

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ЛИТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ $\text{Cr}_2\text{AlC}$ ИЗ СМЕСЕЙ $\text{CaCrO}_4 + \text{Al} + \text{C}$

© 2020 г. В. А. Горшков<sup>1, \*</sup>, П. А. Милосердов<sup>1</sup>, Н. В. Сачкова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова  
Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, 8, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

\*e-mail: gorsh@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 31.01.2019 г.

После доработки 24.09.2019 г.

Принята к публикации 26.09.2019 г.

Представлены экспериментальные результаты высокотемпературного синтеза литых композиционных материалов системы  $\text{Cr}-\text{Al}-\text{C}$  с различным соотношением между МАХ-фазой  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , карбидами и алюминиды хрома. Опыты проводили в универсальных СВС-реакторах под давлением аргона  $p = 5$  МПа. В качестве шихт использовали смеси порошков хромата кальция ( $\text{CaCrO}_4$ ) с алюминием (АСД-1) и углеродом. Показано, что, варьируя содержание углерода в шихте, можно существенным образом влиять на закономерности синтеза, фазовый состав и микроструктуру целевых продуктов. Обнаружено, что при стехиометрическом содержании углерода в исходной смеси синтезируются литые композиционные материалы, состоящие в основном из МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , а также низшего карбида хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и алюминиды хрома  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ . Введение дополнительного (сверхстехиометрического) количества углерода в исходную смесь приводит к увеличению содержания МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  в целевом продукте, исчезновению алюминиды хрома  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ , и образованию высшего карбида  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  вместо низшего. Полученные конечные продукты охарактеризованы методами рентгенографического и локального микроструктурного анализов. Изучены структура и состав целевых продуктов, полученных в различных условиях.

**Ключевые слова:** карбидная керамика, МАХ-фаза  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , СВС-металлургия, избыточное давление, горение, фазоразделение, кристаллизация, фазовый состав, микроструктура

DOI: 10.31857/S0002337X20030045

### ВВЕДЕНИЕ

В системе  $\text{Cr}-\text{Al}-\text{C}$  известны следующие соединения хрома: карбиды  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , алюминиды  $\text{Cr}_2\text{Al}$ ,  $\text{CrAl}$ ,  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$  и МАХ-фаза  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ . Все они относятся к тугоплавким соединениям, обладающим полезными практическими свойствами. Карбиды и алюминиды хрома давно известны и хорошо изучены [1–4]. В последнее время большой интерес возник к МАХ-фазам карбидных тройных соединений из-за необычной комбинации свойств металлов и керамики, делающих их перспективными для использования в аэрокосмической, автомобильной и индустриальной сферах [5, 6]. В настоящее время  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  является третьим наиболее широко изученным соединением после  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  и  $\text{Ti}_3\text{AlC}_2$  среди семейства МАХ-фаз.

В жидком состоянии хром и углерод неограниченно растворимы друг в друге. Кристаллическая структура  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  представляет собой 6 плотноупакованных слоев, 4 из которых состоят из атомов  $\text{Cr}$  и 2 из атомов  $\text{Al}$ . Имеется предположение,

что при комнатной температуре  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  может вести себя как парамагнетик [7–9].

Из способов получения МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  в литературе наиболее часто представлены методы горячего прессования и плазменно-искрового спекания [10, 11]. В работе [12] материал на основе  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  был получен методом двухстадийного спекания, включающего прямую реакцию жидкого алюминия с карбидами хрома с образованием интерметаллидов  $\text{Cr}-\text{Al}$  и карбида  $\text{Al}_4\text{C}_3$ , которые далее реагировали с формированием  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ . Порошок  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  также был успешно синтезирован из смеси гидрата сульфата алюминия ( $\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}$ ), аморфного диоксида кремния ( $\text{SiO}_2$ ) в расплавленной солевой среде сульфата натрия ( $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ) [13]. Синтез высококачественной металлокерамики  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , включающий спекание (PLS) элементарных порошков с последующим плазменно-искровым спеканием (SPS) измельченного реакционного продукта, описан в работе [14].

Синтез тройного соединения  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  из порошковой смеси  $\text{Cr}$ ,  $\text{Al}_4\text{C}_3$  и графита в соотношении  $\text{Cr} : \text{Al} : \text{C} = 2 : 1.1 : 1$  методом спекания импульсным разрядом в вакууме в диапазоне температур от 850 до 1350°C был исследован в работе [15]. Было обнаружено, что количество фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  значительно увеличилось при проведении синтеза в температурном диапазоне от 950 до 1250°C в расчете на избыток  $\text{Cr}$  и  $\text{Al}_4\text{C}_3$ . Преимущественно однофазный  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  с небольшим количеством  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  образуется при температуре спекания 1250°C. Предполагается, что фаза  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  образуется вблизи частицы  $\text{Al}_4\text{C}_3$  путем диффузии  $\text{Cr}$  и взаимного растворения  $\text{Cr}$  и  $\text{Al}_4\text{C}_3$ .

В работе [16] керамический материал на основе МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  был получен методом горячего прессования в аргоне в диапазоне температур 850–1450°C. Исходные образцы в этом способе прессовали из порошков  $\text{Cr}$ ,  $\text{Al}$  и углерода в соотношении  $\text{Cr} : \text{Al} : \text{C} = 1 : 1.2 : 1$ . Было обнаружено, что  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ ,  $\text{Cr}_2\text{Al}$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  представляют собой промежуточные фазы, концентрация которых уменьшалась в процессе нагрева. Количество фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  постепенно увеличивалось с повышением температуры за счет реакции между интерметаллидом  $\text{Cr}-\text{Al}$ , хромом и графитом. Промежуточные фазы полностью исчезают при температуре выше 1250°C. Методом совмещения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и процесса изостатического прессования (НП) синтезирован объемный нанослоистый композит, содержащий  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  [17].

Большинство перечисленных процессов проводят при повышенных температурах (>1200°C), высоких давлениях прессования (до 20 МПа) с использованием сложного оборудования. Они малопроизводительны и энергозатратны. Наиболее перспективным способом получения таких материалов является одностадийный СВС [18]. Одним из направлений этого метода является СВС-металлургия, использующая исходные смеси, состоящие из оксидов металлов, металла-восстановителя (алюминия) и неметалла (углерод, бор, кремний). Температуры горения таких смесей превышают, как правило, температуры плавления исходных реагентов и конечных продуктов, получаемых в волне горения в жидкофазном (литом) состоянии [19]. Этим методом были получены литые материалы с различным содержанием фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  [20, 21], при этом авторы для получения целевых конечных продуктов использовали исходные смеси, содержащие хромовый ангидрид ( $\text{CrO}_3$ ), который является гигроскопичным и термически нестабильным, что ограничивает практическую реализацию метода.

Целью данной работы является разработка синтеза методом СВС-металлургии литых материалов на основе МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  с использованием в исходной смеси вместо хромового ангидрида ( $\text{CrO}_3$ ) хромата кальция ( $\text{CaCrO}_4$ ), имеющего более высокую термическую стабильность и малую гигроскопичность.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

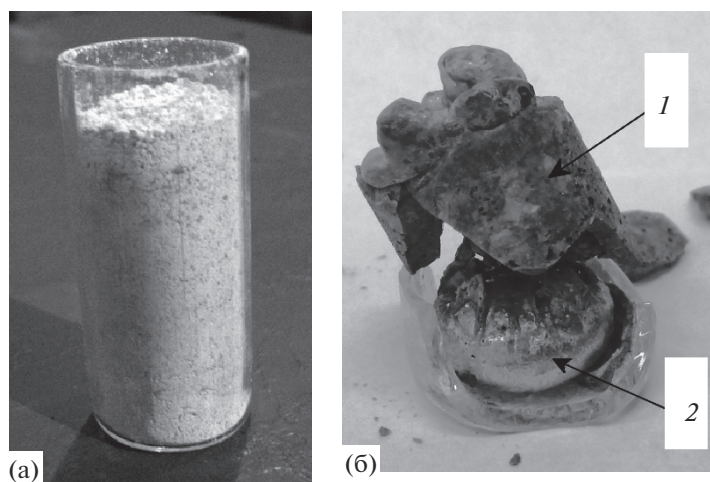
В экспериментах использовали смеси порошков хромата кальция квалификации “ч. д. а.”, алюминия марки АСД–1 и графита марки ГМЗ с размером частиц 40–160 мкм. Исходные смеси готовили в планетарном смесителе или в шаровой мельнице. В качестве базовой использовали стехиометрическую смесь, состав которой рассчитывали из следующей реакции:



Смеси помещали в прозрачные кварцевые стаканчики диаметром 15–25 мм, высотой 50–60 мм. Масса смеси во всех экспериментах составляла 20 г. Синтезы проводили в СВС-реакторе объемом 3 л при начальном избыточном давлении аргона 5 МПа.

В экспериментах изучали влияние содержания избытка углерода в исходной смеси ( $\Delta\text{C}$ ) на скорость горения ( $u$ ), относительный выход металлической фазы в слиток ( $\eta_{\text{в}}$ ) и относительную потерю массы смеси при горении ( $\eta_{\text{д}}$ ). Содержание избытка углерода в исходной смеси ( $\Delta\text{C}$ ) рассчитывали по формуле  $\Delta\text{C} = (M_{\text{C}}^{\text{эксп}} - M_{\text{C}}^{\text{стех}})/M_{\text{C}}^{\text{стех}}$ , где  $M_{\text{C}}^{\text{эксп}}$  – количество углерода в смеси в эксперименте,  $M_{\text{C}}^{\text{стех}}$  – количество углерода, рассчитанное из формулы (I). Скорость горения рассчитывали по формуле  $u = h/\tau$ , где  $h$  – высота слоя смеси в кварцевом стаканчике,  $\tau$  – время горения. Выход металлической фазы в слиток ( $\eta_{\text{в}}$ ) и относительную потерю массы смеси (диспергирования) при горении ( $\eta_{\text{д}}$ ) рассчитывали по формулам:  $\eta_{\text{в}} = m_{\text{сл}}/M_{\text{см}} \times 100\%$ ,  $\eta_{\text{д}} = (M_{\text{см}} - M_{\text{к}})/M_{\text{см}} \times 100\%$ , где  $M_{\text{см}}$  – масса исходной смеси,  $M_{\text{к}}$  – масса конечных продуктов горения,  $m_{\text{сл}}$  – масса металлического слитка. Время горения смеси замеряли с помощью секундомера и видеозаписи.

Фазовый состав продуктов горения определяли методами рентгенофазового анализа и электронной микроскопии. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3М с использованием излучения  $\text{Cu}$  с монохроматором на вторичном пучке. Исследование микроструктуры и элементного анализа образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения ULTRA



**Рис. 1.** Кварцевая форма с исходной смесью (а), внешний вид конечных продуктов (б): верхний слиток (1) – оксидный  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CaO}$ , нижний слиток (2) – целевой продукт  $\text{Cr-Al-C}$ .

plus Zeiss с системой микроанализа INCA 350 Oxford Instruments.

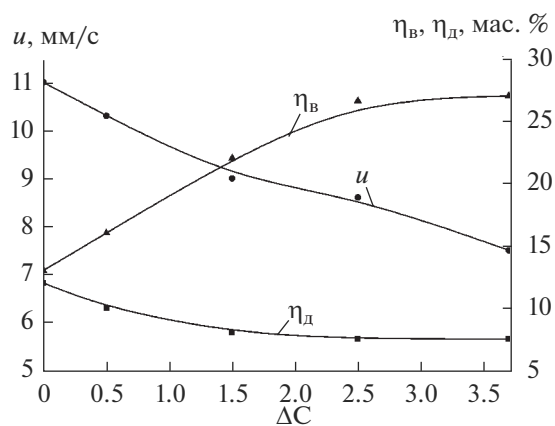
### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

При сжигании исходных смесей со стехиометрическим соотношением реагентов, рассчитанным из формулы (1), было обнаружено, что смеси горят в стационарном режиме с ровным фронтом. Скорость горения равна 11 мм/с. Конечные продукты в волне горения получают в жидкофазном состоянии и из-за различных удельных весов под действием гравитации разделяются на два слоя: нижний – металлоподобный, верхний – оксидный. На рис. 1 представлены кварцевая форма (стаканчик) с исходной смесью (а), внешний вид конечных продуктов (б): верхний слиток (1) – оксидный  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CaO}$ , нижний слиток (2) – целевой продукт  $\text{Cr-Al-C}$ . В дальнейших экспериментах было изучено влияние содержания избытка углерода в исходной смеси  $\Delta C$  на закономерности синтеза: ( $u$ ,  $\eta_B$ ,  $\eta_D$ ), а также на фазовый состав и микроструктуру конечных целевых продуктов. Из рис. 2 видно, что при добавлении избытка углерода в исходную смесь ( $\Delta C = 0-3.75$ ) происходит увеличение выхода целевого продукта ( $\eta_B$ ) от 15 до 27% при одновременном снижении относительной потери массы смеси ( $\eta_D$ ) от 13 до 7.5% и скорости горения ( $u$ ) от 11 до 7.5 мм/с.

Рентгенофазовый анализ (рис. 3) показал, что при сжигании смеси (1) со стехиометрическим соотношением реагентов целевой продукт состоит из МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , низшего карбида хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и алюминида хрома  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$ . Дифракционные линии МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  узкие, что свидетельствует о высокой степени совершенства ее кри-

сталлической структуры. Параметры элементарной ячейки синтезированной МАХ-фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  ( $a = 0.286$  нм,  $c = 1.283$  нм) практически совпадают с данными базы PDF2 (№ 89–2275:  $a = 0.286$  нм,  $c = 1.282$  нм). Количественный анализ, проведенный методом Ритвельда, показал, что содержание фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$  составляет 67 об. %.

На рис. 4 представлены микроструктура, элементный и расчетный фазовый состав образца, полученного при горении стехиометрической смеси:  $\text{CaCrO}_4 + \text{Al} + \text{C}$  ( $\Delta C = 0$ ). Видно, что материал состоит в основном из фазы  $\text{Cr}_2\text{AlC}$ , а также небольшого количества алюминида хрома  $\text{Cr}_5\text{Al}_8$  и карбида хрома  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . Результаты электронной микроскопии хорошо соответствуют данным рентгенофазового анализа, представленным на рис. 3. По данным ло-



**Рис. 2.** Влияние избытка углерода в исходной смеси ( $\Delta C$ ) на скорость горения  $u$ , выход металлической фазы ( $\eta_B$ ) и разброс продуктов горения (диспергирование) ( $\eta_D$ ).

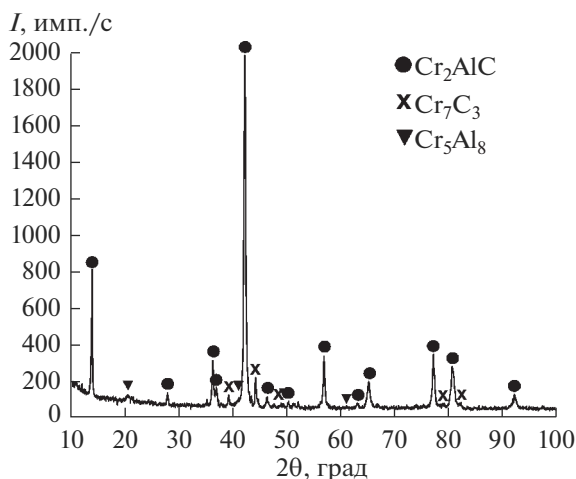


Рис. 3. Дифрактограмма образца, полученного из стехиометрической ( $\Delta C = 0$ ) смеси (I) ( $M_{см} = 20$  г).

кального микроструктурного анализа (рис. 4), кроме указанных выше фаз в целевом продукте присутствует в небольшом количестве тройная карбидная фаза  $Cr_xAl_yC_z$ , состав которой из-за ее малого содержания определить не удалось.

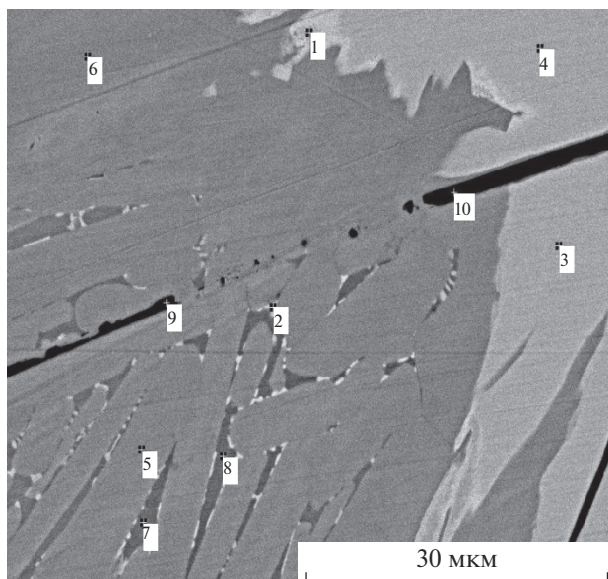
С введением в исходную смесь дополнительно (сверхстехиометрического) количества углерода в целевом продукте исчезает (за счет образования МАХ-фазы  $Cr_2AlC$ ) алюминид хрома  $Cr_5Al_8$ , а вместо низшего карбида  $Cr_7C_3$  образуется высший карбид  $Cr_3C_2$ . На рис. 5 представлена дифрактограмма образца, полученного при горении исход-

ной смеси с избытком углерода  $\Delta C = 2.5$ . Видно, что целевой продукт состоит из фазы  $Cr_2AlC$  и небольшого количества высшего карбида хрома  $Cr_3C_2$ . Дифракционные линии МАХ-фазы  $Cr_2AlC$  узкие. Наличие карбидов и алюминидов хрома в конечном целевом продукте объясняется тем, что во время горения исходной смеси, состав которой рассчитан в соответствии с (I), углерод и алюминий в волне горения образуют газообразные продукты ( $CO$ ,  $CO_2$ ,  $Al^g$ ,  $AlO$ ,  $Al_2O$ ) и удаляются из расплава. Вследствие этого в системе образуется их “дефицит” по сравнению со стехиометрическим содержанием, что приводит к образованию фаз  $Cr_5Al_8$  и  $Cr_7C_3$  [20, 21].

На рис. 6 представлены микроструктура, элементный и фазовый состав целевого продукта, полученного при горении исходной смеси с избытком углерода  $\Delta C = 2.5$ . Видно, что материал состоит из МАХ-фазы  $Cr_2AlC$  и зерен высшего карбида  $Cr_3C_2$ .

На рис. 7 представлены микроструктура, элементный и фазовый состав поверхности излома целевого продукта, полученного при горении смеси с избытком углерода  $\Delta C = 2.5$ . Видно, что зерна МАХ-фазы  $Cr_2AlC$  имеют слоистую структуру, внутри них находятся зерна  $Cr_3C_2$ .

На рис. 8 представлен характерный вид слоистой структуры МАХ-фазы  $Cr_2AlC$ . При этом наблюдается наноламинатная структура с толщиной слоев 3.06 и 12.9 нм. Данные локального микроструктурного анализа (рис. 6, 7 и 8) хорошо корр-



Спектр	C	Al	Cr	Фазы
1	8.3	0.2	91.5	$Cr_7C_3$
2	10.0	0.7	89.3	$Cr_7C_3$
3	7.6	0.3	92.1	$Cr_7C_3$
4	8.6	0.4	91.0	$Cr_7C_3$
5	8.6	18.7	72.1	$Cr_2AlC$
6	8.4	18.4	73.2	$Cr_2AlC$
7	0.1	44.5	55.4	$Cr_5Al_8$
8	0.3	44.2	55.5	$Cr_5Al_8$
9	23.1	47.9	29.0	$Cr_xAl_yC_z$
10	26.6	46.7	26.7	$Cr_xAl_yC_z$

Рис. 4. Микроструктура, элементный состав (мас. %) и расчетный фазовый состав целевого продукта при горении стехиометрической ( $\Delta C = 0$ ) смеси (I) ( $M_{см} = 20$  г, фазовый состав рассчитывали из данных рентгенофазового и локального микроструктурного анализов).



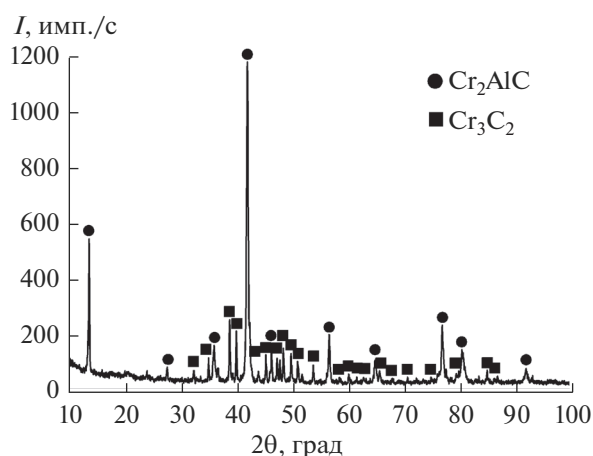


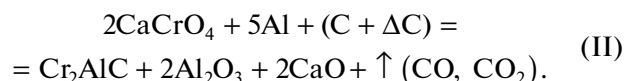
Рис. 5. Дифрактограмма образца, полученного при горении исходной смеси с избытком углерода  $\Delta C = 2.5$  ( $M_{см} = 20$  г).

лируют с результатами рентгенофазового анализа (рис. 5).

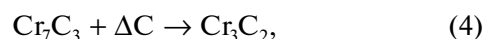
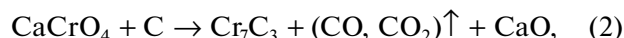
### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Наличие фаз карбидов и алюминидов хрома в конечном целевом продукте объясняется тем, что СВС-металлургия – сложный и многостадийный процесс [19–21]. Во время горения исходной смеси (I) часть углерода участвует в окислительно-восстановительной реакции с образованием газообразных продуктов ( $CO$ ,  $CO_2$ ) и удаляется из расплава. В результате этого в системе образуется “дефицит” углерода по сравнению со стехиометрическим значением и, наоборот, “избыток” алюминия по сравнению с его расчетным стехиометриче-

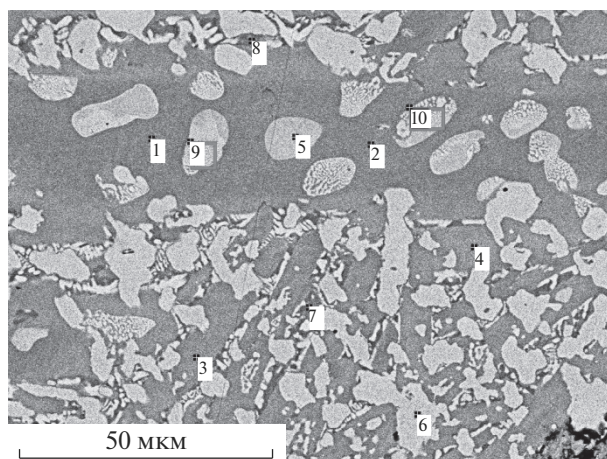
ским содержанием. Для устранения “дефицита” углерода в исходную стехиометрическую смесь в различном количестве вводили его избыток ( $\Delta C$ ).



Из анализа проведенных экспериментов можно предположить следующие химические стадии синтеза:

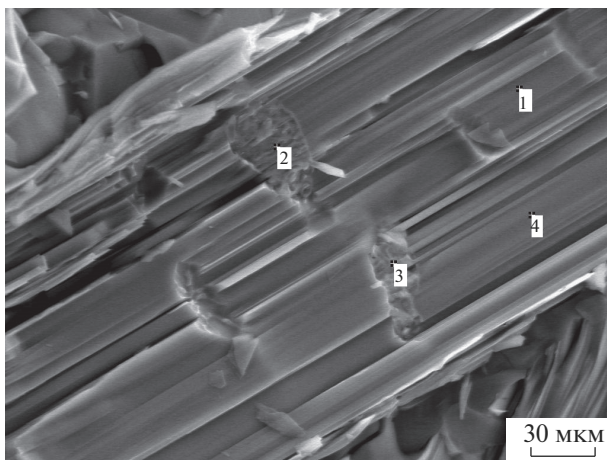


При прохождении базовой реакции (1) из-за участия углерода в окислительно-восстановительной реакции (2) образуется низший карбид хрома  $Cr_7C_3$ . При этом в системе остается избыток алюминия ( $\Delta Al$ ), который реагирует с  $CaCrO_4$  (3) с образованием алюминида хрома  $Cr_5Al_8$  (в литературе [16] известны также случаи формирования  $Cr_2Al$ ). Введение в исходную базовую смесь избытка углерода ( $\Delta C$ ) привело к увеличению полноты реагирования и выхода целевого продукта ( $\eta_p$ ) в отдельный слиток (рис. 2). При этом  $\Delta C$  реагирует с  $Cr_7C_3$  (4) и с  $Cr_5Al_8$  (5), образуя  $Cr_3C_2$  и  $Cr_2AlC$ . Избыток алюминия вступает в реакцию с



Спектр	C	Al	Cr	Фазы
1	8.5	18.4	73.1	$Cr_2AlC$
2	8.9	18.1	73.0	$Cr_2AlC$
3	9.1	18.0	72.9	$Cr_2AlC$
4	8.3	18.6	73.1	$Cr_2AlC$
5	13.0	1.3	85.7	$Cr_7C_3$
6	13.1	0.9	86.0	$Cr_7C_3$
7	8.3	18.5	73.2	$Cr_2AlC$
8	8.8	18.4	72.8	$Cr_2AlC$
9	12.8	1.3	85.9	$Cr_3C_2$
10	13.2	1.9	84.9	$Cr_3C_2$

Рис. 6. Микроструктура, элементный состав (мас. %) и расчетный фазовый состав целевого продукта, полученного при горении исходной смеси с избытком углерода  $\Delta C = 2.5$  ( $M_{см} = 20$  г, фазовый состав рассчитывали из данных рентгенофазового и локального микроструктурного анализов).



Спектр	C	Al	Cr	Фазы
1	8.3	18.3	73.4	Cr <sub>2</sub> AlC
2	13.2	1.1	85.7	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>
3	13.1	0.7	86.2	Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>
4	8.5	18.4	73.1	Cr <sub>2</sub> AlC

Рис. 7. Микроструктура, элементный состав (мас. %) и расчетный фазовый состав поверхности излома целевого продукта, полученного при горении смеси с избытком углерода ΔC = 2.5 (фазовый состав рассчитывали из данных рентгенофазового и локального микроструктурного анализов).

Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и образует Cr<sub>2</sub>AlC (6). В результате введение в исходную смесь избытка углерода приводит к увеличению содержания МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC в це-

левом продукте, исчезновению алюминиды хрома Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>, а вместо низшего карбида хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> образуется высший карбид Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СВС-металлургии получены литые материалы на основе МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC с использованием в исходной смеси вместо хромового ангидрида (CrO<sub>3</sub>) хромата кальция (CaCrO<sub>4</sub>), имеющего более высокую термическую стабильность и малую гигроскопичность.

Изучено влияние содержания избытка углерода в шихте на закономерности синтеза (*u*, *η<sub>v</sub>*, *η<sub>d</sub>*), фазовый состав и микроструктуру конечных продуктов.

Изучены структурно-фазовые состояния целевых продуктов, полученных в различных условиях.

Обнаружено, что при стехиометрическом содержании углерода в исходной смеси синтезируются литые композиционные материалы, состоящие в основном из МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC, а также низшего карбида хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и алюминиды хрома Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>.

Введение дополнительного (сверхстехиометрического) количества углерода в исходную смесь приводит к увеличению содержания МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC в целевом продукте, исчезновению алюминиды хрома Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>, а вместо низшего карбида хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> образуется высший карбид Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>.

### БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-08-00053.

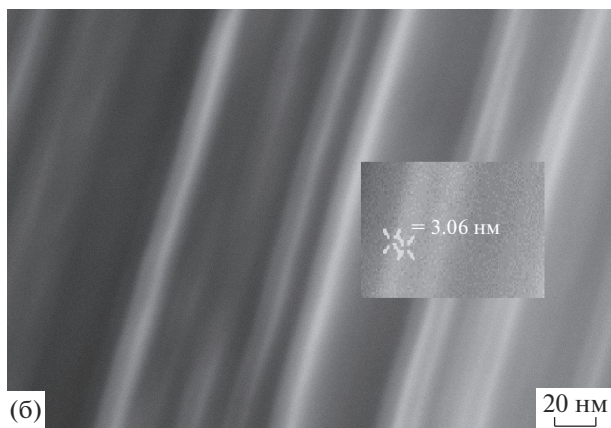
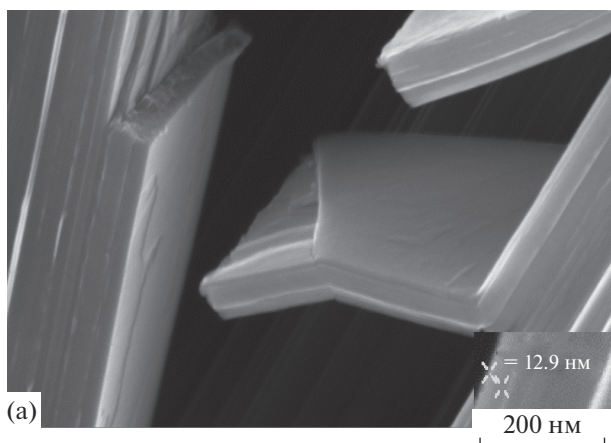


Рис. 8. Характерный вид слоистой структуры МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Кифер Р., Бенезовский Ф.* Твердые материалы. М.: Металлургия, 1968. С. 384.
2. *Руднева В.В., Галевский Г.В.* Исследование коррозионной стойкости нанопорошков тугоплавких боридов и карбидов в растворах электролитов // Изв. вузов. Цв. металлургия. 2007. № 2. С. 67–70.
3. *Ноздрин И.В., Галевский Г.В., Ширяева Л.С., Руднева В.В.* Структура и свойства композиционных покрытий никель–нанопорошок карбонитрида хрома // Наноинженерия. 2013. № 7(25). С. 36–42.
4. *Guilemagy J.M., Espallargas N., Suegama P.H., Benedetti A.V.* Comparative Study of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>–NiCr Coating // Corrosion Sci. 2006. V. 48. P. 2998–3013.
5. *Barsoum M.W.* The MAX Phases: A New Class of Solids: Thermodynamically Stable Nanolaminates // Prog. Solid State Chem. 2000. V. 28. P. 201–281.
6. *Hettinger J.D., Lofland S.E., Finkel P., Meehan T., Palma J., Harrell K., Gupta S., Ganguly A., El-Raghy T., Barsoum M.W.* Electrical Transport, Thermal Transport, and Elastic Properties of M<sub>2</sub>AlC (M = Ti, Cr, Nb, and V) // Phys. Rev. B. 2005. V. 72. № 11. P. 115120.
7. *Tian W.B., Wang P.L., Zhang G., Kan Y., Li Y., Yan D.* Synthesis and Thermal and Electrical Properties of Bulk Cr<sub>2</sub>AlC // Scr. Mater. 2006. V. 54. P. 841–846.
8. *Lin Z., Zhou Y., Li M.* Synthesis, Microstructure, and Property of Cr<sub>2</sub>AlC // J. Mater. Sci. Technol. 2007. V. 23. № 6. P. 721–746.
9. *Schneider J.M., Sun Z., Mertens R., Uestel F., Ahuja R.* Ab-Initio Calculations and Experimental Determination of the Structure of Cr<sub>2</sub>AlC // Solid State Commun. 2004. V. 130. P. 445–449.
10. *Tian W., Vanmeensel K., Wang P., Zhang G., Li Y., Vleugels J., Van der Biest O.* Synthesis and Characterization of Cr<sub>2</sub>AlC Ceramics Prepared by Spark Plasma Sintering // Mater. Lett. 2007. V. 61. P. 4442–4445.
11. *Xiao L.O., Li S.B., Song G., Sloof W.G.* Synthesis and Thermal Stability of Cr<sub>2</sub>AlC // J. Eur. Ceram. Soc. 2011. V. 31. P. 1497–1502.
12. *Panigrahi B.B., Chu M.C., Kim Y-II, Cho S.J, Gracio J.J.* Reaction Synthesis and Pressureless Sintering of Cr<sub>2</sub>AlC // Powder. Am. Ceram. Soc. 2010. V. 93. № 6. P. 1530–1533.
13. *Xiao D., Zhu J., Wang F., Tang Y.* Synthesis of Nano Sized Cr<sub>2</sub>AlC Powders by Molten Salt Method // J. Nanosci. Nanotechnol. 2015. V. 15. P. 7341–7345.
14. *Duan X., Shen L., Jia D., Zhou Y., Zwaag S., Sloof W.G.* Synthesis of High-Purity, Isotropic or Textured Cr<sub>2</sub>AlC Bulk Ceramics by Spark Plasma Sintering of Pressure-Less Sintered Powders // J. Eur. Ceram. Soc. 2015. V. 35. P. 1393–1400.
15. *Tian W.B., Sun Z.M., Du Y., Hashimoto H.* Synthesis Reactions of Cr<sub>2</sub>AlC from Cr–Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>–C by Pulse Discharge Sintering // Mater. Lett. 2008. V. 62. P. 3852–3855.
16. *Tian W.B., Wang P.L., Kana Y.M., Zhang G.J., Li Y.X., Yan D.S.* Phase Formation Sequence of Cr<sub>2</sub>AlC Ceramics Starting from Cr–Al–C Powders // Mater. Sci. Eng. A. 2007. V. 443. P. 229–234.
17. *Ying G., He X., Li M., Li Y., Du S.* Synthesis and Mechanical Properties of Nano-Layered Composite // J. Alloys Compd. 2010. V. 506. P. 734–738.
18. *Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V.* Self-Propagating High-Temperature Synthesis of Advanced Materials and Coatings // Int. Mater. Rev. 2017. V. 62. № 4. P. 203–239.
19. *Левашов Е.А., Рогачев А.С., Курбаткина В.В., Максимов Ю.М., Юхвид В.И.* Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза М.: Издат. Дом МИСиС, 2011. С. 378.
20. *Горшков В.А., Милосердов П.А., Лугинина М.А., Сачкова Н.В., Беликова А.Ф.* Высокотемпературный синтез литого материала с максимальным содержанием МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC // Неорган. материалы. 2017. Т. 53. № 3. С. 260–266.
21. *Горшков В.А., Милосердов П.А., Сачкова Н.В., Лугинина М.А., Юхвид В.И.* СВС-металлургия литых материалов на основе МАХ-фазы Cr<sub>2</sub>AlC // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2017. № 2. С. 47–54.