллография. 1995. Т. 40. No. 1. С. 14—17; Ponomarev V.I., Khomenko I.O., Merzhanov A.G. Laboratornyi metod dinamicheskoi rentgenografii [Laboratory method of dynamic X-ray diffraction]. *Kristallografiya*. 1995. Vol. 40. No. 1. P. 14—17.
23. Konovalikhin S.V., Kovalev D.Yu., Sytshev A.E., Vadchenko S.G., Shchukin A.S. Formation of nanolaminate structures in the Ti—Si—C system: A crystallochemical study. *Int. J. SHS*. 2014. Vol. 23. No. 4. P. 217—221.