

УДК 546.05:54.05

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ ПРИ ГОРЕНИИ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ $\text{MoO}_3 + \text{Al} + \text{C} + \text{Al}_2\text{O}_3$

© 2022 г. Д. Ю. Ковалев¹, *, В. А. Горшков¹, О. Д. Боярченко¹

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

*e-mail: kovalev@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 24.03.2022 г.

После доработки 06.05.2022 г.

Принята к публикации 12.05.2022 г.

Представлены результаты по исследованию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза литых материалов в системе $\text{Mo}-\text{Al}-\text{C}$. Эксперименты проводили в реакторе объемом 3 л при давлении аргона $p = 5$ МПа. В качестве шихты использовали смеси порошков оксида молибдена(VI) с алюминием (АСД-I), углеродом (графитом) и оксидом алюминия (электрокорундом). Показано, что, варьируя содержание исходных реагентов в шихте, можно влиять на параметры синтеза, фазовый состав и микроструктуру конечных продуктов. Обнаружено, что при стехиометрическом содержании исходных компонентов, рассчитанном на фазу $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, в эксперименте, кроме целевой фазы, образуются алюминиды и карбиды молибдена. Смесь горит с разбросом реагентов и конечных продуктов. Увеличение содержания целевой фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в продуктах синтеза происходит при разбавлении исходной смеси инертной добавкой Al_2O_3 . Максимальное содержание $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в слитке достигается при 20% Al_2O_3 .

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, СВС-реактор, карбиды и алюминиды молибдена

DOI: 10.31857/S0002337X22090081

ВВЕДЕНИЕ

В системе $\text{Mo}-\text{Al}-\text{C}$ бинарные соединения (карбиды и алюминиды) молибдена известны и хорошо изучены. Среди них наиболее широко используется на практике карбид молибдена Mo_2C [1]. Карбид молибдена применяется в качестве катализатора, заменяющего благородные металлы (Pt, Pd и Ir) в реакциях гидрообессеривания, гидрообескислороживания, в сухом риформинге метана, в качестве анодного катализатора для микробных топливных элементов, катализатора для разложения гидразина, в регуляторах малых двигателей космических ракет [2–4]. Для синтеза карбида молибдена применяются разные методы: карботермическое восстановление MoO_3 графитом в инертной среде, электрохимический синтез, плавка с графитом, восстановление оксида с помощью метан-водородной смеси или других источников углерода [5, 6]. Из тройных соединений молибдена с алюминием и углеродом наибольший интерес представляет соединение $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ – сверхпроводник с температурой перехода $T_c \sim 9$ К. В работах [7–9] это соединение получали методами дугового и высокочастотного плавления при дав-

лении до 10 ГПа. Известные способы получения $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ малопродуктивны и энергозатратны.

Перспективным способом получения таких соединений является одностадийный метод – самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Он практически не требует затрат электроэнергии, обладает высокой производительностью и экологической чистотой [10, 11]. Одним из технологических направлений этого процесса является СВС-металлургия, позволяющая получать “литые” материалы за счет полного плавления компонентов в волне горения. Особенность процесса состоит в использовании смесей, состоящих из оксидов металлов, металла-восстановителя (Al) и углерода. При определенном соотношении реагентов температура горения превышает температуру плавления исходных реагентов и конечных продуктов. В результате продукт во время синтеза формируется в жидком состоянии. Из-за различного удельного веса под действием гравитации происходит сепарация тяжелой металлоподобной и легкой оксидной фаз образовавшихся продуктов. Из тройных соединений, полученных этим методом, наибо-

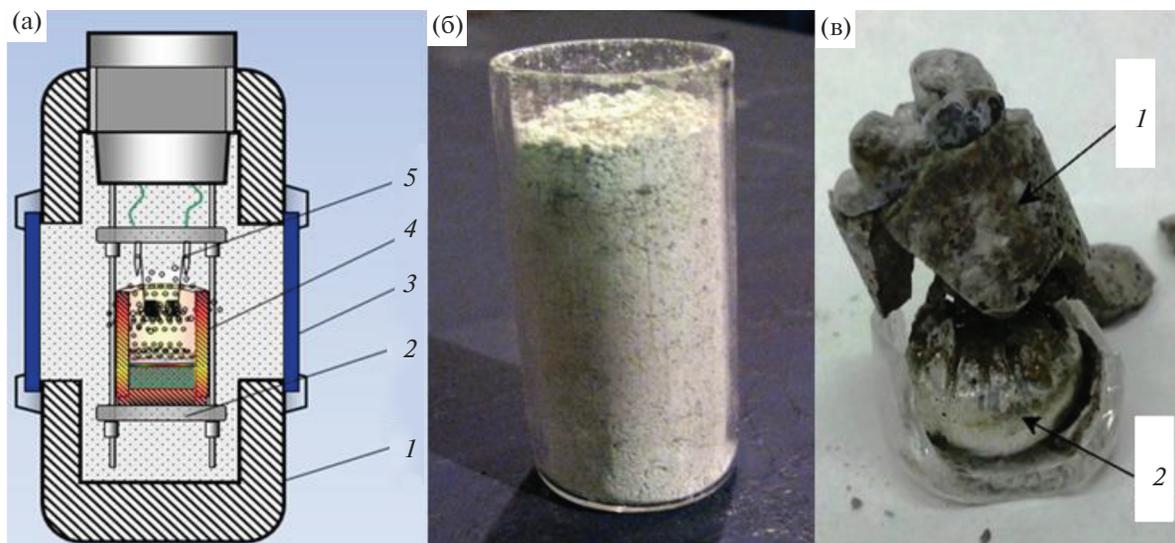


Рис. 1. Схема реактора: 1 – корпус, 2 – подложка, 3 – смотровое окно, 4 – шихта, 5 – инициирующая спираль (а); кварцевый тигель с шихтой (б); конечные продукты: оксидный слой (1) “металлический” слиток (2) (в).

лее интересными являются МАХ-фазы: Cr_2AlC [12–14], Nb_2AlC [15, 16], V_2AlC [17].

Целью работы является получение методом СВС литого материала на основе фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ из порошковой смеси $\text{MoO}_3 + \text{Al} + \text{C}$ и исследование влияния инертной добавки Al_2O_3 на его фазовый состав и микроструктуру.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных реагентов использовали порошки MoO_3 (“ч.”, чистота 99.9%), Al (АСД-1, чистота 99.2%, размер частиц менее 30 мкм), графита (ПГ, чистота 99.2%, размер частиц менее 400 мкм) и Al_2O_3 (электрокорунд белый, чистота 99.6%, размер частиц 315–250 мкм). Состав базовой смеси рассчитывали исходя из реакции



Эксперименты показали, что горение такой смеси протекает с выбросом реагентов из тигля. Поэтому в стехиометрическую смесь ($3\text{MoO}_3 + 8\text{Al} + \text{C}$) в качестве инертного компонента добавляли Al_2O_3 в количестве 10, 20, 30% от массы базовой смеси. При этом соотношение между реагентами MoO_3 , Al и C во всех опытах было постоянным, рассчитанным из реакции (1). В работе концентрации фаз приведены в мас. %. Перед смешиванием порошки выдерживали в сушильном шкафу СНОЛ в течение 3 ч при температуре 60°C. Шихту готовили перемешиванием вручную в фарфоровой ступке. Реакционную смесь насыпной плотности помещали в кварцевый тигель диаметром 20 и высотой 50 мм (рис. 1б). Синтез проводили в реакторе (рис. 1а) объемом 3 л в среде Ar при начальном

давлении 5 МПа по методике [12]. Реакцию инициировали спиралью из молибденовой проволоки. Скорость горения определяли по видеозаписи процесса, измеряя время прохождения волны горения по высоте образца. Для оценки параметров синтеза использовали следующие величины: η^c – выход продукта в слиток и η^p – потеря массы за счет разлета компонентов при горении:

$$\eta^c = M_c / M_i \times 100\%,$$

$$\eta^p = (M_i - M_k) / M_i \times 100\%,$$

где M_c – масса слитка, M_i – масса исходной смеси, M_k – общая масса продукта после горения.

Рентгенофазовый анализ (РФА) продуктов синтеза проводили на дифрактометре ДРОН-3 (излучение CuK_α). Для анализа использовался порошок дисперсностью менее 63 мкм, полученный путем размола слитка. Регистрация дифрактограмм велась в режиме пошагового сканирования в интервале углов $2\theta = 20^\circ - 80^\circ$ с шагом 0.02° и экспозицией 4 с. Количественный РФА проводился методом Ритвельда в пакете Jana2006 [18]. В качестве исходной модели для уточнения использовались структурные данные идентифицированных фаз, приведенные в Crystallography Open Database [19] и Materials Project [20]. Уточнялись профильные параметры рефлексов, фон, параметры элементарной ячейки, текстура и содержание фаз. Для прецизионного определения параметров элементарной ячейки применялся метод внутреннего эталона, в качестве которого использовался Si (NIST SRM 640b). Исследование микроструктуры и элементного состава образцов проводили на автоэмиссионном сканирующем электронном

Таблица 1. Параметры синтеза в зависимости от содержания Al_2O_3

Смесь	Содержание Al_2O_3 , мас. %	U_r , см/с	η^c , %	η^p , %
1	0	3.5	36	16
2	10	3.2	45	14
3	20	1.7	44	12
4	30	1.5	37.5	10

Таблица 2. Фазовый состав продукта в зависимости от содержания Al_2O_3

Смесь	C, мас. %				
	Al_2O_3	Mo_3Al_2C ($P4_132$)	Mo_3Al ($Pm3n$)	Mo_3Al_8 ($C2/m$)	Mo_2C ($Pbnc$)
1	0	24.3	57.3	9.3	9.1
2	10	65.5	9.0	6.0	19.5
3	20	73.7	7.5	1.6	17.2
4	30	60.3	0.6	3.7	35.4

микроскопе сверхвысокого разрешения ULTRA Plus Zeiss с системой микроанализа INCA 350 Oxford Instruments.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Образцы после синтеза состоят из двух легко разделяющихся слитков, различающихся по форме и плотности. Материал в верхней части образца имеет низкую плотность и, по результатам РФА, представляет собой преимущественно фазу $\alpha-Al_2O_3$. В нижней части образуется каплевидный слиток с характерным металлическим блеском (рис. 1в). Формирование слитка свидетельствует об образовании жидкой фазы при протекании экзотермической реакции (1), т.е. температура горения смеси превышает температуру плавления образующихся соединений. Вследствие различия плотности и достаточно продолжительного времени нахождения материала в жидком состоянии под действием гравитации происходит фазоразделение – более тяжелая “металлическая” фаза оседает вниз тигля, а более легкая оксидная фаза формируется сверху.

Горение смеси без добавки инертного компонента протекает со скоростью 3.5 см/с и сопровождается выбросом из тигля ~16% от массы реагентов (табл. 1). При разбавлении смеси Al_2O_3 часть тепла, выделяемого в результате реакции (1), уходит на его плавление, что приводит к уменьшению скорости горения до 1.5 см/с при 30% добавки. Уменьшение скорости горения свидетельствует о снижении температуры горения, т.к., согласно [21], зависимость скорости горения (U_r) от температуры (T_r) имеет аррениусовский вид $U_r^2 \sim e^{E/RT_r}$. Максимальный выход продукта в

слиток $\eta^c \sim 44-45\%$ наблюдается при 10–20% добавки (табл. 1). На выход влияют два конкурирующих фактора: разброс реагентов и температура горения. Увеличение количества добавки, с одной стороны, уменьшает разброс реагентов и, соответственно, повышает η^c . А с другой стороны, уменьшает температуру горения, что приводит к понижению η^c за счет уменьшения времени нахождения продукта в жидком состоянии, когда происходит пространственная сепарация оксидной и “металлической” фаз. В результате при максимальном содержании добавки преобладает температурный фактор, а при отсутствии добавки – фактор разброса.

РФА слитков, полученных при горении смесей с различным содержанием добавки, показал, что в результате синтеза образуется материал, в состав которого входят фазы Mo_3Al_2C , Mo_2C , Mo_3Al и Mo_3Al_8 . Количественное соотношение фаз зависит от содержания добавки Al_2O_3 в шихте (табл. 2).

Горение смеси 1 протекает в нестационарном режиме с нелинейным фронтом и частичным выбросом материала из тигля. Реакция (1) является высокоэкзотермичной с адиабатической температурой ~3000°C, что превышает температуру плавления Mo и соединений этой системы. РФА слитка (рис. 2б), образовавшегося при горении смеси 1, показал, что в результате синтеза формируется продукт с содержанием Mo_3Al более 55%, в то время как содержание целевой фазы Mo_3Al_2C не превышает 25%. Суммарное содержание карбидных фаз Mo_3Al_2C и Mo_2C в этом случае существенно ниже, чем в продуктах, полученных из смесей 2–4 с добавкой Al_2O_3 . Можно предположить, что недостаток углерода связан с его выбро-

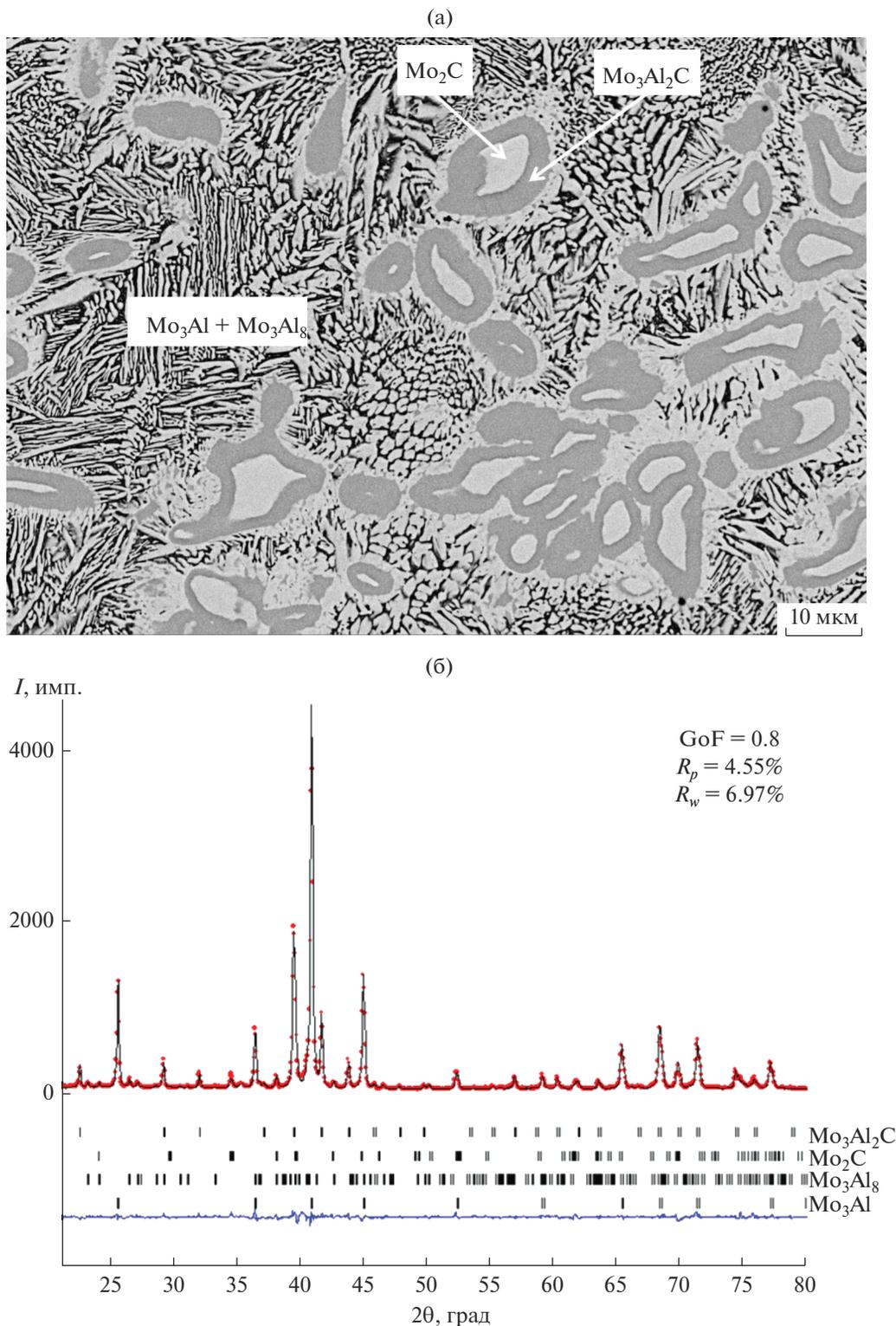


Рис. 2. Микроструктура (СЭМ) (а) и дифрактограмма (эксперимент и расчет) (б) продукта горения смеси 1 (без добавки Al_2O_3).

сом из реакционной смеси в виде частиц или газообразных оксидов.

В волне горения смесь исходных реагентов претерпевает ряд физических и химических пре-

вращений. В зоне прогрева происходит плавление Al ($t_{\text{пл}} = 668^\circ\text{C}$) и MoO_3 ($t_{\text{пл}} = 800^\circ\text{C}$), образующих жидкофазную среду, в которой распределены частицы графита. В зоне химического превраще-

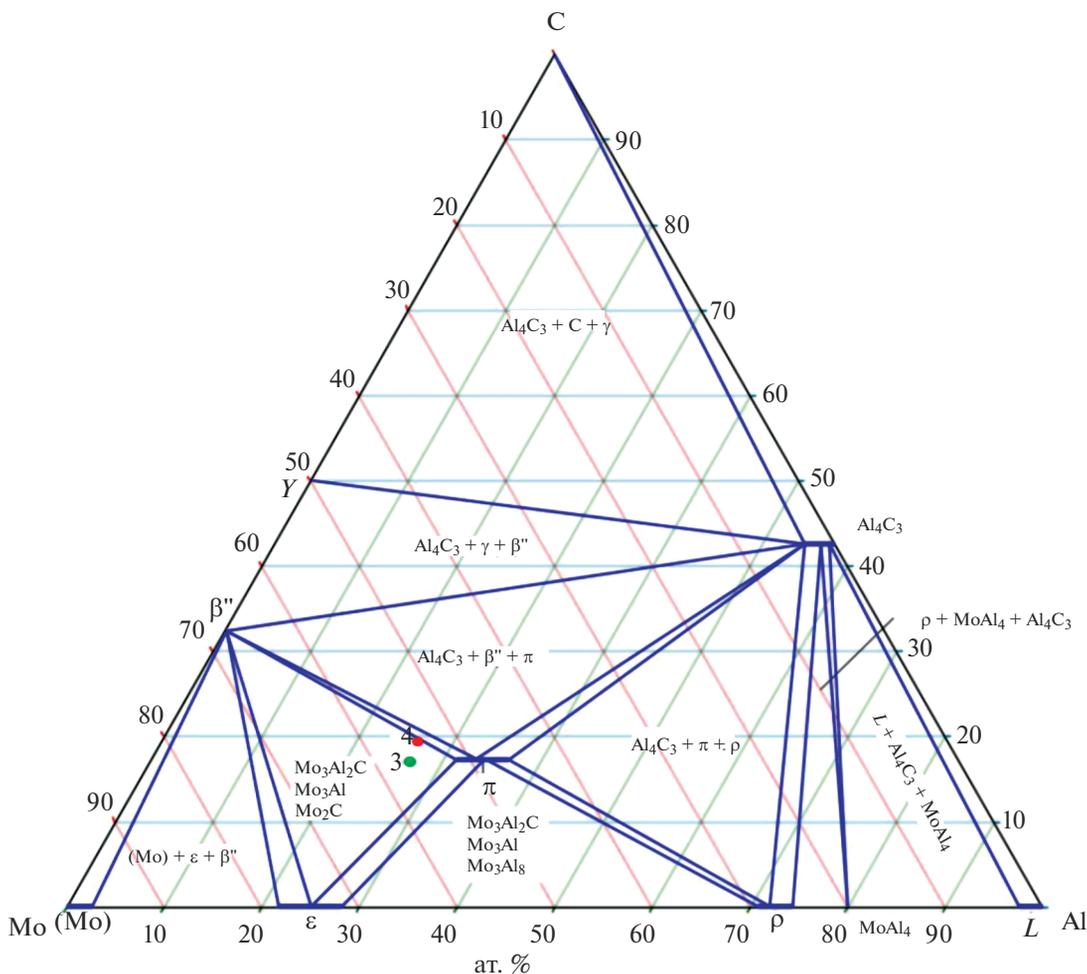
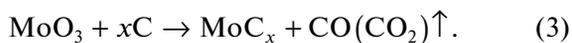
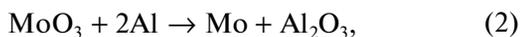


Рис. 3. Изотермическое сечение при 1000°C диаграммы состояния Mo–Al–C [23]; точками 3 и 4 обозначен состав продукта, полученный на основе результатов РФА для смесей с 20 и 30% Al₂O₃ соответственно.

ния происходит взаимодействие алюминия и углерода с оксидом молибдена:



В результате часть углерода в виде газа улетучивается из реакционной зоны и создается его недостаток для реакции (1). Чем выше температура горения смеси, тем больше вероятность участия углерода в окислительно-восстановительной реакции (3).

Микроструктура сплава (рис. 2а) отражает процесс кристаллизации и характеризуется наличием трех структурных составляющих: светлые зерна Mo₂C; серые области Mo₃Al₂C, окружающие карбидную фазу, и эвтектоид Mo₃Al + Mo₃Al₈. При охлаждении расплава Mo–Al–C происходит первичная кристаллизация с образованием зерен фазы Mo₂C как наиболее тугоплавкой в рассматриваемой системе (t_{пл} = 2486°C). В результате образуется расплав Mo–Al, окружающий зерна Mo₂C,

на границе которых протекает реакционная диффузия Al с формированием вокруг карбидного зерна тройного соединения Mo₃Al₂C (t_{пл} ~ 1700°C). Наличие светлых областей Mo₃Al на внешней границе фазы Mo₃Al₂C свидетельствует об обеднении расплава алюминием. Температура эвтектики Mo₃Al + MoAl(h) (высокотемпературная фаза), составляющая 1720°C, близка к температуре плавления Mo₃Al₂C. Характерная эвтектоидная структура формируется при распаде MoAl(h) → Mo₃Al + Mo₃Al₈, и, согласно фазовой диаграмме Mo–Al [22], превращение происходит при 1470°C. В результате карбидные фазы находятся в эвтектоидной матрице Mo₃Al + Mo₃Al₈, где более светлые ламели соответствуют фазе Mo₃Al, а темные – фазе Mo₃Al₈. Полученный в результате горения смеси 1 фазовый состав не является равновесным, т.к. в системе Mo–Al–C отсутствуют области с одновременным существованием четырех фаз. В термодинамическом равновесии могут находиться только три фазы: Mo₃Al₂C–Mo₂C–Mo₃Al или

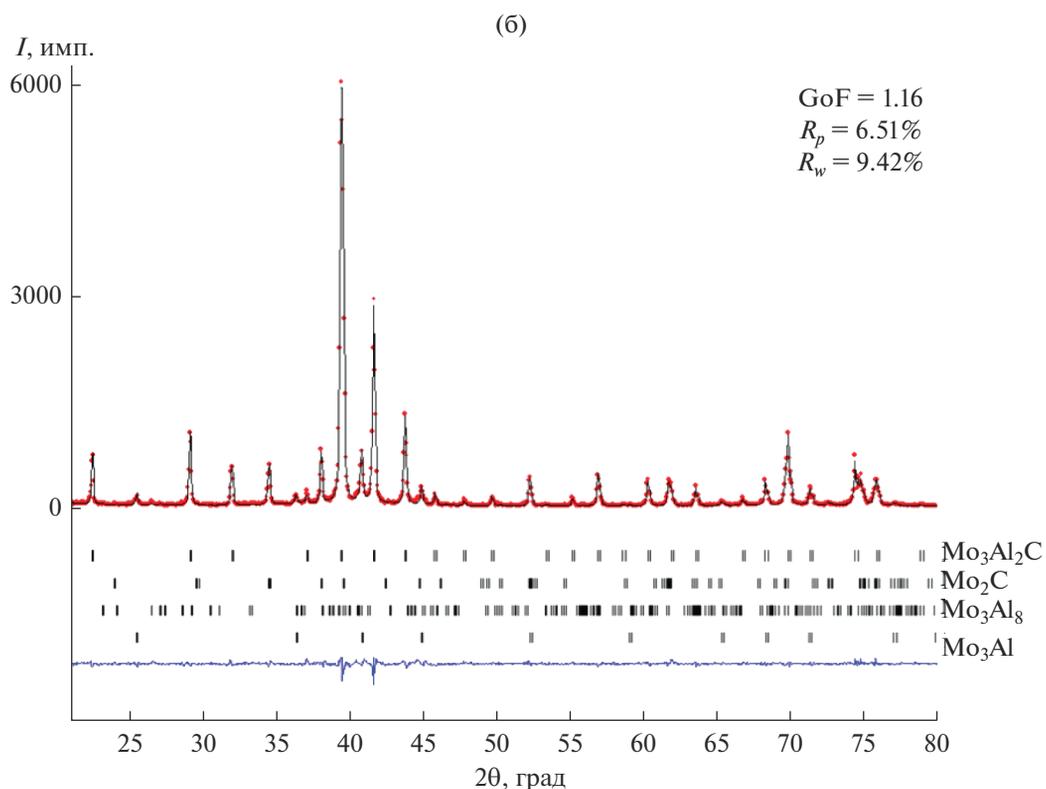
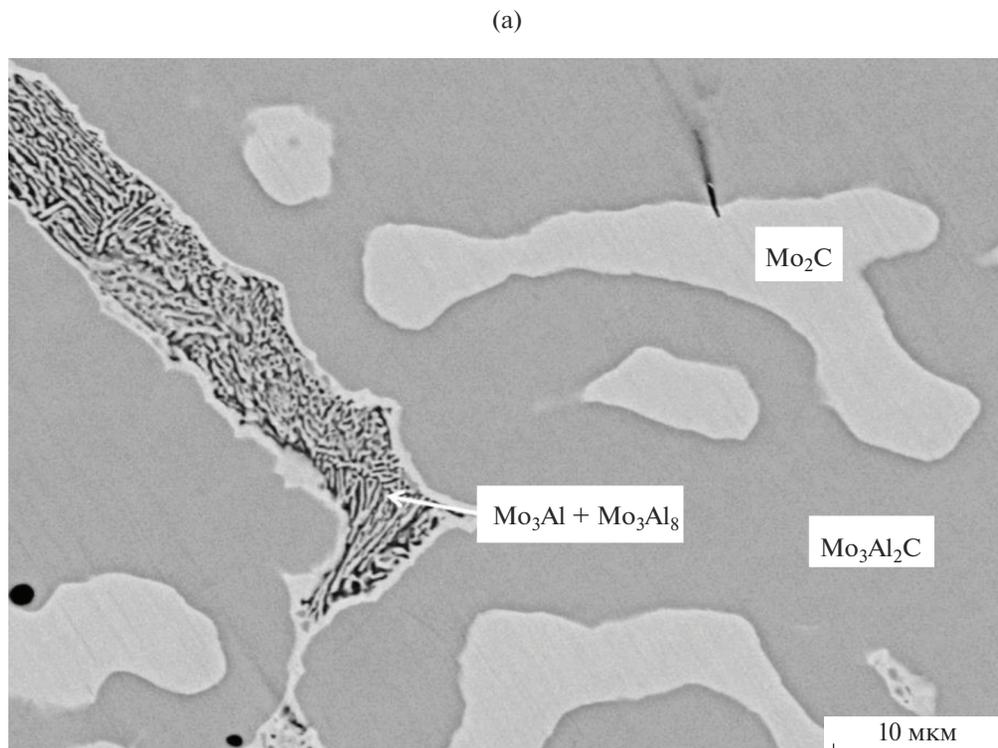


Рис. 4. Микроструктура (СЭМ) (а) и дифрактограмма (эксперимент и расчет) (б) продукта горения смеси 3.

Mo₃Al₂C—Mo₃Al—Mo₃Al₈ (рис. 3). По-видимому, формирование неравновесного продукта обусловлено кинетическими затруднениями при диффузии

атомов алюминия через слой фазы Mo₃Al₂C, окружающий частицы Mo₂C. Кроме того, заложенный в соответствии с реакцией (1) стехиометрический

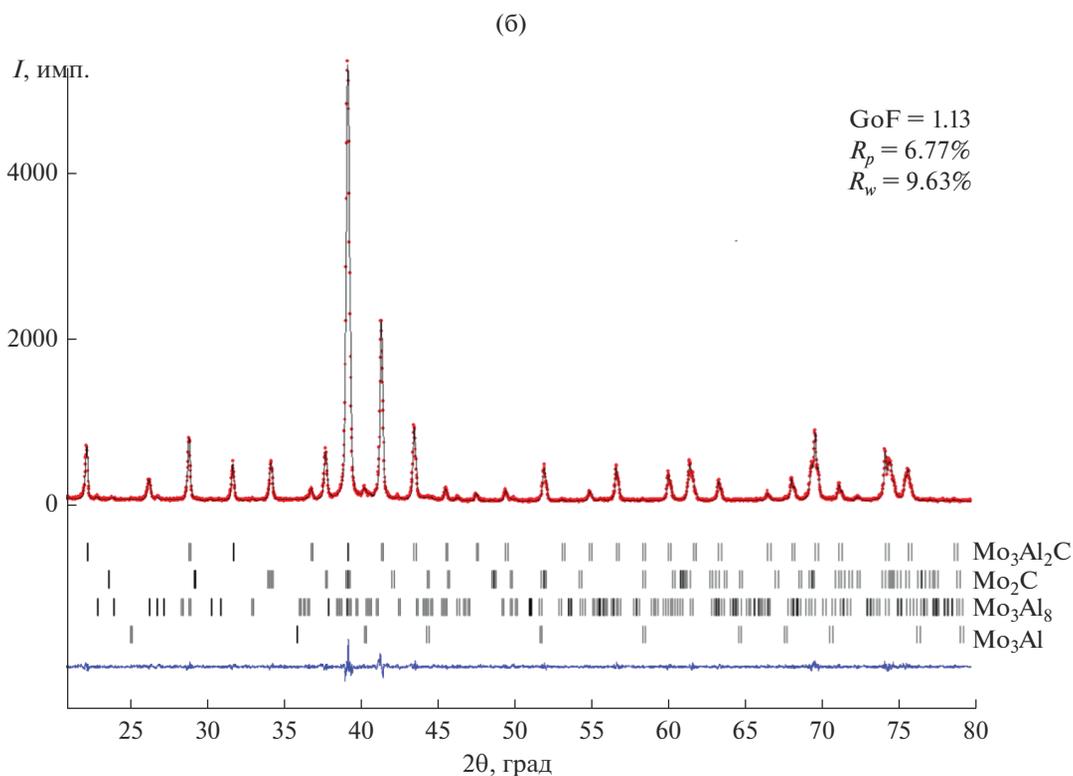
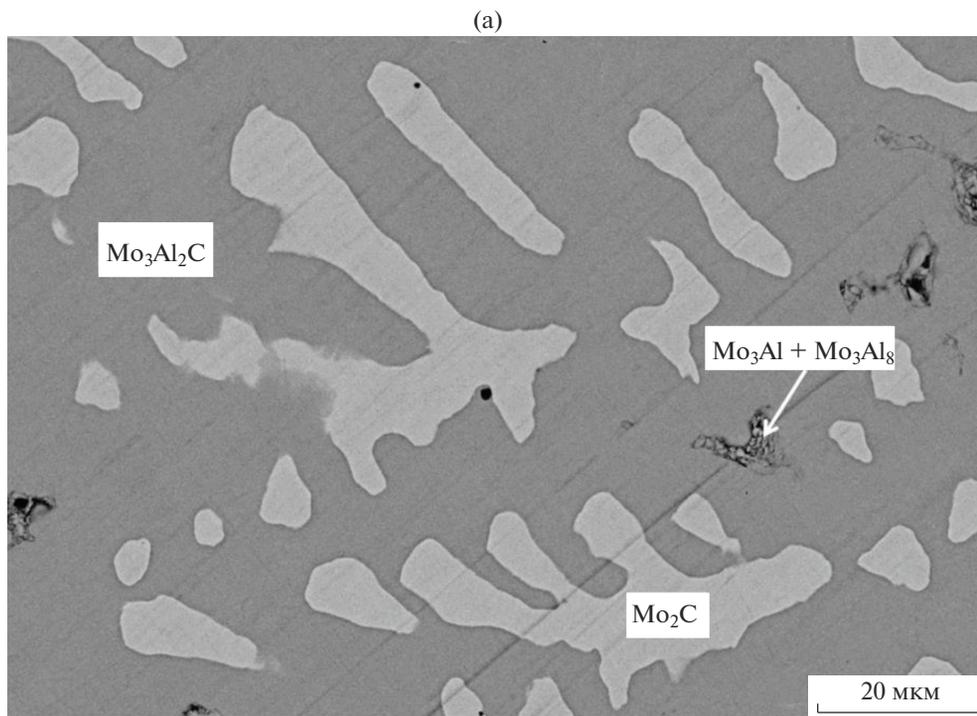


Рис. 5. Микроструктура (СЭМ) (а) и дифрактограмма (эксперимент и расчет) (б) продукта горения смеси 4.

состав на получение Mo₃Al₂C изменяется вследствие частичного выброса компонентов из тигля и протекания реакции (3).

Введение в смесь 10–30% Al₂O₃ приводит к увеличению содержания карбидных фаз в про-

дукте (табл. 2). Содержание интерметаллидов Mo₃Al, Mo₃Al₈, образующих эвтектид, последовательно снижается, а максимальный выход Mo₃Al₂C, составляющий ~74%, получен при разбавлении смеси 20% Al₂O₃. Фазовый состав слитков для

смесей с 20 и 30% Al_2O_3 является практически равновесным и находится в трехфазной области $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}-\text{Mo}_2\text{C}-\text{Mo}_3\text{Al}$ (точки 3 и 4 на диаграмме состояния (рис. 3)). Параметр элементарной ячейки $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ составил $6.8666(2) \text{ \AA}$ и близок к параметру ячейки 6.866 \AA , приведенному в базе PDF-2, Card 000-65-3346. Однофазный продукт, содержащий только $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, не удалось получить, что обусловлено несколькими причинами. Во-первых, изменением стехиометрического состава в реакции (1) вследствие выброса компонентов при горении и протеканием реакции (3). Действительно, несмотря на введение инертной добавки, разброс η^p для смесей 3 и 4 составлял 10–12% (табл. 2). Возможно, помимо углерода, материал слитка обеднялся Al. Косвенным доказательством этого служит фазовый состав смеси 4, находящийся практически в двухфазной области $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}-\text{Mo}_2\text{C}$. Во-вторых, высокой скоростью кристаллизации, определяемой условиями теплоотвода и теплофизическими свойствами системы. Микроструктура образцов (рис. 2, 4) указывает на то, что формирование слоя $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ происходит на поверхности частиц Mo_2C . Рост слоя происходит за счет диффузии Al через слой $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в зерно Mo_2C . В результате быстрого охлаждения диффузия Al затруднена, что приводит к образованию многофазного материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СВС из порошковых смесей $\text{MoO}_3 + \text{Al} + \text{C} + x\text{Al}_2\text{O}_3$ получен литой материал, содержащий фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, Mo_2C , Mo_3Al и Mo_3Al_8 . Установлено существенное влияние инертной добавки Al_2O_3 на параметры синтеза, микроструктуру и фазовый состав слитка. Введение в реакционную смесь $\text{MoO}_3 + \text{Al} + \text{C}$ 10–30% Al_2O_3 приводит к увеличению содержания карбидных фаз в продукте. Максимальное содержание (~73%) целевой фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ получено при 20% Al_2O_3 . Наличие вторичных фаз связано с изменением стехиометрического состава смеси вследствие выброса компонентов при горении и с реакцией между MoO_3 и C с выделением газообразных оксидов углерода. Показано, что формирование слоев $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ происходит на поверхности частиц Mo_2C вследствие диффузии Al через слой тройной фазы в первичные кристаллы карбида молибдена.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИСМАН FFSZ-2022-0009 (рег. номер 1021071612847-0-1.4.3) с использованием оборудования РЦКП ИСМАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang X.H., Hao H.L., Zhang M.H., Li W., Tao K.Y. Synthesis and Characterization of Molybdenum Carbides Using Propane as Carbon Source // *J. Solid. State Chem.* 2006. V. 179. P. 538–543.
2. Manoli J.M., Da Costa P., Brun M., Vrinat M., Mauge F., Potvin C. Hydrodesulfurization of 4,6-Dimethyldibenzothiophene over Promoted (Ni, P) Alumina-supported Molybdenum Carbide Catalysts: Activity and Characterization of Active Sites // *J. Catal.* 2004. V. 221. P. 365–377. <https://doi.org/10.1016/j.jcat.2003.08.011>
3. Zeng L., Zhang L., Li W., Zhao S., Lei J., Zhou Z. Molybdenum Carbide as Anodic Catalyst for Microbial Fuel Cell Based on *Klebsiella Pneumoniae* // *Biosens. Bioelectron.* 2010. V. 25. P. 2696–2700. <https://doi.org/10.1016/j.bios.2010.05.002>
4. Cho S.J., Lee J., Lee Y.S., Kim D.P. Characterization of Iridium Catalyst for Decomposition of Hydrazine Hydrate for Hydrogen Generation // *Catal. Lett.* 2006. V. 109. P. 181–186. <https://doi.org/10.1007/s10562-006-0081-3>
5. Nguyen T.H., Nguyen T.V., Lee Y.J., Safinski T., Adesina A.A. Structural Evolution of Alumina Supported Mo–W Carbide Nanoparticles Synthesized by Precipitation from Homogeneous Solution // *Mater. Res. Bull.* 2005. V. 40. P. 149–157. <https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2004.09.007>
6. Zhu Q., Chen Q., Yang X., Ke D. A New Method for the Synthesis of Molybdenum Carbide // *Mater. Lett.* 2007. V. 61. P. 5173–5174. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.04.056>
7. Karki A.B., Xiong Y.M., Vekhter I., Browne D., Adams P.W., Thomas K.R., Chan J.Y., Prozorov R., Kim H., Young D.P. Structure and Physical Properties of the Noncentrosymmetric Superconductor $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ // *Phys. Rev. B.* 2010. V. 82. P. 064512(1)–064512(7). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.82.064512>
8. Bonalde I., Kim H., Prozorov R., Rojas C., Rogl P., Bauer E. Evidence for Conventional Superconducting Behavior in Noncentrosymmetric $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ // *Phys. Rev. B.* 2011. V. 84. P. 134506(1)–134506(4). <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.134506>
9. Sekine I C., Sai I U., Hayashi I J., Kawamura I Y., Bauer E. High-Pressure Synthesis and Bulk Modulus of Noncentrosymmetric Superconductor $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ // *Ser. J. Phys. Conf. Ser.* 2017. V. 950. P. 042028. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/950/4/042028>
10. Merzhanov A.G. The Chemistry of Self-Propagating High-Temperature Synthesis // *J. Mater. Chem.* 2004. V. 14. № 12. P. 1779–1786. <https://doi.org/10.1039/B401358C>
11. 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. № 4. P. 203–239. <https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
12. 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_2AlC // *Неорган. материалы.* 2017. Т. 53. № 3. С. 260–266. <https://doi.org/10.7868/S0002337X1703006X>

13. Горшков В.А., Милосердов П.А., Сачкова Н.В., Лугинина М.А., Юхвид В.И. СВС-металлургия литых материалов на основе МАХ-фазы Cr_2AlC // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. № 2. С. 47–54. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-47-54>
14. Горшков В.А., Милосердов П.А., Хоменко Н.Ю., Сачкова Н.В. Получение литых материалов на основе МАХ-фазы Cr_2AlC методом СВС-металлургии с использованием химически сопряженных реакций // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2019. № 4. С. 14–20. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-14-20>
15. Miloserdov P.A., Gorshkov V.A., Kovalev I.D., Kovalev D.Yu. High-Temperature Synthesis of Cast Materials Based on Nb_2AlC MAX Phase // *Ceram. Int.* 2019. V. 45. № 2. P. 2689–2691. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.198>
16. Ковалев И.Д., Милосердов П.А., Горшков В.А., Ковалев Д.Ю. Синтез МАХ-фазы Nb_2AlC методом СВС-металлургии // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2019. № 2. С. 42–48. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-2-42-48>
17. Горшков В.А., Карпов А.В., Ковалев Д.Ю., Сычев А.Е. Синтез, структура и свойства материала на основе МАХ-фазы V_2AlC // *Физика металлов и металлореферативное*. 2020. Т. 121. № 8. С. 842–848. <https://doi.org/10.31857/S0015323020080033>
18. Petricek V., Dusek M., Palatinus L. Crystallographic Computing System JANA2006: General Features // *Z. Kristallogr.* 2014. V. 229(5). P. 345–352. <https://doi.org/10.1515/zkri-2014-1737>
19. *Crystallography Open Database*. <http://www.crystallography.net/cod>
20. Jain A., Ong S.P., Hautier G. et al. The Materials Project: A Materials Genome Approach to Accelerating Materials Innovation // *APL Materials*. 2013. V. 1. P.011002(1)–011002(5). <https://materialsproject.org>.
21. Юхвид В.И., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Влияние давления на закономерности горения плавящихся гетерогенных систем // *Физика горения и взрыва*. 1983. № 3. С. 30–32.
22. Schuster J.C. and MSIT. Springer Materials / Ed. Effenberg G. Heidelberg: Springer, 2005. 20.12123.1.3. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_20_012123_01
23. Velikanova T.Ya. and MSIT. Springer Materials / Ed. Effenberg G. Heidelberg: Springer, 1990. <https://doi.org/10.22242.1.6>. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_022242_01