



УДК 546.05

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-39-48>Научная статья
Research article

СВС литых материалов в системе Mo–Al–C

В. А. Горшков[✉], П. А. Милосердов, Д. Ю. Ковалев,
О. Д. Боярченко

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН
Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8

✉ gorsh@ism.ac.ru

Аннотация. Материалы на основе соединений молибдена с алюминием и углеродом обладают большим потенциалом для использования в условиях интенсивного износа при повышенных температурах. В настоящей работе представлены экспериментальные результаты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) соединений в системе Mo–Al–C. При совмещении двух процессов – СВС из элементов и СВС-металлургии – получены литые материалы, содержащие фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, Mo_2C , Mo_3Al и Mo_3Al_8 . В экспериментах использовали смеси с составами, рассчитанными согласно соотношению $(1 - \alpha)(3\text{MoO}_3 - 8\text{Al} - \text{C})/\alpha(3\text{Mo} - 2\text{Al} - \text{C})$, где значение α меняли в интервале от 0 до 1. Синтез проводили в лабораторном реакторе объемом 3 л при начальном давлении аргона 5 МПа. Масса исходных смесей во всех экспериментах составляла 20 г. Процесс горения инициировали спиралью из молибденовой проволоки диаметром 0,5 мм путем подачи на нее напряжения 28 В. Полученные конечные продукты исследованы методами рентгенофазового и локального микроструктурного анализов. Установлено существенное влияние соотношения исходных реагентов на параметры синтеза, фазовый состав и микроструктуру целевых продуктов. Введение в высокоэкзотермическую смесь $3\text{MoO}_3 - 8\text{Al} - \text{C}$ инертной «холодной» смеси $3\text{Mo} - 2\text{Al} - \text{C}$ приводит к увеличению содержания карбидных фаз в слитках. Показана возможность получения литых материалов на основе тройной фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, максимальное содержание которой составляет 87 мас. %, при количестве «холодной» смеси в шихте, соответствующей $\alpha = 0,4$. Присутствие в конечных продуктах вторичных фаз карбида молибдена (Mo_2C) и алюминидов молибдена (Mo_3Al_8 , Mo_3Al) обусловлено изменением состава исходной смеси вследствие выброса компонентов при горении и недостаточным временем существования расплава, формирующегося в волне горения.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, система Mo–Al–C, микроструктура, фазовый состав

Для цитирования: Горшков В.А., Милосердов П.А., Ковалев Д.Ю., Боярченко О.Д. СВС литых материалов в системе Mo–Al–C. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2023;17(1):39–48.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-39-48>

SHS of cast materials in the Mo–Al–C system

V. A. Gorshkov[✉], P. A. Miloserdov, D. Yu. Kovalev,
O. D. Boyarchenko

Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences
8 Akademian Osip'yan Str., Chernogolovka, Moscow region 142432, Russian Federation

✉ gorsh@ism.ac.ru

Abstract. Materials based on molybdenum-aluminium-carbon compounds have a considerable potential for use under intense wear conditions at elevated temperatures. This paper presents the experimental results of self-propagating high-temperature synthesis

of compounds within the Mo–Al–C system. By combining two processes: SHS of the elements and SHS-metallurgy, cast materials containing the $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, Mo_2C , Mo_3Al , and Mo_3Al_8 phases were obtained. The experiments used mixtures with compositions calculated according to the ratio $(1 - \alpha)(3\text{MoO}_3 - 8\text{Al} - \text{C})/\alpha(3\text{Mo} - 2\text{Al} - \text{C})$, where α varied in the range from 0 to 1. The synthesis was carried out in a laboratory reactor of 3 L volume at an initial argon pressure of 5 MPa. The mass of the initial mixtures in all experiments was 20 g. The process of combustion was initiated by a 0.5 mm diameter molybdenum wire spiral by applying 28 V voltage to it. The resulting end products were studied by X-ray diffraction and local microstructural analysis. A significant influence of the ratio of the initial reagents on the synthesis parameters, phase composition, and microstructure of the target products was established. Introduction into the high-exothermic mixture $3\text{MoO}_3 - 8\text{Al} - \text{C}$ inert “cold” mixture $3\text{Mo} - 2\text{Al} - \text{C}$ leads to an increase in the content of carbide phases in the ingots. The possibility of obtaining cast materials based on the triple phase $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, the maximum content of which is 87 wt. % at the content of the “cold” mixture in the charge $\alpha = 0.4$ is shown. The presence of secondary phases of molybdenum carbide (Mo_2C) and molybdenum aluminides (Mo_3Al_8 , Mo_3Al) in the final products is due to a change in the composition of the initial mixture caused by the ejection of components during combustion and insufficient existence time of the melt formed in the combustion wave.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, Mo–Al–C system, microstructure, phase composition

For citation: Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Kovalev D.Yu., Boyarchenko O.D. SHS of cast materials in the Mo–Al–C system. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2023;17(1):39–48. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2023-1-39-48>

Введение

В системе Mo–Al существует ряд бинарных соединений – MoAl_3 , Mo_3Al_8 , MoAl и Mo_3Al [1]. Из-за высоких температур плавления и механических свойств эти соединения являются перспективными материалами для использования в условиях высоких температур и интенсивного износа [2–4]. В системе Al–C стабильной является фаза карбида алюминия Al_4C_3 . Частицы Al_4C_3 , тонко диспергированные в алюминиевой матрице, снижают склонность материала к ползучести, особенно в сочетании с частицами карбида кремния. Карбид алюминия может применяться в качестве абразива в высокоскоростных режущих инструментах [5; 6]. В системе Mo–C молибден с углеродом образуют карбиды Mo_2C и MoC_{1-x} . Из них наиболее широко используется в практике карбид молибдена Mo_2C . Он применяется в качестве катализатора в реакциях гидрообессеривания, в сухом риформинге метана, для разложения гидразина, в регуляторах малых двигателей ракет [7–9]. Для синтеза карбида молибдена используются разные методы: карботермическое восстановление оксида молибдена (VI) графитом в инертной среде, электрохимический синтез, плавка с графитом, восстановление оксида с помощью метан-водородной смеси или других источников углерода [10–12].

Из тройных соединений молибдена с алюминием и углеродом наибольший интерес представляет соединение $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ – сверхпроводник с температурой перехода ~ 9 К. В работах [13–16] это соединение получено методами дугового и высокочастотного плавления и при высоких давлениях (до 10 ГПа). Исследованы его транспортные, магнитные и термодинамические свойства. Объемный модуль упругости оценивается в 221 ГПа. Известные методы получения $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ являются малопроизводительными и энер-

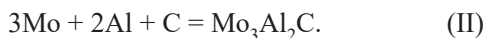
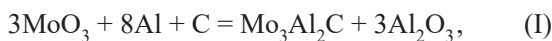
гозатратными. Для получения таких соединений перспективен одностадийный метод – самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Он практически не требует затрат электроэнергии, обладает высокой производительностью и экологической чистотой [17; 18].

Методом СВС из элементов было получено большое количество бинарных и тройных соединений [19–22]. Одним из технологических направлений самораспространяющегося высокотемпературного синтеза является СВС-металлургия, позволяющая получать «литые» материалы за счет полного плавления компонентов в волне горения. Особенность процесса заключается 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. Под действием гравитации происходит сепарация тяжелой металлоподобной и легкой оксидной фаз образовавшихся продуктов. Большой интерес представляют литые материалы, полученные методом СВС-металлургии, на основе двойных и тройных соединений (МАХ-фаз) в системах: Cr–Al–C [23–25], Nb–Al–C [26; 27] и V–Al–C [28]. В указанных работах было показано, что основным параметром синтеза, определяющим состав конечных продуктов, является время «жизни» расплава, которое зависит от температуры горения исходной смеси. Работ, посвященных получению литых материалов в системе Mo–Al–C методом СВС, на данный момент нами не обнаружено.

Целью работы являлось исследование возможности получения литых продуктов в системе Mo–Al–C при совмещении методов СВС из элементов и СВС-металлургии.

Материалы и методика исследований

В качестве исходных реагентов использовали порошки MoO_3 («Ч», чистота 99,9 %), Al (АСД–1, чистота 99,2 %, размер частиц $d < 30$ мкм), Mo (ПМ–М, 99,9 %, $d < 10$ мкм) и графит (ПГ, 99,2 %, $d < 400$ мкм). В экспериментах в качестве базовых применяли стехиометрические смеси, состав которых рассчитывали из комбинации двух химических реакций:



Массовое соотношение смесей $\alpha = \frac{M_{\text{II}}}{M_{\text{I}}}$ варьировалось в интервале от 0 до 1, где M_{I} и M_{II} – массы смесей, рассчитанные из реакций (I) и (II) соответственно.

Проведенные эксперименты показали, что горение смеси, состав которой рассчитывали по реакции (I), протекает с высокой скоростью и сильным выбросом реагентов и продуктов синтеза из реакционной формы. Смесь, состав которой рассчитывали по реакции (II), не горит и ведет себя при добавлении в первую смесь как «реакционный» инертный компонент. Соотношения исходных соединений в реакциях (I) и (II) во всех экспериментах были постоянными.

Перед смешиванием порошки сушили в течение 3 ч при температуре 60 °С. Шихту готовили перемешиванием вручную в фарфоровой ступке. Реакционную смесь насыпной плотности помещали в кварцевую форму диаметром 20 мм и высотой 50 мм (рис. 1, а). Масса исходных смесей во всех

экспериментах составляла 20 г. Синтезы проводили в реакторе (рис. 1, б) объемом 3 л в среде аргона при начальном давлении 5 МПа по методике, описанной в работе [23]. Реакцию инициировали спиралью из молибденовой проволоки диаметром 0,5 мм. Процесс горения регистрировали видеокамерой. Скорость горения вычисляли по видеозаписи процесса, измеряя время прохождения волны горения по высоте образца. Параметры синтеза определяли по следующим величинам:

$$\eta_1 = \frac{M_{\text{сл}}}{M_0} - \text{выход продукта в слиток относительно массы смеси;}$$

$$\eta_2 = \frac{M_{\text{сл}}}{M_{\text{расч}}} - \text{полнота реакции, выход продукта в слиток относительно его расчетного значения;}$$

$$\eta_3 = \frac{M_0 - M_{\text{к}}}{M_0} - \text{потеря массы при горении за счет выброса компонентов из реакционной формы,}$$

где $M_{\text{сл}}$ – масса целевого продукта (слитка), $M_{\text{расч}}$ – расчетная масса слитка, M_0 – масса исходной смеси, $M_{\text{к}}$ – общая масса продуктов после горения.

Для изучения конечных продуктов синтеза использовали рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) и микроструктурный анализ. Более подробно методики исследований полученных продуктов описаны в предыдущих работах авторов [25].

Результаты и их обсуждение

Образцы после синтеза состоят из двух легко разделяющихся механическим путем слитков. Материал в верхней части образца, по результатам РФА, пред-

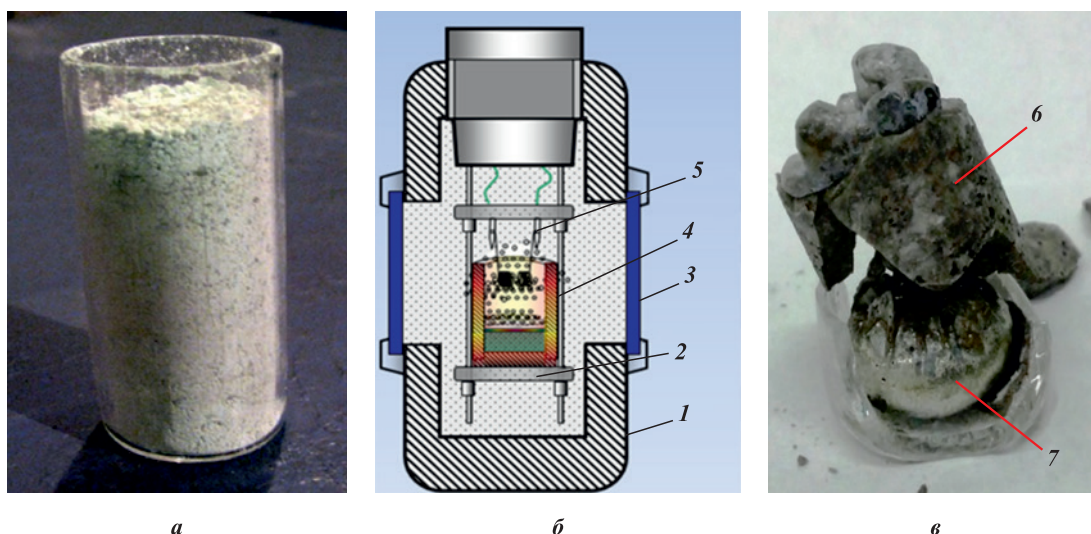


Рис. 1. Кварцевый тигель с шихтой (а), схема реактора (б) и конечные продукты (в)

1 – корпус, 2 – подложка, 3 – смотровое окно, 4 – шихта, 5 – инициирующая спираль, 6 – оксидный слой, 7 – «металлический» слиток

Fig. 1. Quartz crucible with a charge (a), reactor diagram (b), and final products (c)

1 – body, 2 – substrate, 3 – inspection window, 4 – charge, 5 – initiating coil, 6 – oxide layer, 7 – “metal” ingot

ставляет собой преимущественно фазу α -Al₂O₃. В нижней части образуется слиток (целевой продукт) с характерным металлическим блеском (рис. 1, в). Формирование слитка свидетельствует о возникновении жидкой фазы в волне горения, т.е. температура синтеза выше температуры плавления исходных компонентов и образующихся продуктов. Из-за различных удельных масс конечных продуктов под действием гравитации происходит их сепарация – тяжелая «металлическая» фаза оседает вниз тигля, а легкая оксидная фаза формируется сверху.

Значения скорости горения исходных смесей и роста давления в реакторе в зависимости от величины α приведены на рис. 2, а. С повышением α эти параметры уменьшаются. При добавлении в высокоэкзотермическую смесь, состав которой рассчитан из реакции (I), «холодной» смеси, состав которой определен из реакции (II), часть тепла, выделяемого в результате реакции (I), расходуется на ее плавление, что приводит к снижению скорости горения и прироста давления в реакторе. Зависимости полноты реакции (η_2), выхода продукта (η_1) и разброса продуктов горения (η_3) от α представлены на рис. 2, б. Параметры η_1 и η_2 растут в интервале α от 0 до 0,4, потом идет плавное снижение. Значения η_3 монотонно уменьшаются на всем интервале изменения α .

Максимальный выход продукта ($\eta_1 = 67\%$, $\eta_2 = 93\%$) наблюдается при $\alpha = 0,4$ (рис. 2, б). На выход влияют два конкурирующих фактора: разброс реагентов и температура горения. Увеличение количества «холодной» смеси, с одной стороны, уменьшает выброс реагентов из формы и, соответственно, повышает η_1 , а с другой стороны – снижает температуру горения, что приводит к уменьшению η_2 за счет сокращения времени нахождения продукта в жидком состоянии, когда происходит пространственная сепарация оксидной и «металлической» фаз. Рентгенофазовый анализ продуктов (рис. 3–5), полученных при горении смесей с различным α , показал, что в результате синтеза образуется многофазный материал, в состав которого входят Mo₃Al₂C, Mo₂C, Mo₃Al и Mo₃Al₈. Количественное соотношение фаз зависит от состава исходной шихты (см. таблицу).

Горение смесей составов 1 и 2 протекает в нестационарном режиме с нелинейным фронтом и значительным выбросом материала из тигля. Рентгенофазовый анализ полученных продуктов (см. рис. 3) показал, что в результате синтеза формируются материалы с высоким содержанием алюминидов молибдена (Mo₃Al и Mo₃Al₈) – более 65 %, в то время как суммарное содержание карбидных фаз (Mo₃Al₂C и Mo₂C) не превышает 35 %. Низкое содержание

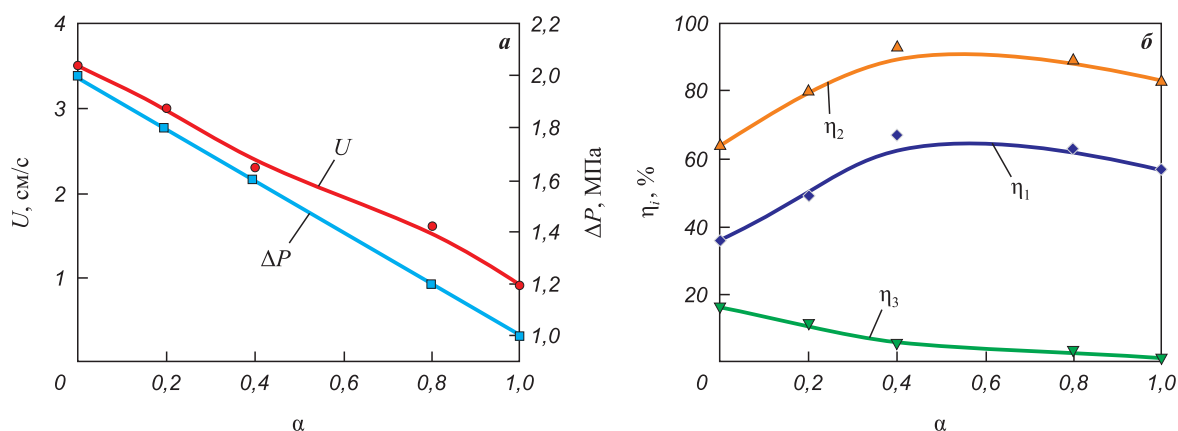


Рис. 2. Влияние показателя α на скорость горения и прирост давления в реакторе (а), а также на параметры синтеза (б)

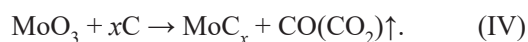
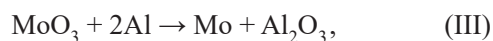
Fig. 2. Influence of α on the combustion rate and pressure increase in the reactor (a) and on the synthesis parameters (b)

Фазовый состав конечных продуктов (мас. %)

Phase composition of final products (wt. %)

№ состава	Доля смеси II, мас. %	α	Mo ₃ Al ₂ C (P4 ₃₂)	Mo ₃ Al (Pm3n)	Mo ₃ Al ₈ (C2/m)	Mo ₂ C (Pbnc)
1	0	0	24,3	57,3	9,3	9,1
2	16,7	0,2	32,0	39,5	6,1	22,0
3	28,6	0,4	87,0	5,1	2,3	5,4
4	44,4	0,8	69,0	0,9	13,6	16,9
5	50,0	1,0	77,7	1,9	3,1	19,0

последних связано, по-видимому, с недостатком углерода из-за его выброса из тигля в виде частиц или газообразных оксидов. В волне горения смесь исходных реагентов претерпевает ряд физических и химических превращений. В зоне прогрева происходит плавление алюминия и оксида молибдена, образующих жидкофазную среду, в которой распределены частицы углерода. В зоне химического превращения происходит взаимодействие алюминия и углерода с оксидом молибдена:



В результате часть углерода в виде газа улетучивается из реакционной зоны и создается его недостаток в системе. Чем выше температура горения смеси, тем больше вероятность участия углерода в окислительно-восстановительной реакции (IV). Полученный в результате горения смеси *1* материал содержит фазы интерметаллидов Mo_3Al – Mo_3Al_8 , образующих эвтектид, а также $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ и Mo_2C (см. рис. 3).

Введение в шихту «холодной» смеси приводит к увеличению содержания карбидных фаз в продукте при одновременном снижении доли алюминидов молибдена (см. таблицу). Максимальное содержание (87 %) тройного соединения $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в материале получено при $\alpha = 0,4$ (см. рис. 4).

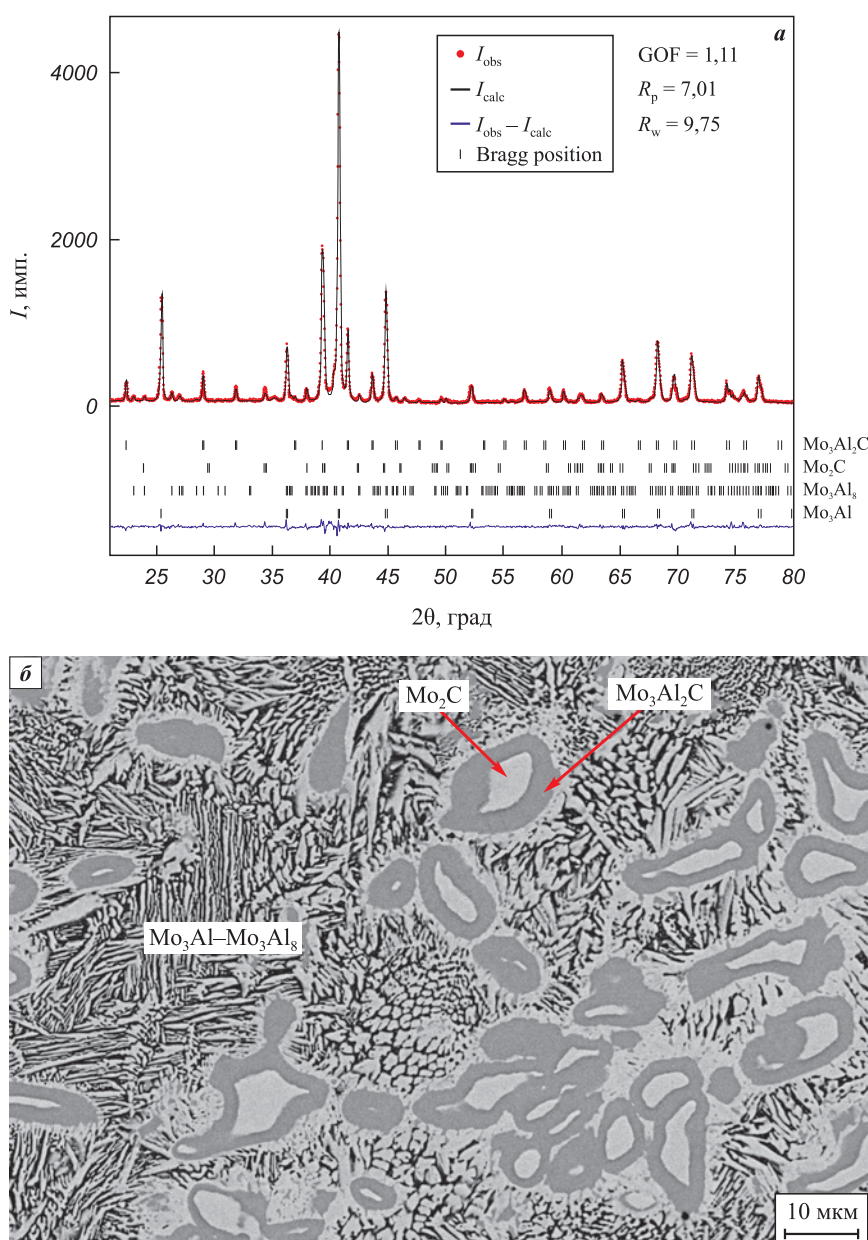


Рис. 3. Дифрактограмма (а) и микроструктура (б) продукта горения смеси *1*

Fig. 3. Diffraction pattern (a) and microstructure (b) of the combustion product of mixture *1*

Фазовый состав продуктов горения смеси 3 является практически равновесным и находится в трехфазной области $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ – Mo_2C – Mo_3Al . Увеличение доли «холодной» смеси в шихте в интервале изменения $\alpha = 0,8 \div 1,0$ приводит к повышению содержания Mo_2C в продукте при одновременном снижении содержания $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ и алюминидов молибдена (см. таблицу и рис. 5).

Результаты проведенных исследований показывают, что при добавлении в шихту «холодной» смеси скорость горения, прирост давления и потеря массы (η_3) уменьшаются во всем диапазоне изменения α (от 0 до 1,0). При этом в интервале $\alpha = 0 \div 0,4$ наблюдается увеличение выхода целевого продукта в слиток, а при $\alpha > 0,4$ – уменьшение. На выход целевого про-

дукта в слиток влияют два конкурирующих фактора: содержание в шихте смеси (II), состоящей из целевых элементов (Mo, Al, C), переходящих в составе соединений в слиток, и температура горения. С ростом количества «холодной» смеси, с одной стороны, увеличивается доля элементов целевой фазы в шихте и, соответственно, повышаются η_1 и η_2 , а с другой стороны – уменьшается температура горения, что приводит к понижению η_1 и η_2 за счет уменьшения времени нахождения продукта в жидком состоянии, когда происходит пространственная сепарация оксидной и «металлической» фаз. При $\alpha = 0 \div 0,4$ преобладает влияние первого фактора, а при $\alpha > 0,4$ – второго.

Однофазный продукт, содержащий только $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в соответствии с реакциями (I) и (II), полу-

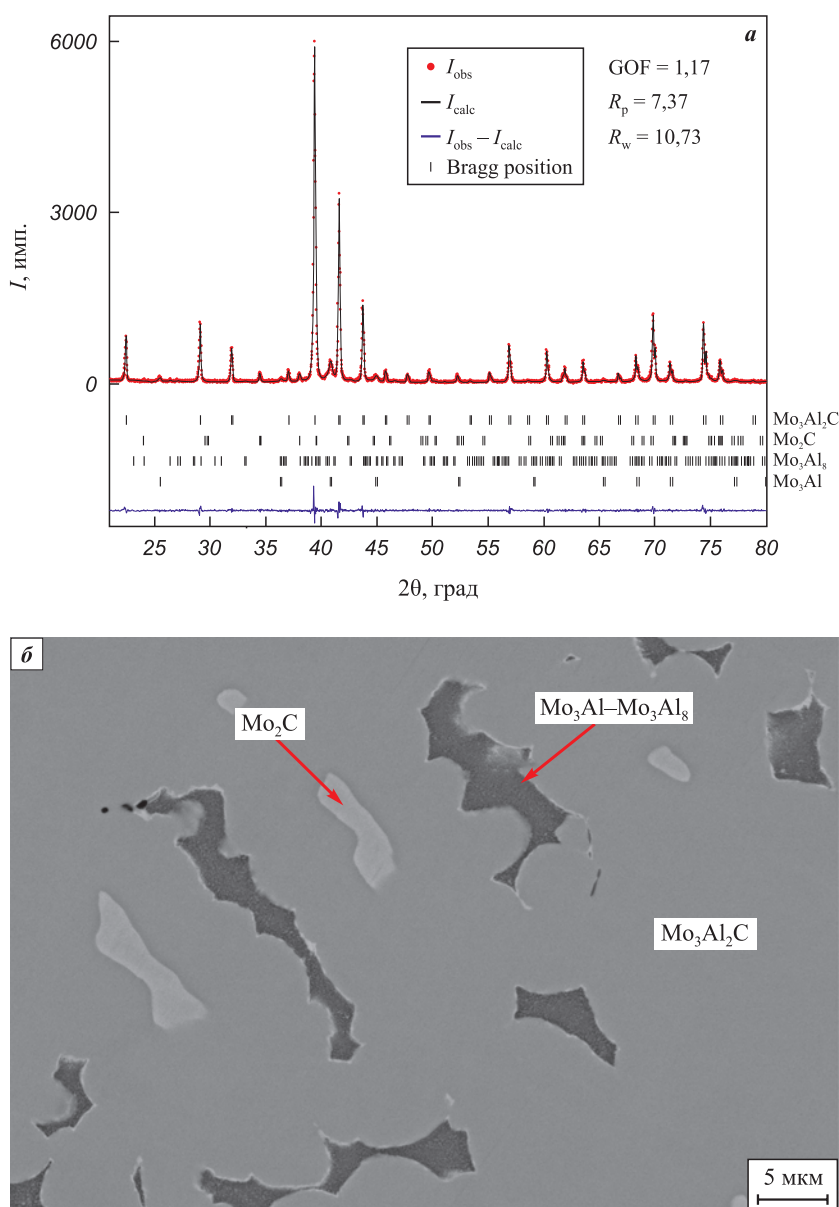


Рис. 4. Дифрактограмма (а) и микроструктура (б) продукта горения смеси 3

Fig. 4. Diffraction pattern (a) and microstructure (b) of the combustion product of a mixture 3

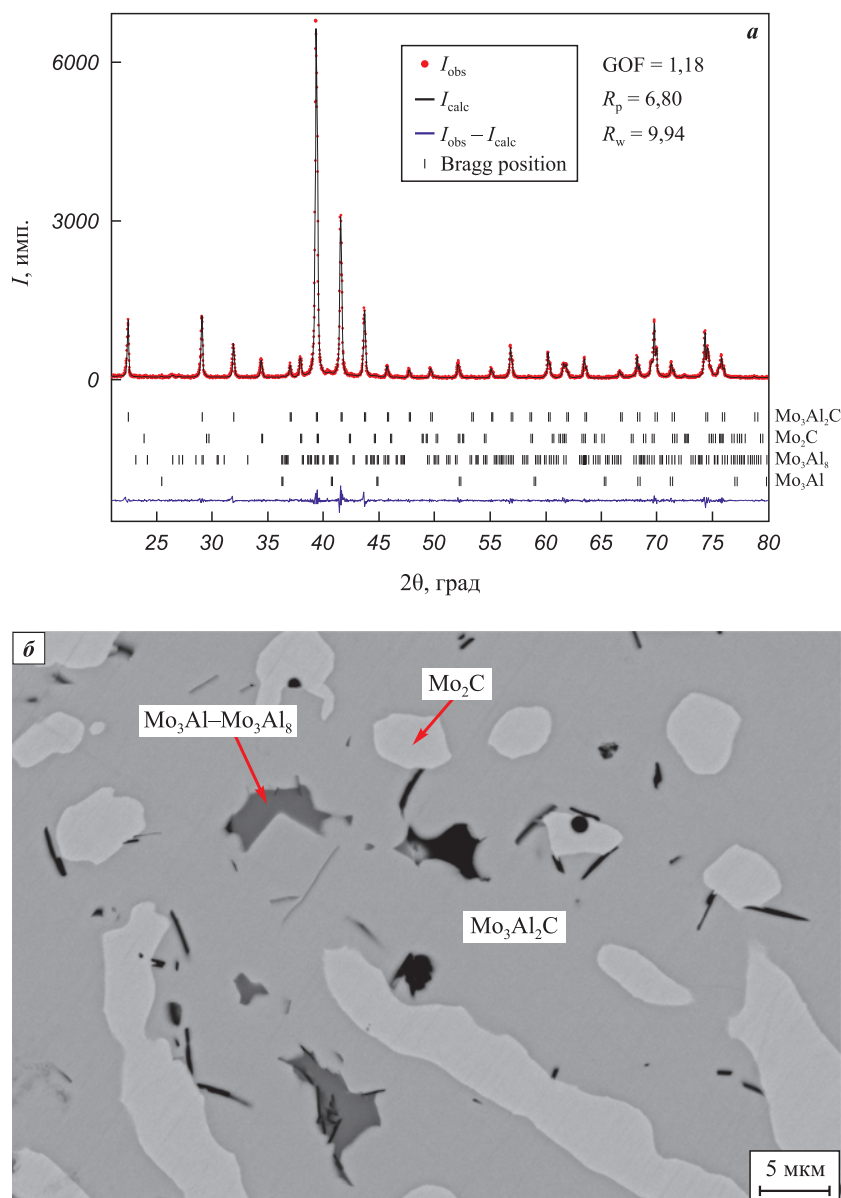


Рис. 5. Дифрактограмма (а) и микроструктура (б) продукта горения смеси 5

Fig. 5. Diffraction pattern (a) and microstructure (b) of the combustion product of mixture 5

чить не удалось, что обусловлено несколькими причинами. Очевидно, что приведенная схема реакций, на основе которых рассчитывался равновесный состав целевой тройной фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, не отражает всех реально протекающих в многофазной системе взаимодействий при СВС. Рентгеноструктурный фазовый анализ синтезированного материала показал, что его фазовый состав отличается от расчетного. Это свидетельствует о том, что процессы, происходящие в жидкой фазе, формирующейся в волне горения, и при ее быстрой кристаллизации, приводят к формированию неравновесного состава продукта. Кроме того, процесс горения сопровождается выбросом компонентов в результате протекания реакции (IV). Вполне вероятно, что полученный материал обед-

няется при этом как углеродом, так и алюминием. Косвенным доказательством этого служит фазовый состав смеси 5, находящийся практически в двухфазной области $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}-\text{Mo}_2\text{C}$.

Анализируя данные микроструктурного анализа, можно предположить следующий механизм фазообразования конечного продукта. Фазовый состав слитка формируется в результате ряда фазовых превращений. Сначала происходит кристаллизация тугоплавких карбидных зерен Mo_2C при температуре около 2500°C . В результате формируется расплав $\text{Mo}-\text{Al}$, окружающий зерна Mo_2C . Затем при охлаждении в интервале температур $2500-1720^\circ\text{C}$ осуществляется взаимодействие Al из расплава и Mo_2C , что приводит к образованию на их поверхности кар-

бидного зерна фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в виде кольцевой структуры (см. рис. 3). Рост слоя обусловлен диффузией Al из расплава Mo–Al через слой $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ в зерно Mo_2C . При температуре ниже 1720°C происходит кристаллизация межзеренного расплава с образованием Mo_3Al и MoAl. Затем при температуре 1467°C фаза MoAl претерпевает эвтектоидное превращение $\text{MoAl} \rightarrow \text{Mo}_3\text{Al}_8 + \text{Mo}_3\text{Al}$ [1]. Таким образом, образование многофазного литого материала объясняется многостадийностью его формирования и быстрым охлаждением расплава.

Заключение

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза при совмещении двух вариантов процесса – СВС из элементарных порошков и СВС-металлургии – получены литые материалы, содержащие фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$, Mo_2C , Mo_3Al и Mo_3Al_8 . Установлено существенное влияние соотношения реагентов исходных смесей на параметры процесса горения, микроструктуру и фазовый состав продуктов. Введение в высокоэкзотермическую смесь $3\text{MoO}_3\text{--}8\text{Al--C}$ инертной «холодной» смеси $3\text{Mo--}2\text{Al--C}$ приводит к увеличению содержания карбидных фаз в слитках. Максимальное содержание (~ 87 мас. %) тройной фазы $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$ получено при $\alpha = 0,4$. Наличие в конечных продуктах карбида Mo_2C и алюминидов молибдена Mo_3Al_8 , Mo_3Al обусловлено изменением стехиометрического состава исходной шихты вследствие выброса компонентов при горении и недостаточным временем «жизни» расплава, что приводит к формированию неравновесного состава продукта.

Список литературы / References

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Т. 1. Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.
2. Saunders N., Thermotech Ltd. The Al–Mo system (aluminum–molybdenum). *Journal of Phase Equilibria*. 1997;18(4):370–378.
<https://doi.org/10.1007/s11669-997-0063-1>
3. Cupid D.M., Fabrichnaya O., Ebrahimi F., Seifert H.J. Thermodynamic assessment of the Al–Mo system and of the Ti–Al–Mo system from 0 to 20 at.% Ti. *Intermetallics*. 2010;18(6):1185–1196.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.03.010>
4. Kriegel M.J., Walnsch A., Fabrichnaya O., Pavlyuchkov D., Klemm V., Freudenberger J., Rafaja D., Leineweber A. High-temperature phase equilibria with the bcc-type β (AlMo) phase in the binary Al–Mo system. *Intermetallics*. 2017;83:29–37.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2016.12.004>
5. Zhu S.J., Peng L.M., Zhou Q., Ma Z.Y., Kuchařová K., Čadek J. Creep behaviour of aluminum strengthened by fine aluminum carbide particles and reinforced by silicon carbide particulates DS Al–SiC/ Al_4C_3 composites. *Materials Science and Engineering: A*. 1999;268(1–2):236–245.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01119-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01119-8)
6. Gmelins Handbuch Der Anorganischen Chemie. 8th ed. Ed. by the German Chemical Society. System-Number 35: Aluminium. Teil A-Lieferung 1. Pp. iv + 284. Berlin: Verlag Chemie, 1934.
<https://doi.org/10.1002/jctb.5000541621>
7. 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. *Journal of Solid State Chemistry*. 2006;179(2):538–543.
<https://doi.org/doi:10.1016/j.jssc.2005.11.009>
8. Manoli J.-M., Da Costa P., Brun M., Vrinat M., Maugé F., Potvin C. Hydrodesulfurization of 4,6-dimethyldibenzothiophene over promoted (Ni,P) alumina-supported molybdenum carbide catalysts: activity and characterization of active sites. *Journal of Catalysis*. 2004;221(2):365–377.
<https://doi.org/10.1016/j.jcat.2003.08.011>
9. 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*. *Biosensors and Bioelectronics*. 2010;25(12):2696–2700.
<https://doi.org/10.1016/j.bios.2010.05.002>
10. Cho S.J., Lee J., Lee Y.S., Kim D.P. Characterization of iridium catalyst for decomposition of hydrazine hydrate for hydrogen generation. *Catalysis Letters*. 2006;109(3):181–186.
<https://doi.org/10.1007/s10562-006-0081-3>
11. Anselmi-Tamburini U., Maglia F., Spinolo G., Munir Z.A. Combustion synthesis: An effective tool for the synthesis of advanced materials. *Chimica & Industria*. 2000;82(10):1–10.
12. 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. *Materials Research Bulletin*. 2005;40(1):149–157.
<https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2004.09.007>
13. Zhu Q., Chen Q., Yang X., Ke D. A new method for the synthesis of molybdenum carbide. *Materials Letters*. 2007;61(29):5173–5174.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2007.04.056>
14. Karki A.B., Xiong Y.M., Vekhter I., Browne D., Adams P.W., Young D.P., Thomas K.R., Chan J.Y., Kim H., Prozorov R. Structure and physical properties of the noncentrosymmetric superconductor $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$. *Physical Review B*. 2010;82(6):064512.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.82.064512>
15. Bonalde I., Kim H., Prozorov R., Rojas C., Rogl P., Bauer E. Evidence for conventional superconducting behavior in noncentrosymmetric $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$. *Physical Review B*. 2011;84(13):134506.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.134506>
16. Sekine C., Sai U., Hayashi J., Kawamura Y., Bauer E. High-pressure synthesis and bulk modulus of non-cent-

- rosymmetric superconductor $\text{Mo}_3\text{Al}_2\text{C}$. *Journal of Physics: Conference Series*. 2017;950(4):042028.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/950/4/042028>
17. Merzhanov A.G. SHS on the pathway to industrialization. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2001;10(2):237–256.
 18. Merzhanov A.G. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Materials Chemistry*. 2004;14(12):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. *International Materials Reviews*. 2017;62(4):203–239.
<https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1243291>
 20. Łopacinski M., Puszynski J., Lis J. Synthesis of ternary titanium aluminum carbides using self-propagating high-temperature synthesis technique. *Journal of the American Ceramic Society*. 2004;84(12):3051–3053.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2001.tb01138.x>
 21. Zhu C.-C., Zhu J., Wu H., Lin H. Synthesis of Ti_3AlC_2 by SHS and thermodynamic calculation based on first principles. *Rare Metals*. 2015;34(2):107–110.
<https://doi.org/10.1007/s12598-013-0174-2>
 22. 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. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2014;23(4):217–221.
<https://doi.org/10.3103/S1061386214040049>
 23. 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 . *Неорганические материалы*. 2017;53(3):260–266.
<https://doi.org/10.7868/S0002337X1703006X>
 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 Cr_2AlC . *Inorganic Materials*. 2017;53(3):271–277.
<https://doi.org/10.1134/S0020168517030062>
 24. 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 . *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2017;(2):47–54.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2017-2-47-54>
 Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Sachkova N.V., Luginina M.A., Yuxhvid V.I. SHS metallurgy of Cr_2AlC MAX phase-based cast materials. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2018;59(5):570–575.
<https://doi.org/0.3103/S106782121805005X>
 25. 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. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2019;(4):14–20.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-4-14-20>
 Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Khomenko N.Yu., Sachkova N.V. Production of cast materials based on the Cr_2AlC MAX phase by SHS metallurgy using coupled chemical reactions. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2020;61(3):362–367.
<https://doi.org/10.3103/S1067821220030086>
 26. Miloserdov P.A., Gorshkov V.A., Kovalev I.D., Kovalev D.Yu. High-temperature synthesis of cast materials based on Nb_2AlC MAX phase. *Ceramics International*. 2019;45(2, Part A):2689–2691.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.198>
 27. Ковалев И.Д., Милосердов П.А., Горшков В.А., Ковалев Д.Ю. Синтез МАХ-фазы Nb_2AlC методом СВС-металлургии. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2019;(2):42–48.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2019-2-42-48>
 Kovalev I.D., Miloserdov P.A., Gorshkov V.A., Kovalev D.Yu. Synthesis of Nb_2AlC MAX phase by SHS metallurgy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2020;61(1):126–131.
<https://doi.org/10.3103/S1067821220010083>
 28. 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 металловедение*. 2020;121(8):842–848.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080033>
 Gorshkov V.A., Karpov A.V., Kovalev D.Yu., Sychev A.E. Synthesis, structure and properties of material based on V_2AlC MAX phase. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(8):765–771.
<https://doi.org/10.1134/s0031918x20080037>

Сведения об авторах



Information about the Authors

Владимир Алексеевич Горшков – д.т.н., вед. науч. сотрудник лаборатории «Жидкофазные СВС-процессы и литые материалы», Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова РАН (ИСМАН)

 **ORCID:** 0000-0001-8845-4717

 **E-mail:** gorsh@ism.ac.ru

Павел Александрович Милосердов – к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории «Жидкофазные СВС-процессы и литые материалы», ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0002-2587-0067

 **E-mail:** yu_group@ism.ac.ru

Vladimir A. Gorshkov – Dr. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of SHS melts and cast materials of Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (ISMAN)

 **ORCID:** 0000-0001-8845-4717

 **E-mail:** gorsh@ism.ac.ru

Pavel A. Miloserdov – Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of SHS melts and cast materials of ISMAN

 **ORCID:** 0000-0002-2587-0067

 **E-mail:** yu_group@ism.ac.ru

Дмитрий Юрьевич Ковалев – д.ф.-м.н., заведующий лабораторией рентгеноструктурных исследований, ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0002-8285-5656

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

Ольга Дмитриевна Боярченко – к.ф.-м.н., науч. сотрудник лаборатории физического материаловедения, ИСМАН

 **ORCID:** 0000-0002-7543-7608

 **E-mail:** olgaboyarchenko@gmail.com

Dmitrii Yu. Kovalev – D.Yu. – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Head of the Laboratory of X-ray investigation of ISMAN

 **ORCID:** 0000-0002-8285-5656

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

Ol'ga D. Boyarchenko – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Researcher of the Laboratory of materials science of ISMAN

 **ORCID:** 0000-0002-7543-7608

 **E-mail:** olgaboyarchenko@gmail.com

Вклад авторов



Contribution of the Authors

В. А. Горшков – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, проведение экспериментов, подготовка текста, формулировка выводов.

П. А. Милосердов – проведение расчетов, проведение экспериментов, обработка результатов исследований, подготовка текста статьи.

Д. Ю. Ковалев – проведение рентгенофазового анализа, обработка результатов исследований.

О.Д. Боярченко – проведение микроструктурного анализа, обработка результатов исследований.

V. A. Gorshkov – formation of the main concept, setting the goal and objectives of the study, conducting experiments, preparing the text, formulating conclusions.

P. A. Miloserdov – conducting the calculations, conducting experiments, processing research results, preparing the text of the article.

D. Yu. Kovalev – X-ray phase analysis, processing of research results.

O. D. Boyarchenko – microstructural analysis, processing of research results.

Статья поступила 03.08.2022 г.

Доработана 03.10.2022 г.

Принята к публикации 05.10.2022 г.

Received 03.08.2022

Revised 03.10.2022

Accepted 05.10.2022