

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗ В СИСТЕМЕ Cr–Mn–Al–C

© В. А. Горшков, П. А. Милосердов, Н. Ю. Хоменко,
Н. В. Сачкова, О. М. Милосердова

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН,
142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, д. 8
E-mail: gorsh@ism.ac.ru

Поступила в Редакцию 24 июня 2020 г.
После доработки 3 августа 2020 г.
Принята к публикации 25 августа 2020 г.

Представлены экспериментальные результаты высокотемпературного синтеза литых композиционных материалов в системе Cr–Mn–Al–C с различным соотношением между МАХ-фазой Cr₂AlC, карбидами и алюминидами хрома и марганца. Эксперименты проводили в универсальном реакторе объемом 3 л под давлением аргона P = 5 МПа. В качестве шихт использовали смеси порошков оксидов хрома(III), марганца(II, IV) и кальция(IV) с алюминием (АСД-I) и углеродом. Показано, что, варьируя содержание исходных реагентов в шихте, можно существенным образом влиять на закономерности синтеза, фазовый состав и микроструктуру целевых продуктов. При стехиометрическом содержании компонентов в исходной смеси, рассчитанном на фазу Cr₂AlC, в эксперименте синтезируется литой композиционный материал, состоящий из МАХ-фазы Cr₂AlC, карбидов хрома Cr₇C₃, Cr₃C₂ и алюминидов хрома Cr₅Al₈. При горении шихты с содержанием компонентов, рассчитанным на фазу Mn₂AlC, в эксперименте синтезируется литой композиционный материал, состоящий из карбидов (Mn₃AlC, Mn_{0.545}Al_{0.42}C_{0.035}) и алюминидов (MnAl) марганца. При сочетании этих составов в соотношении 0.75:0.25 конечный продукт представляет собой композиционный материал, состоящий из твердого раствора на основе МАХ-фазы Cr₂AlC, карбидов марганца (Mn₃AlC) и алюминидов хрома (Cr₂Al). При сочетании этих составов в соотношении 0.5:0.5 конечный продукт представляет собой композиционный материал, состоящий из МАХ-фазы Cr₂AlC, допированной марганцем, алюминидов марганца (Mn₁₄Al₈₆, Mn_{22.5}Al_{77.5}) и хрома (Cr₅Al₈). Полученные конечные продукты охарактеризованы методами рентгенографического и локального микроструктурного анализа.

Ключевые слова: высокотемпературный синтез; СВС-реактор; композиционные материалы; МАХ-фазы; карбиды и алюминиды хрома и марганца; твердые растворы

DOI: 10.31857/S0044461821010023

В системе Cr–Mn–Al–C существует большое количество карбидных и интерметаллидных двойных и тройных соединений. Все они относятся к тугоплавким материалам, которые обладают полезными практическими свойствами. Сплавы с высоким содержанием Mn и Al имеют высокую удельную прочность

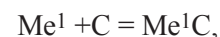
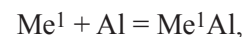
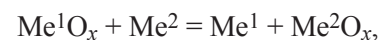
и могут быть использованы в литейном производстве как жаропрочные и износостойкие, а также в различных отраслях промышленности в силу достаточно высоких значений коэрцитивной силы и максимальной магнитной энергии. Бинарные соединения хрома, марганца и их сплавы давно известны и хорошо изу-

чены [1–3]. В последнее время большой интерес возник к МАХ-фазам карбидных тройных соединений, имеющих формулу $M_{n+1}AX_n$, где М — переходный *d*-металл, А — элемент групп IIIA–VIA (Al, Si, Ge и др.), X — углерод или азот ($n = 1–5$). МАХ-фазы характеризуются гексагональной плотной упаковкой *P6/mmc* и имеют слоистую кристаллическую структуру, в которой карбидные или нитридные блоки $[M_{n+1}X_n]$ разделены монослоями атомов элементов IIIA–VIA групп. Они привлекают значительное внимание из-за необычной комбинации свойств, делающих их перспективными для работы в экстремальных условиях, и обладают большим потенциалом для использования в аэрокосмической, автомобильной и индустриальной сферах, поскольку имеют уникальное сочетание особенностей как металлов, так и керамики с отличными механическими, химическими, тепловыми и электрическими свойствами [4, 5].

В настоящее время МАХ-фаза Cr_2AlC является третьим, наиболее широко изученным соединением после Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 среди семейства МАХ-фаз. Кристаллическая структура Cr_2AlC состоит из шести плотно упакованных слоев, четыре из которых состоят из атомов Cr и два — из атомов Al. Имеется предположение, что при комнатной температуре Cr_2AlC может вести себя как парамагнетик [6–8]. Из способов получения МАХ-фаз Cr_2AlC в литературе наиболее часто представлены методы горячего прессования и плазменно-искрового спекания [9, 10], двустадийного спекания, включающего: реакцию жидкого алюминия с карбидами хрома и образования Cr–Al интерметаллидов и карбида Al_4C_3 , которые далее реагировали с формированием Cr_2AlC [11]. Порошок Cr_2AlC также был успешно синтезирован из смеси гидрата сульфата алюминия $[Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O]$, аморфного диоксида кремния (SiO_2) в расплавленной солевой среде сульфата натрия (Na_2SO_4) [12]. Синтез высокочистой металлокерамики Cr_2AlC , включающий спекание элементарных порошков с последующим плазменно-искровым спеканием измельченного реакционного продукта, описан в работе [13]. Синтез тройного соединения Cr_2AlC из порошковой смеси Cr, Al_4C_3 и графита в соотношении Cr:Al:C = 2:1.1:1 методом спекания импульсным разрядом в вакууме в интервале температур 850–1350°C был исследован в работе [14]. Обнаружено, что количество фазы Cr_2AlC значительно увеличилось при проведении синтеза в температурном интервале 950–1150°C в расчете на избыток Cr и Al_4C_3 . Преимущественно однофазный Cr_2AlC с небольшим количеством Cr_7C_3 образуется при температуре спекания выше 1250°C. В литературе часто рассматривается МАХ-фаза Cr_2AlC как

в чистом виде, так и допированная марганцем по формуле $(Cr_{1-x}Mn_x)_2AlC$, являющаяся потенциальным кандидатом на обнаружение значимых величин различных эффектов (например, магнитосопротивления) в магнитном поле. Для усиления магнитных свойств данной МАХ-фазы в работах [15, 16] предлагается допирование ее марганцем для создания соединения с формулой $(Cr_{1-x}Mn_x)_2AlC$, ввиду того что атомы Mn несут дополнительный магнитный момент на своих *d*-электронах. Для этого смеси необходимых элементов в стехиометрических отношениях масс сплавляли методом дуговой плавки в атмосфере Ar с температурой дуги более 1000°C. В работе [17] керамический материал на основе МАХ-фазы Cr_2AlC и его аналоги, легированные Mn и Fe, были получены с использованием нетрадиционных твердотельных методов с помощью микроволнового нагрева и спекания в искровой плазме.

Большинство из вышеперечисленных процессов проводят при повышенных температурах, высоких давлениях с использованием сложного оборудования. Они малопроизводительны и энергозатратны. Перспективным способом получения таких материалов является одностадийный метод — самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Он практически не требует затрат электроэнергии, обладает высокой производительностью и экологической чистотой [18, 19]. Одним из технологических направлений этого метода является СВС-металлургия, позволяющая получать литые материалы за счет полного плавления компонентов в волне горения. Ее особенность состоит в использовании смесей, состоящих из оксидов металлов, металла-восстановителя (Al или Mg) и углерода, а также высокоэнергетических добавок, например $CaO_2 + Al$. Процесс основан на прохождении экзотермических реакций



где Me^1 — ранний переходный металл, Me^2 — Al или Mg.

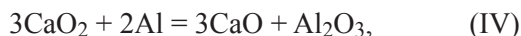
При определенном соотношении реагентов температура горения превышает температуру плавления исходных реагентов и конечных продуктов. В результате продукт в волне горения формируется в жидком состоянии. Из-за различного удельного веса под действием гравитации происходит сепарация тяжелой

металлоподобной и легкой оксидной фаз образовавшихся продуктов [20, 21].

Цель работы — исследование закономерностей высокотемпературного синтеза литых композиционных материалов на основе МАХ-фазы Cr_2AlC в системе Cr–Mn–Al–C с использованием шихт, состоящих из смесей оксидов хрома(III), марганца(II, IV) и кальция(IV) с алюминием и углеродом.

Экспериментальная часть

Компоненты термитных составов выбирали из условий их термической стабильности и возможности реализовать высокую температуру горения (синтеза). В экспериментах использовали порошки оксидов хрома(III) марки ч., марганца(II, IV) марки ч. и кальция(IV) марки ч. с алюминием (АСД-1) и углеродом (графит марки ПГ). Составы исходных смесей рассчитывали из следующих реакций:



а также их комбинаций в различных соотношениях. Синтезы проводили в СВС-реакторе объемом 3 л при начальном избыточном давлении аргона 5 МПа. Смеси инициировали спиралью из молибденовой проволоки диаметром 0.5 мм. Для наблюдения за процессом горения использовали видеокамеру (рис. 1).

Исходные смеси готовили вручную в фарфоровой ступке. Готовые шихты помещали в прозрачные кварцевые стаканчики диаметром 20–23 мм, высотой 50–55 мм. Масса смеси во всех экспериментах составляла 20 г (рис. 2, а).

Эксперименты на стехиометрических смесях, составы которых рассчитывали из реакций (I) и (II), показали, что эти реакции являются слабозэкзотермическими. После поджига образцов с помощью инициирующей спирали и поджигающей смеси, состав которой рассчитан по реакции (IV), фронт горения распространяется на 5–15 мм, после чего происходит его остановка. Поэтому в дальнейших экспериментах опыты проводили на смесях, составы которых рассчитывали из реакции (III), и сочетаниях (II)/(IV) с (III), которые способны гореть в широких интервалах соотношений реагентов.

Температуры горения (синтеза) таких составов превышают температуры плавления исходных реагентов и конечных продуктов, получаемых в волне

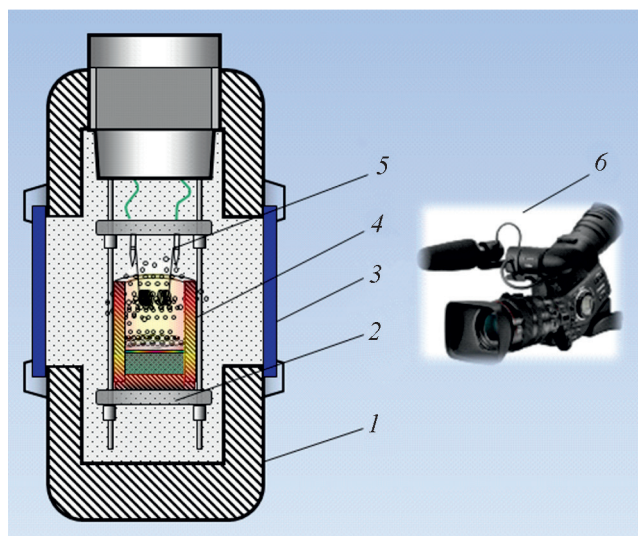


Рис. 1. Лабораторный СВС-реактор.

1 — корпус реактора, 2 — подставка для тигля, 3 — смотровые окна для наблюдений, 4 — кварцевый тигель с шихтой, 5 — инициирующая спираль, 6 — видеокамера.

горения в жидкофазном (литом) состоянии. Конечные продукты состоят из двух фаз: целевой «металлоподобной» (Cr–Mn–Al–C) и оксидной (Al_2O_3 –CaO). Из-за различных удельных весов происходит их сепарация — более тяжелая фаза оседает вниз и формирует нижний слиток, а более легкая формируется сверху (рис 2, б).

В экспериментах определяли скорость горения u_{Γ} по формуле $u_{\Gamma} = h/\tau$, где h — высота порошковой засыпки, τ — время сгорания образца, которое



Рис. 2. Кварцевый тигель с шихтой (а), внешний вид конечных продуктов (б): верхний слиток (1) — оксидный $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{CaO}$, нижний слиток (2) — целевой продукт: Cr–Mn–Al–C.

Таблица 1
Состав исходных смесей и параметры синтеза

№ состава	Доля смесей согласно уравнениям (I)–(IV)	Расчетный состав слитка	Скорость горения u_T , см·с ⁻¹	Выход продукта η^1 , %	Потеря массы η^2 , %
1	0.7(II) + 0.3(IV)	Cr ₂ AlC	0.60	34	7.7
2	0.75[0.7(II) + 0.3(IV)] + 0.25(III)	(Cr _{0.75} Mn _{0.25}) ₂ AlC	0.65	36	7.6
3	0.5[0.7(II) + 0.3(IV)] + 0.5(III)	(Cr _{0.5} Mn _{0.5}) ₂ AlC	0.76	38	8.0
4	(III)	Mn ₂ AlC	0.83	44	8.3

определяли с помощью секундомера и видеокамеры по среднему значению из трех экспериментов. Для оценки параметров синтеза использовали следующие величины: $\eta^1 = M_{сл}/M_{см} \cdot 100\%$ — выход продукта в слиток, $\eta^2 = (M_{см} - M_K)/M_{см} \cdot 100\%$ — потеря массы за счет разлета компонентов при горении, где $M_{сл}$ — масса слитка, $M_{см}$ — масса исходной смеси, M_K — общая масса продукта после горения.

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре ДРОН-3 с графитовым монохроматором на вторичном пучке, излучение $\text{CuK}\alpha$. Регистрация дифрактограмм велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 12^\circ$ – 100° с шагом 0.02° и экспозицией 4 с. Исследование микроструктуры и элементного анализа образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 (Zeiss Ultra plus Field Emission Scanning Electron Microscope). Металлографические исследования проводили на металлографическом микроскопе AXIOVERT 200MAT (Carl Zeiss). Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТЗ (ЛОМО) при нагрузке 100 г.

Обсуждение результатов

Для синтеза композиционных материалов в системе Cr–Al–C использовали смесь, состав которой рассчитывали на основе реакций (II) и (IV) в соотношении 0.7:0.3. Эта шихта горит в нестационарном режиме с ровным фронтом и небольшим дымовыделением. Средняя линейная скорость горения (u_T) равна $0.6 \text{ см}\cdot\text{с}^{-1}$, выход целевого продукта в слиток $\eta^1 = 34\%$, разброс (диспергирование) массы $\eta^2 = 7.7\%$. Конечный целевой продукт представляет собой композиционный материал, состоящий из МАХ-фазы Cr₂AlC, карбидов (Cr₃C₂, Cr₇C₃) и алюминидов (Cr₅Al₈) хрома. Дифракционные линии МАХ-фазы Cr₂AlC узкие, что свидетельствует о

высокой степени совершенства ее кристаллической структуры (рис. 3).

Параметры элементарной ячейки экспериментально полученной МАХ-фазы Cr₂AlC ($a = 0.286$, $c = 1.283$) практически совпадают с теоретическими данными ($a = 0.286$, $c = 1.282$) параметров ячейки соответствующей фазы кристаллографической базы данных PDF2. Локальный микроструктурный анализ показал, что материал имеет слоистую наноламинантную структуру, характерную для МАХ-фаз с толщиной слоев несколько нанометров (от 3 до 20 нм) (рис. 4).

Материал состоит в основном из фазы Cr₂AlC (рис. 5, пробы № 1 и 2), по границам зерен которого находится алюминид хрома Cr₅Al₈ (пробы № 3 и 4). Зерна карбидов хрома Cr₇C₃ и Cr₃C₂ имеют неправильную округлую форму (рис. 5, пробы № 5 и 6). По данным металлографического анализа, микротвердость карбидных зерен составляет 1413 – $1948 \text{ кг}\cdot\text{мм}^{-2}$.

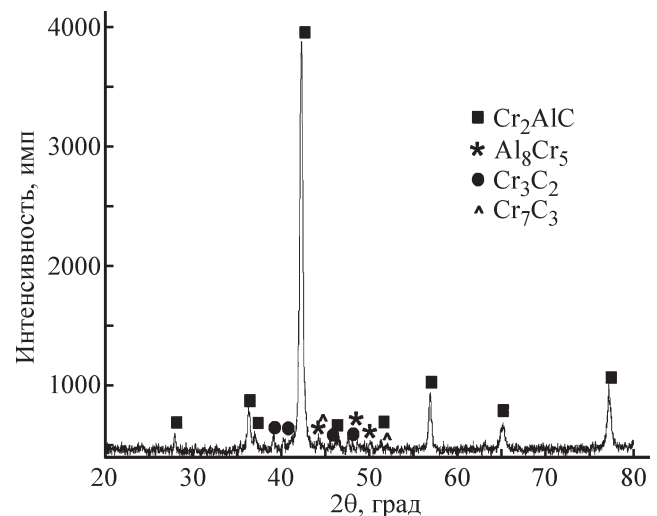


Рис. 3. Дифрактограмма материала, полученного при горении состава № 1 $0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{Al} + \text{C})/0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})$.

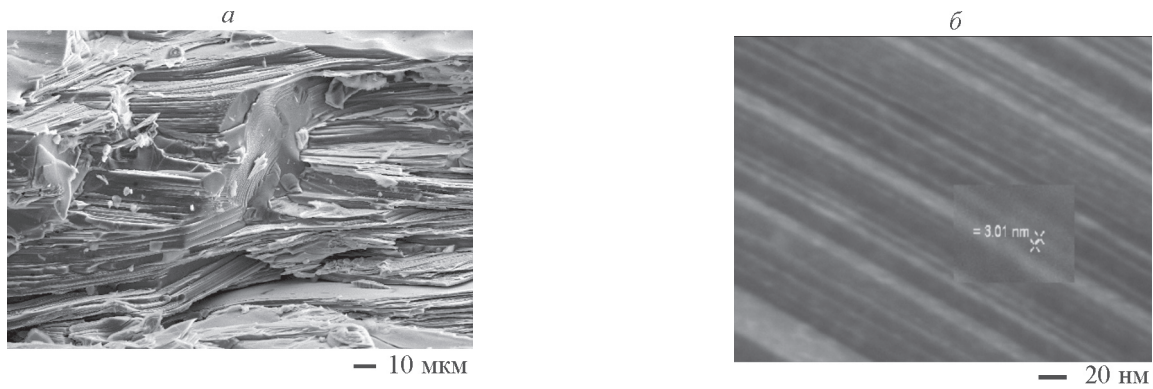
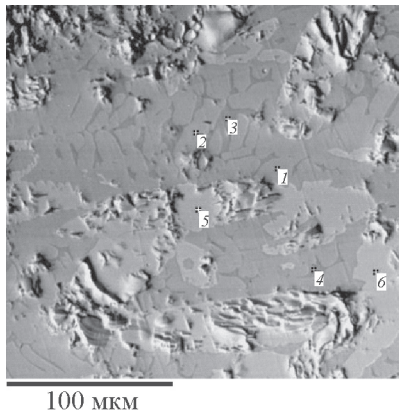


Рис. 4. Строение и микроструктура поверхности излома «металлоподобного» образца, полученного из стехиометрической смеси № 1 $0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{Al} + \text{C})/0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})$.



№ пробы	C	Al	Cr	Фаза
	мас%			
1	8.6	18.7	72.7	Cr_2AlC
2	8.4	18.4	73.2	Cr_2AlC
3	0.3	44.2	55.5	Cr_5Al_8
4	0.1	44.5	55.4	Cr_5Al_8
5	8.6	0.4	91.0	Cr_7C_3
6	14.9	0.3	84.8	Cr_3C_2

Рис. 5. Микроструктура, элементный и фазовый состав «металлического» слитка, полученного из стехиометрической смеси № 1 $0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{Al} + \text{C})/0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})$.

Расчет фаз проводили по данным рентгенофазового и локального микроструктурного анализов.

Микротвердость Cr_5Al_8 и Cr_2AlC находится в интервале значений $412\text{--}613 \text{ кг}\cdot\text{мм}^{-2}$. Фазовый состав структурных составляющих идентифицировали на основе данных рентгенофазового, локального микроструктурного и металлографического анализов.

Для синтеза композиционных материалов в системе Mn–Cr–Al–C использовали смеси, которые рассчитывали на основе сочетания составов № 1 и 4 в соотношениях $0.75:0.25 \{0.75[0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C}) + 0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})] + 0.25(\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C})\}$, состав № 2, табл. 1} и $0.5:0.5 \{0.5[0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C}) + 0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})] + 0.5(\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C})\}$, состав № 3, табл. 1}. Смеси горят в нестационарном режиме с неровным фронтом и небольшим дымовыделением. Средняя линейная скорость горения смеси № 2 равна $u_f = 0.65 \text{ см}\cdot\text{с}^{-1}$, выход целевого продукта в слиток $\eta^1 = 36\%$, разброс (диспергирование) массы $\eta^2 = 7.6\%$. Конечный продукт представляет собой композиционный материал, состоящий из твердых растворов на основе МАХ-фазы Cr_2AlC , допиро-

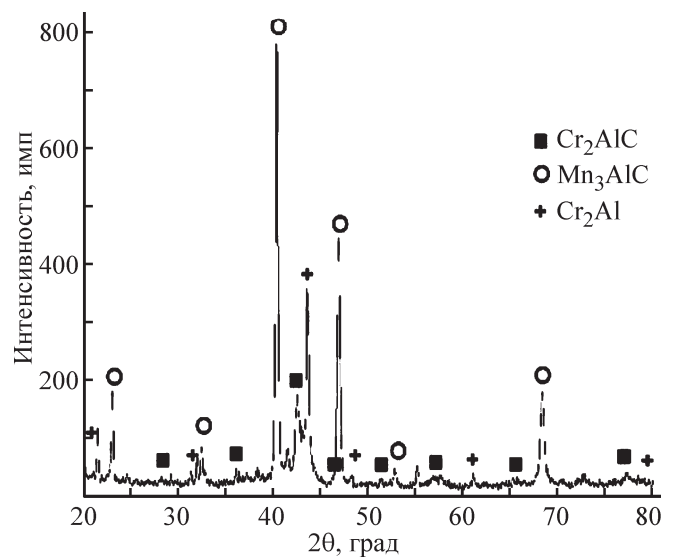


Рис. 6. Дифрактограмма материала, полученного при горении состава № 2 $0.75[0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C}) + 0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})] + 0.25(\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C})$.

Таблица 2
 Параметры элементарной ячейки МАХ-фаз в системе $\text{Cr}_2\text{AlC}-\text{Mn}_2\text{AlC}$

Фаза	Параметры ячейки			Состав
	$a, \text{Å}$	$c, \text{Å}$	$V, \text{Å}^3$	
Cr_2AlC	2.8606(8)	12.8314(9)	90.9(4)	№ 1 $0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{Al} + \text{C})/0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})$
$(\text{Cr}_x\text{Mn}_{1-x})_2\text{AlC}$	2.855(1)	12.83(2)	90.6(1)	№ 2 $0.75[0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C}) + 0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})] + 0.25(\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C})$

ванной Mn, а также карбидов (Mn_3AlC) марганца и алюминидов хрома (Cr_2Al) (рис. 6).

В конечном продукте доминирующим соединением является фаза Cr_2AlC . Параметры ее элементарной ячейки отличаются от параметров МАХ-фазы Cr_2AlC (табл. 2). Можно предположить, что эта фаза является твердым раствором $(\text{Cr}_x\text{Mn}_{1-x})_2\text{AlC}$. Оценить точное содержание Mn в структуре МАХ-фазы не представляется возможным, так как авторам не известна зависимость параметров ячейки твердого раствора от содержания Mn.

При горении состава № 3 средняя линейная скорость горения (u_r) равна $0.76 \text{ см} \cdot \text{с}^{-1}$, выход целевого продукта в слиток $\eta^1 = 38\%$, разброс (диспергирование) массы $\eta^2 = 8.0\%$. В конечном продукте содержание фазы твердого раствора $(\text{Cr}_x\text{Mn}_{1-x})_2\text{AlC}$ существенно меньше, а доминирующими фазами является карбид (Mn_3AlC) и алюминид (AlCr_2) хрома (рис. 7).

При горении состава № 4 $\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C}$ (табл. 1), состав которого рассчитан на основе реакции (III), средняя линейная скорость горения (u_r) равна $0.83 \text{ см} \cdot \text{с}^{-1}$, выход целевого продукта в слиток

составляет $\eta^1 = 44\%$, разброс (диспергирование) массы $\eta^2 = 8.3\%$. Конечный целевой продукт представляет собой композиционный материал, основными фазами которого являются карбид (Mn_3AlC) и алюминид (AlMn) марганца (рис. 8). Суммарное содержание карбидной фазы $\text{Mn}_{0.545}\text{Al}_{0.425}\text{C}_{0.035}$ и свободного углерода незначительное и не превышает 10%.

Результаты проведенных исследований показали, что горение составов смесей № 1–4 (табл. 1) происходит в нестационарном режиме с неровным фронтом и полной сепарацией целевой (металлоподобной) фазы от оксидной. Разброс (диспергирование) массы из тигля при этом незначителен. Отмечено, что увеличение в шихте содержания смеси $\text{MnO}_2/\text{Al}/\text{C}$ приводит к росту скорости горения и выхода целевого продукта в слиток. Это связано, по-видимому, с более высокой температурой горения состава № 4 по сравнению с составом № 1. Рентгенофазовый и локальный микроструктурный анализы синтезированных материалов показали, что их фазовый состав существенно отличается от расчетного. Из предыдущих работ [20, 21] следует, что основным параметром, влияющим на

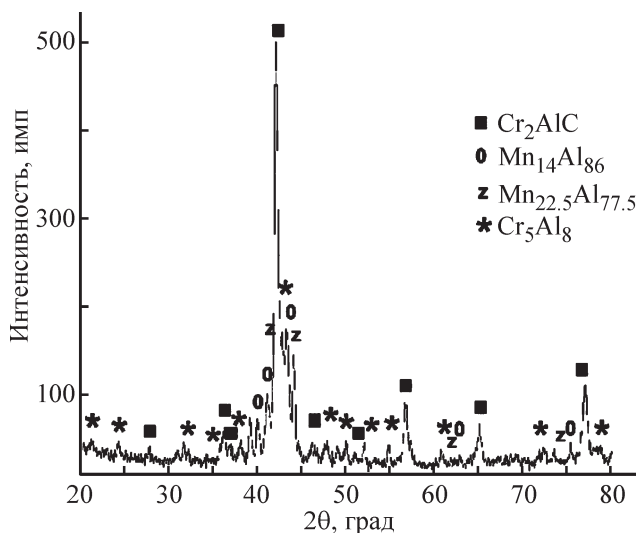


Рис. 7. Дифрактограмма материала, полученного при горении состава № 3 $0.5[0.7(\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} + \text{C}) + 0.3(\text{CaO}_2 + \text{Al})] + 0.5(\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C})$.

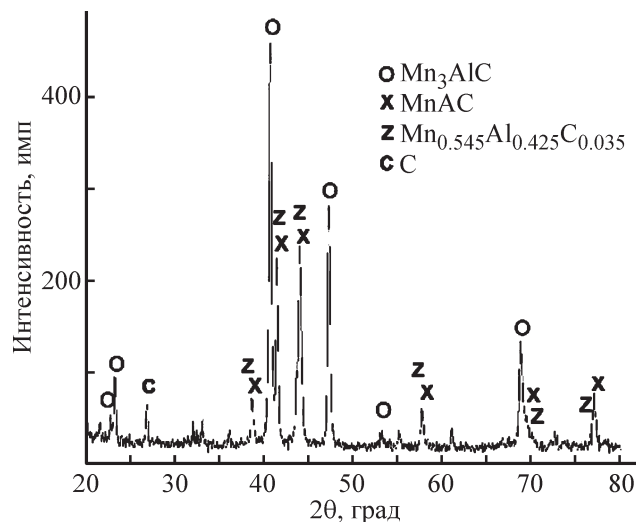


Рис. 8. Дифрактограмма образца, полученного при горении состава № 4 $\text{MnO}_2 + \text{Al} + \text{C}$.

формирование МАХ-фаз в СВС-металлургии, является время «жизни» расплава, которое зависит от тепловыделения термитной реакции и параметров синтеза — массы смеси, теплоотвода и т. д. В настоящей работе авторы использовали в экспериментах сравнительно небольшие (20 г) массы смесей. Вследствие сильного теплоотвода происходит быстрое охлаждение и кристаллизация конечного продукта. В результате формируются композиционные материалы, состоящие из МАХ-фаз, твердых растворов, карбидов и алюминидов хрома и марганца.

Выводы

Проведенные исследования показали возможность получения высокотемпературным синтезом литых композиционных материалов, состоящих из МАХ-фазы Cr₂AlC, а также карбидов и алюминидов хрома и марганца. Отличие состава конечных продуктов синтеза от расчетного связано, по-видимому, с неравновесностью процесса из-за сильного теплоотвода и малого времени «жизни» расплава. В дальнейших исследованиях для увеличения полноты реагирования компонентов предполагается повысить температуру горения (синтеза) смесей и уменьшить теплоотвод в окружающую среду. Данных эффектов можно достичь путем введения в шихту высокоэнергетических добавок и уменьшения теплоотвода при увеличении массы шихты.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 19-08-00053.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов, требующего раскрытия в данной статье.

Информация о вкладе авторов

В. А. Горшков и П. А. Милосердов придумали и разработали эксперимент, провели анализ литературы, синтезировали образцы; Н. Ю. Хоменко проводила рентгенофазовый анализ; Н. В. Сачкова проводила микроструктурный анализ; В. А. Горшков, П. А. Милосердов и О. М. Милосердова участвовали в обработке данных, написании текста статьи. Все авторы участвовали в обсуждении результатов.

Информация об авторах

Владимир Алексеевич Горшков, д.т.н.,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8845-4717>
Павел Александрович Милосердов, к.т.н.,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2587-0067>
Наталья Юрьевна Хоменко,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9388-7365>
Нина Викторовна Сачкова,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7199-6832>
Ольга Михайловна Милосердова,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9311-6170>

Список литературы

- [1] Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы. М.: Metallurgia, 1971. С. 62–70.
- [2] Guilemagy J. M., Espallargas N., Suegama P. H., Benedetti A. V. Comparative study of Cr₃C₂–NiCr coating // *Corr. Sci.* 2006. V. 48. N 10. P. 2998–3013. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.10.016>
- [3] Бурханов Г. С., Муляев И. М., Юсупов В. С. Современное состояние и тенденции развития магнитотвердых материалов // *Перспектив. материалы.* 2011. № 11. С. 208–215.
- [4] Barsoum M. W. The MAX phases: A new class of solids: Thermodynamically stable nanolaminates // *Prog. Solid State Chem.* 2000. V. 28. P. 201–281. [https://doi.org/10.1016/S0079-6786\(00\)00006-6](https://doi.org/10.1016/S0079-6786(00)00006-6)
- [5] 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 M₂AlC (M = Ti, Cr, Nb, and V) // *Phys. Rev. B.* 2005. V. 72. ID 115120. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.72.115120>
- [6] Tian W. B., Wang P. L., Zhang G., Kan Y., Li Y., Yan D. Synthesis and thermal and electrical properties of bulk Cr₂AlC // *Scripta Mater.* 2006. V. 54. P. 841–846. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.11.009>
- [7] Lin Z., Zhou Y., Li M. Synthesis, microstructure, and property of Cr₂AlC // *J. Mater. Sci. Technol.* 2007. V. 23. N 6. P. 721–746.
- [8] Schneider J. M., Sun Z., Mertens R., Uestel F., Ahuja R. Ab-initio calculations and experimental determination of the structure of Cr₂AlC // *Solid State Commun.* 2004. V. 130. N 7. P. 445–449. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2004.02.047>
- [9] Tian W., Vanmeensel K., Wang P., Zhang G., Li Y., Vleugels J., Van der Biest O. Synthesis and characterization of Cr₂AlC ceramics prepared by spark plasma sintering // *Mater. Lett.* 2007. V. 61. N 22. P. 4442–4445. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.02.023>

- [10] Xiao Li. O., Li S. B., Song G., Sloof W. G. Synthesis and thermal stability of Cr₂AlC // J. Eur. Ceram. Soc. 2011. V. 31. N 8. P. 1497–1502.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.01.009>
- [11] Panigrahi B. B., Chu M. C., Kim Y. I., Cho S. J., Gracio J. J. Reaction synthesis and pressureless sintering of Cr₂AlC powder // J. Am. Ceram. Soc. 2010. V. 93. N 6. P. 1530–1533.
<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03560.x>
- [12] Xiao D., Zhu J., Wang F., Tang Y. Synthesis of nano sized Cr₂AlC powders by molten salt method // J. Nanosci. Nanotech. 2015. V. 15. P. 7341–7345.
<https://doi.org/10.1166/jnn.2015.10590>
- [13] Duan X., Shen L., Jia D., Zhou Y., Zwaag S., Sloof W. G. Synthesis of high-purity, isotropic or textured Cr₂AlC bulk ceramics by spark plasma sintering of pressure-less sintered powders // J. Eur. Ceram. Soc. 2015. V. 35. N 5. P. 1393–1400.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.11.008>
- [14] Tian W. B., Sun Z. M., Du Y., Hashimoto H. Synthesis reactions of Cr₂AlC from Cr–Al₄C₃–C by pulse discharge sintering // Mater. Lett. 2008. V. 62. N 23. P. 3852–3855.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.05.001>
- [15] Jaouen M., Bugnet M., Jaouen N., Ohresser P., Mauchamp V., Cabioc'h T., Rogalev A. Experimental evidence of Cr magnetic moments at low temperature in Cr₂A(A = Al, Ge)C // J. Phys.: Condens. Matter. 2014. V. 26. 176002.
<https://doi.org/10.1088/0953-8984/26/17/176002>
- [16] Lin S., Huang Y., Zu L., Kan X., Lin J., Song W., Tong P., Zhu X., Sun Y. Alloying effects on structural, magnetic and electric/thermal transport properties in MAX phase Cr_{2-x}M_xGeC (M = Ti, V, Mn, Fe and Mo) // J. Alloys Compd. 2016. V. 680. P. 452–461.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.04.197>
- [17] Hamm C. M., Bocarsly J. D., Seward G., Kramm U. I., Birke C. S. Non-conventional synthesis and magnetic properties of MAX phases (Cr/Mn)₂AlC and (Cr/Fe)₂AlC // J. Mater. Chem. C. 2017 V. 5. N 23. P. 5700–5708.
<https://doi.org/10.1039/C7TC00112F>
- [18] Merzhanov A. G. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis // J. Mater. Chem. 2004. V. 14. N 12 P. 1779–1786.
<https://doi.org/10.1039/B401358C>
- [19] 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. 2016. V. 62. N 4. P. 203–239.
<https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
- [20] Гориков В. А., Милосердов П. А., Лугинина М. А., Сачкова Н. В., Беликова А. Ф. Высокотемпературный синтез литого материала с максимальным содержанием МАХ-фазы Cr₂AlC // Неорган. материалы. 2017. Т. 53. № 3. С. 260–266 [Gorshkov V. A., Miloserdov P. A., Luginina M. A., Sachkova N. V., Belikova A. F. High-temperature synthesis of a cast material with a maximum content of the MAX phase Cr₂AlC // Inorg. Mater. 2017. V. 53. N 3. P. 271–277.
<https://doi.org/10.1134/S0020168517030062>].
- [21] Гориков В. А., Милосердов П. А., Сачкова Н. В., Лугинина М. А., Юхвид В. И. СВС-металлургия литых материалов на основе МАХ-фазы Cr₂AlC // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. № 2. С. 47–54 [Gorshkov V. A., Miloserdov P. A., Sachkova N. V., Luginina M. A., Yukhvid V. I. SHS metallurgy of Cr₂AlC MAX phase-based cast materials // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2018. V. 59. N 5. P. 570–575.
<https://doi.org/10.3103/S106782121805005X>].