

11. Pat. 6.231.699 (US). Heat Treatment of Gamma Titanium Aluminide Alloy / T.J. Kelly etc. 2001.
12. Pat. 5.634.992 (US). Method for Heat Treating Gamma Titanium Aluminide Alloy / T.J. Kelly etc. 1997.
13. Güther V., Rothe C., Winter S., Clemens H. // ВММ. 2010. Vol. 155(7). P. 325–329.
14. Белов Н. А., Белов В. Д. // Литейщик России. 2012. № 6. С. 43–46.
15. www.thermocalc.com.

УДК 621.762 : 620.22-419.8 : 66.091.3

СИНТЕЗ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Mo_5SiB_2 В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

© 2013 г. **Ю. С. Погожев, А. Ю. Потанин, Е. А. Левашов, А. В. Новиков, Т. А. Свиридова, Н. А. Кочетов**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

Научно-учебный центр СВС МИСиС–ИСМАН, г. Москва

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Московская обл., г. Черноголовка

Ю. С. Погожев – канд. техн. наук, доцент кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП), ст. науч. сотр. НУЦ СВС МИСиС–ИСМАН (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4).

Тел.: (499) 236-32-91. E-mail: pogozhev@rambler.ru; pogozhev@shs.misis.ru.

А. Ю. Потанин – аспирант НУЦ СВС МИСиС–ИСМАН. E-mail: a.potantin@inbox.ru.

Е. А. Левашов – докт. техн. наук, проф., акад. РАЕН, зав. кафедрой ПМиФП, директор НУЦ СВС МИСиС–ИСМАН.

Тел.: (495) 638-45-00. E-mail: levashov@shs.misis.ru.

А. В. Новиков – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. НУЦ СВС МИСиС–ИСМАН. Тел.: (495) 339-10-11. E-mail: avnovikov@inbox.ru.

Т. А. Свиридова – канд. физ.-мат. наук, науч. сотр. Центра композиционных материалов МИСиС.

Тел.: (495) 955-01-63. E-mail: tim-17@yandex.ru.

Н. А. Кочетов – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. лаборатории динамики микрогетерогенных процессов ИСМАН (142432, Московская обл., Ногинский р-н, г. Черноголовка, ул. Институтская, 8). E-mail: kolyan_kochetov@mail.ru.

Работа посвящена синтезу и исследованию керамического материала на основе химического соединения Mo_5SiB_2 (T_2 -фазы). Показано влияние начальной температуры на основные параметры процесса горения. Установлено, что предварительный подогрев реакционной смеси позволяет инициировать горение в автоколебательном режиме, при этом зависимости температуры и скорости горения от начальной температуры имеют линейный характер. Рассчитано значение эффективной энергии активации СВС-процесса. Для объяснения механизма горения в исследуемой трехкомпонентной системе предложено несколько вариантов протекания химических реакций между Mo, Si и B. По технологии силового СВС-компактирования получены компактные образцы. Изучены фазовый состав, структура и свойства синтезированных керамических материалов, в которых основной составляющей являются зерна Mo_5SiB_2 со средним размером 10–20 мкм. Также идентифицированы линии промежуточных фаз Mo_3Si и Mo, суммарная доля которых не превышает 4 %. Полученный материал на основе T_2 -фазы обладает высокими удельной плотностью и твердостью.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, энергия активации, Mo_5SiB_2 , керамика.

The work is devoted to the synthesis and investigation of ceramic material on the basis of Mo_5SiB_2 chemical compound (T_2 -phase). The effect of initial temperature on key parameters of combustion process is shown. It is found that reaction mixture preheating allows initiating combustion in the self-oscillatory mode, thus initial temperature dependences of combustion temperature and rate have linear character. The effective SHS-process activation energy value is calculated. Some variants of chemical reactions between Mo, Si and B are proposed for explanation of the combustion mechanism in the examined ternary system. Compact samples are obtained using the power SHS-compaction. The phase composition, structure, and properties of synthesized ceramic materials, in which Mo_5SiB_2 grains are the basic component with average size of 10–20 μm , have been studied. The lines of Mo_3Si and Mo intermediate phases, which total fraction does not exceed 4 %, are identified as well. The produced T_2 -phase based material possesses high specific density and hardness.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis, activation energy, Mo_5SiB_2 , ceramics.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из интенсивно развивающихся современных направлений научных исследований является создание высокотемпературных керамических и композиционных материалов и покрытий для работы в экстремальных условиях эксплуатации при температуре более 1600 °С, что превыша-

ет верхний предел для традиционных никелевых и титановых жаропрочных сплавов [1]. Весьма перспективными в данной области являются материалы на основе силицидов молибдена с высокой температурой плавления, которые обладают высокой прочностью, хорошим сопротивлением ползучести и превосходной стойкостью к окислению при повышенных температурах [2]. В систе-

ме Mo–Si наиболее тугоплавким является химическое соединение Mo_5Si_3 ($T_{\text{пл}} = 2453 \text{ K}$), которое также характеризуется отличной высокотемпературной прочностью. Однако его стойкость к окислению несколько ниже, чем у MoSi_2 [3].

Для существенного увеличения жаростойкости материалов на основе Mo_5Si_3 в диапазоне $T = 800\div 1450 \text{ }^\circ\text{C}$ в их состав вводят небольшие добавки бора (до 11 ат.%), при этом сохраняется высокое сопротивление ползучести [4]. В работах [5–7] были изучены свойства сплавов в тройной системе Mo–Si–B при варьировании концентраций Si и B в интервалах 9–12 ат.% и 8–20 ат.% соответственно. Показано, что данные материалы помимо превосходной высокотемпературной прочности и стойкости к окислению имеют высокую вязкость разрушения.

Значительное количество работ посвящено изучению сплавов на основе T_2 -фазы (Mo_5SiB_2) [8–13], обладающей большим потенциалом в области ультравысокотемпературных применений. Эта фаза формируется по псевдодвойной перитектической реакции при $t < 2130 \text{ }^\circ\text{C}$ и имеет довольно широкую область гомогенности около стехиометрического состава (рис. 1). Для получения сплавов на ее основе широко распространен метод электродугового переплава в инертной атмосфере, например в аргоне [8–13].

Однако этот способ достаточно сложный, многостадийный и требует последующей весьма длительной изотермической выдержки при тем-

пературах свыше $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ [8]. При этом даже небольшие изменения в технологических режимах приводят к получению многофазного продукта, несмотря на широкую область гомогенности.

Альтернативным методом изготовления керамики на основе T_2 -фазы является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [15, 16], который позволяет получать различные тугоплавкие соединения без высоких энергетических затрат, является производительным и обеспечивает химическую чистоту конечных продуктов в результате эффекта «самоочистки» от примесей в волне горения. Метод основан на использовании тепла, выделяющегося при протекании химических реакций в режиме горения между компонентами реакционной смеси.

Осуществление СВС из элементов в смеси Mo–Si–B, рассчитанной на образование 100 % T_2 -фазы (в области, богатой молибденом), при начальной комнатной температуре затруднено в связи с низкой экзотермичностью, тепловой эффект взаимодействия Mo с B и Si составляет менее 1 кДж/г [15–17]. Реализовать процесс горения в стационарном режиме позволяет предварительный подогрев шихтовой смеси от внешнего источника энергии.

Настоящая работа посвящена синтезу химического соединения Mo_5SiB_2 в режиме горения, установлению закономерностей горения при различной начальной температуре, а также изучению структуры и свойств СВС-продуктов синтеза.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходных компонентов реакционной смеси применяли порошки молибдена марки ПМ-99,95, кремния, полученного размолом монокристаллов КЭФ-4.5 (ориентации 100), и черного бора марки Б-99А. Реагенты в молярном соотношении 5 : 1 : 2 (из расчета образования соединения Mo_5SiB_2) смешивали в шаровой вращающейся мельнице при использовании твердосплавных размольных тел.

Изучение кинетики процесса горения осуществляли на лабораторном исследовательском СВС-реакторе по стандартным методикам [17, 18]. Из шихты формовали цилиндрические образцы диаметром 10 мм и высотой ~ 17 мм, спрессованные до относительной плотности 60 %.

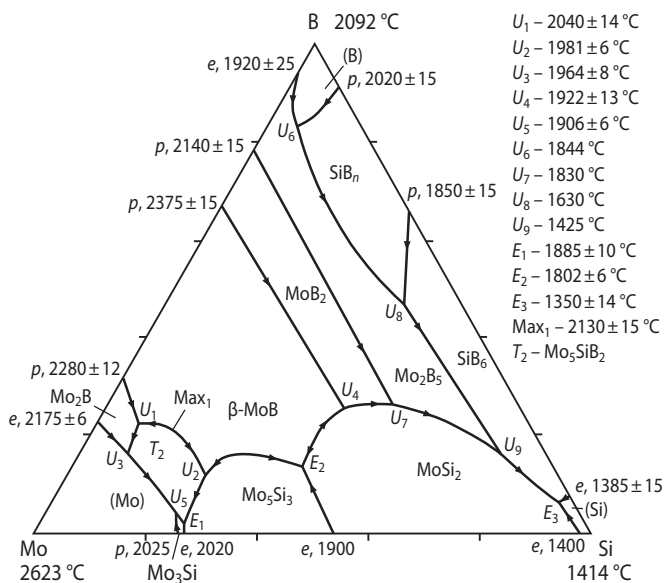


Рис. 1. Диаграмма плавления в системе Mo–Si–B [14]

Температуру горения (T_r) измеряли с помощью W-Re-термопар ВР5/20, для установки которых в образце просверливали отверстие глубиной ~ 5 мм и диаметром 2 мм. Скорость горения (U_r) определяли методом скоростной видеосъемки с помощью видеокамеры «Panasonic» WV-BL600 при 15-кратном увеличении изображения.

Компактную керамику изготавливали по технологии силового СВС-компактирования [15, 17]. Предварительно спрессованный до относительной плотности 55–60 % шихтовой брикет диаметром 48 мм представлял собой трехслойную композицию, состоящую из двух слоев «химической печки» (смесь порошков Ti, В и С) и слоя реакционной смеси основного состава между ними. Для предотвращения контактного взаимодействия между продуктами, «химической печкой» и основной смесью слои внутри брикета разделялись перфорированной бумагой из терморасширенного графита. Синтез проводили в песчаной реакционной пресс-форме на гидравлическом прессе ДА-1532Б. Время горения контролировали с помощью фотодиода, установленного непосредственно в реакционной пресс-форме с противоположной стороны от иницилирующей вольфрамовой спирали. После завершения процесса горячие продукты синтеза прессовали при давлении 7 МПа. Спрессованные заготовки охлаждали в песке на воздухе.

В результате оптимизации технологических параметров силового СВС-компактирования были установлены оптимальные значения времени задержки прессования после окончания процесса горения и продолжительности выдержки горячих продуктов синтеза под давлением.

Фазовый состав продуктов синтеза исследовали на автоматизированном дифрактометре Дрон-4 с использованием монохроматического $\text{CuK}\alpha$ -излучения. Съемку проводили по точкам (в режиме шагового сканирования) в интервале углов $2\theta = 10 \div 110^\circ$ [19]. Полученные спектры обрабатывались с помощью специального пакета программ, разработанного в НИТУ «МИСиС». Микроструктуру изучали на сканирующем электронном микроскопе «Hitachi» S-3400N, оснащенный рентгеновским энергодисперсионным спектрометром NORAN.

Для оценки структурной неоднородности и дефектности компактных предварительно отшли-

фованных заготовок определяли скорость звука с использованием дефектоскопа УД2-70.

Твердость по Виккерсу измеряли на приборе HVS-50 при нагрузке 10 кг и времени выдержки индентора 10 с.

Плотность оценивали методом гидростатического взвешивания на аналитических весах AND1 GR-202. Истинную плотность компактных образцов определяли на гелиевом пикнометре AccuPyc 1340 компании «Micromeritics». Остаточную пористость рассчитывали исходя из значений относительной плотности, которая находилась как отношение гидростатической (экспериментальной) к истинной плотности компактного материала.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Зависимости величин T_r и U_r от начальной температуры (T_0) СВС-процесса для исследуемой смеси представлены на рис. 2. При комнатной температуре ($T_0 = 293$ К) инициировать горение не удалось, что связано с недостаточным тепловыделением. Предварительный подогрев смеси до

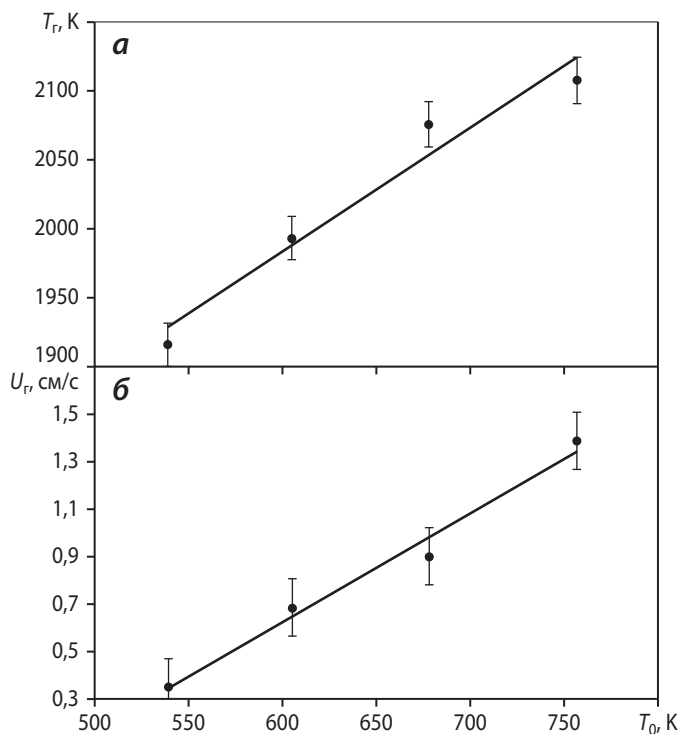


Рис. 2. Зависимости температуры (а) и скорости (б) горения смеси 5Mo + Si + 2В от начальной температуры

540 К позволил инициировать горение в автоклеточном режиме. Зависимости $T_r(T_0)$ и $U_r(T_0)$ имеют классический линейный характер: значения параметров возрастают с увеличением T_0 . Это свидетельствует о том, что при $T_0 = 540 \div 760$ К стабильность химических реакций образования силицида и боридов молибдена не меняется.

Следует отметить, что в интервале $T_r = 1925 \div 2100$ К из всех исходных реагентов плавится только кремний ($T_{пл Si} = 1687$ К). Поэтому можно предположить, что движущей силой процесса горения в трехкомпонентной реакционной смеси являются образование расплава кремния и взаимодействие с молибденом по следующему механизму [20, 21]:

- плавление кремния;
- растекание его по поверхности частиц Мо с одновременным химическим взаимодействием, приводящим к формированию промежуточного продукта в виде пленки нижнего силицида Mo_3Si ;
- реакционная диффузия Мо через слой образовавшегося продукта;
- растворение части твердого продукта в расплаве;
- насыщение кремниевого расплава молибденом с последующим выделением из расплава кристаллитов силицида в соответствии с диаграммой состояния Мо–Si [2].

Параллельно с этим, а возможно, и с небольшим временным отрывом, что свойственно многокомпонентным микрогетерогенным системам, частицы молибдена реагируют с бором. Такое взаимодействие может протекать по трем вероятным сценариям:

1) прямое твердофазное взаимодействие контактирующих частиц Мо и В в отсутствие расплава кремния ($\Delta G = -97$ кДж/моль при $T = 2200$ К);

2) взаимодействие Мо с В через расплав кремния в результате их смачиваемости расплавом, его растекания по частицам молибдена и бора, протекания химических реакций между Мо и Si, а также В и Si (взаимодействие $4B + Si \rightarrow B_4Si$ начинается при нагревании до 1643 К [22]) с образованием промежуточных продуктов в виде пленок Mo_xSi_y и B_xSi_y , и наконец, последующего растворения Мо и В в расплаве по механизму реакционной диффузии через слой образовавшихся продуктов;

3) взаимодействие по механизмам [17, 23–25], благодаря газофазному переносу летучего соединения MoO_3 к пространственно разделенным (или

контактирующим точечно) частицам бора. После осаждения реагента на поверхности твердых частиц В протекает химическая реакция образования боридов молибдена: $3B_{(ТВ)} + MoO_{3(r)} \rightarrow MoB_{(ТВ)} + B_2O_{3(ж)}$ ($\Delta G = -642$ кДж/моль при $T = 2200$ К).

В зависимости от масштаба гетерогенности (размера частиц молибдена, концентрации кремния, степени перемешивания реагентов, степени окисленности порошков Мо и В) более предпочтительными является сценарий 2 или 3. Также нельзя исключать возможность реализации в различных элементарных ячейках различных сценариев одновременно.

На основании полученных экспериментальных зависимостей T_r и U_r от T_0 была рассчитана эффективная энергия активации ($E_{эф}$) [15, 18] самоподдерживающейся реакции, значение которой позволило предположить лимитирующую стадию процесса горения. В упрощенном виде ее рассчитывали по формуле

$$E_{эф} = 2R \operatorname{tg} \alpha,$$

где R – универсальная газовая постоянная, а $\operatorname{tg} \alpha$ определяется графически исходя из результатов спрямления экспериментальных данных в координатах $\ln(U_r/T_r)$ от $1/T_r$ (рис. 3).

Исходя из линейного приближения величина $E_{эф}$ процесса горения исследуемого состава составляет 430 кДж/моль, что сопоставимо со значением энергии активации процесса, протекающего по механизму реакционной диффузии в системах типа твердое–жидкость [16], где лимитирующей стадией является диффузия тугоплавкого компонента через слой образовавшегося промежуточного продукта.

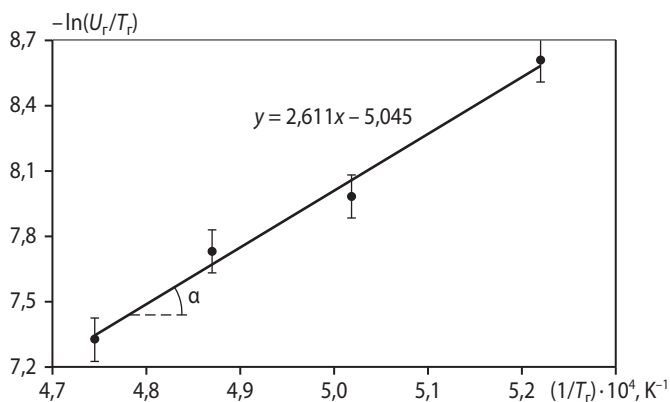


Рис. 3. Зависимость скорости горения смеси $5Mo + Si + 2B$ от температуры

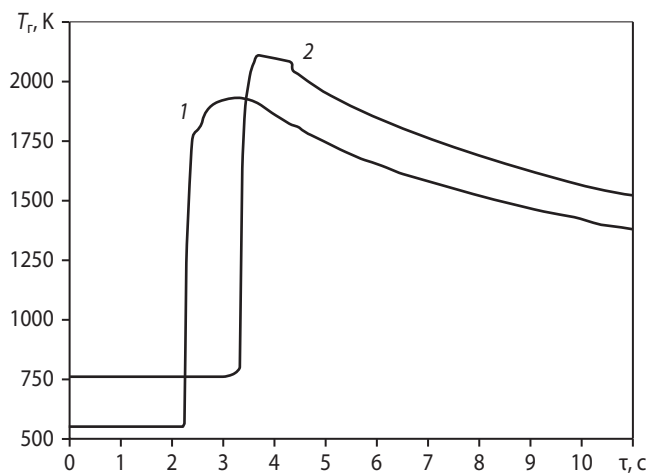


Рис. 4. Температурные профили волны горения смеси 5Mo + Si + 2B при $T_0 = 539$ К (1) и 757 К (2)

На рис. 4 приведены термограммы, снятые при различных T_0 . Профили волны горения имеют типичный характер: резкий подъем от начальной T_0 до конечной T_r , а затем в зоне догорания ее значения плавно снижаются. При этом на кривых наблюдается только один температурный максимум, что косвенно свидетельствует о двух возможностях протекания химических реакций взаимодействия молибдена с кремнием и бором: либо параллельно, в режиме слияния, либо с малым временным отрывом.

В табл. 1 представлены результаты рентгенофазового анализа (РФА) продуктов синтеза, полученных в лабораторном СВС-реакторе при

Таблица 1. Результаты РФА образцов, полученных при различных режимах горения

T_0 , К	Фаза	Символ Пирсона	Массовая доля, %	Период решетки, нм	
				a	c
539	Mo ₅ SiB ₂ (T ₂)	t/32/1	26	0,6016	1,1052
757			56	0,6023	1,1062
539	MoB	t/16/2	29	0,3105	1,6942
757			18	0,3106	1,6953
539	Mo ₂ B	t/12/2	4	0,5540	0,4728
757			2	0,5541	0,4736
539	Mo ₅ Si ₃	t/32/12	25	0,9625	0,4906
757			15	0,9634	0,4910
539	Mo	c/2/1	16	0,3143	–
757			9	0,3144	–

Примечание. При начальной температуре $T_0 = 539$ К параметры горения следующие: $T_r = 1916$ К и $U_r = 0,35$ см/с, а при $T_0 = 757$ К значения $T_r = 2108$ К и $U_r = 1,39$ см/с.

различных T_0 . Видно, что с ростом начальной температуры в продуктах синтеза увеличивается содержание T_2 -фазы, снижается доля промежуточных фаз MoB, Mo₂B, Mo₅Si₃ и непрореагировавшего Mo. Последнее позволяет предположить, что T_2 -фаза образуется в зоне догорания путем взаимодействия промежуточных боридов и силицидов, а рост T_0 способствует наиболее полному протеканию химических реакций.

Дифрактограмма, снятая с компактной керамики, полученной в условиях силового СВС-компактирования, представлена на рис. 5, а данные полуколичественного анализа – в табл. 2.

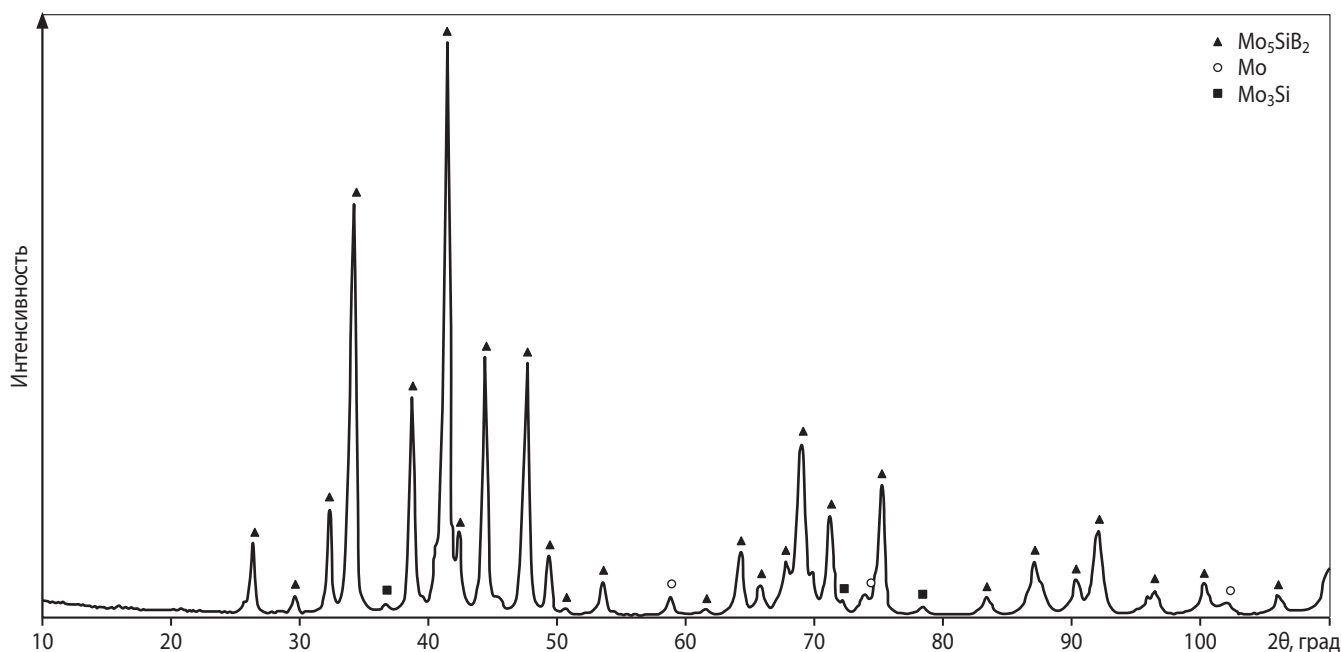


Рис. 5. Дифрактограмма компактного продукта синтеза

Таблица 2. Результаты РФА компактного продукта синтеза

Фаза	Символ Пирсона	Массовая доля, %	Период решетки, нм
Mo_5SiB_2 (T_2)	$tI32/1$	96	$a = 0,6021$ $c = 1,1051$
Mo_3Si	$cP8/1$	2	$c = 0,4894$
Mo	$cI2/1$	2	$a = 0,3138$

Из представленных результатов видно, что, в отличие от продукта, полученного в лабораторном СВС-реакторе, компактный образец содержит 96 % искомого соединения Mo_5SiB_2 (T_2 -фазы), хотя и имеется небольшое количество промежуточных фаз Mo_3Si и Mo с $a = 0,3138$ нм, что несколько ниже табличного значения ($a = 0,3147$ нм) [19]. Подобное уменьшение параметра решетки Mo, вероятно, связано с растворением Si, который обладает меньшим атомным радиусом по сравнению с Mo, с образованием твердого раствора замещения [13]. При этом максимальная растворимость Si в Mo составляет ~ 4 ат.% при перитектической температуре 2025 °С, а при снижении T до 1200 °С растворимость также падает примерно до 1,5 ат.% [2].

На рис. 6 приведены микроструктура компактной керамики, а также изображения, снятые в характеристических излучениях бора, кремния и молибдена. Основной структурной составляющей сплава являются достаточно крупные зерна T_2 -фазы со средним размером 10–20 мкм, что хорошо коррелирует с данными РФА. Самостоятельных зерен Mo и Mo_3Si обнаружить не удалось даже при более высоких увеличениях. В структуре образцов видны поры величиной, близкой к размеру зерен основной фазы. Энергодисперсионная спектроскопия подтвердила высокую структурную однородность – элементы распределены равномерно (см. рис. 6, б).

Некоторые физические свойства (плотности, остаточная пористость, скорость звука и твердость по Виккерсу) синтезированной керамики представлены ниже:

$\rho_{\text{гидр}}$, г/см ³	8,0
$\rho_{\text{пик}}$, г/см ³	8,8
$P_{\text{остр}}$ %	9,2
C , м/с	4010
HV , ГПа	13,1

Видно, что образцы на основе T_2 -фазы обладают высокими удельной плотностью ($\rho_{\text{гидр}}$) и твердостью (HV). Данный материал представля-

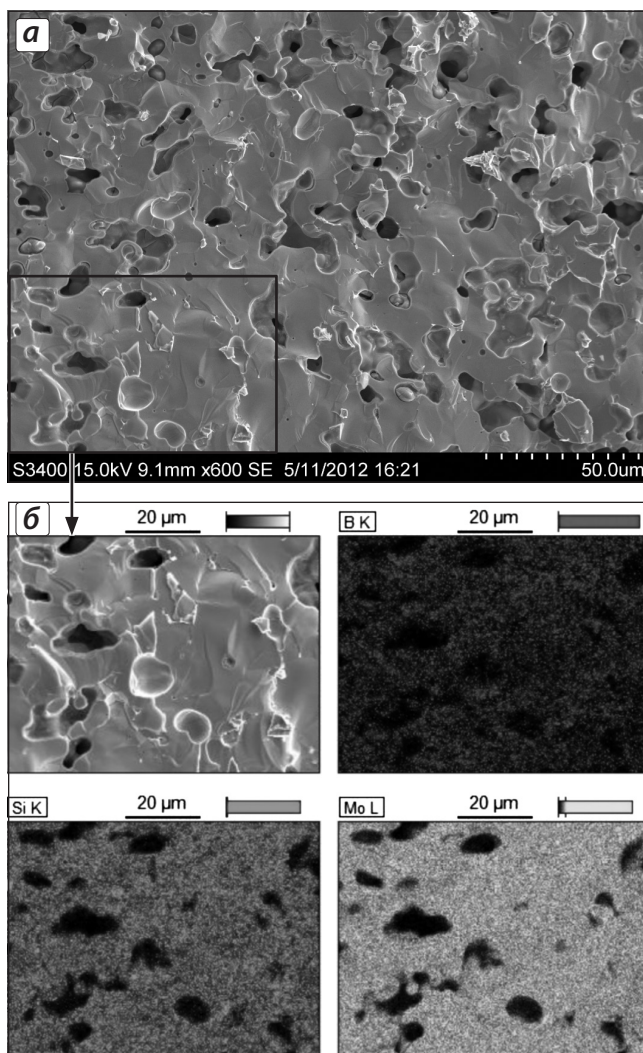


Рис. 6. Микроструктура компактной СВС-керамики состава Mo_5SiB_2 (а) и изображения, снятые в характеристических излучениях бора, кремния и молибдена (б)

ет интерес для получения мишеней-катодов, используемых в магнетронных установках ионно-плазменного осаждения жаростойких покрытий с рабочей температурой выше 1300 °С для ответственных узлов и деталей авиационно-космической техники, в том числе для защиты термонагруженных элементов камеры сгорания и системы подачи топлива.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Осуществлен синтез в режиме горения химического соединения Mo_5SiB_2 (T_2 -фазы). Установлено, что с ростом начальной температуры в интервале $T_0 = 500 \div 800$ К зависимости T_{Γ} и U_{Γ} от T_0

близки к линейным. Эффективная энергия активации процесса горения смеси $5\text{Mo} + \text{Si} + 2\text{B}$ равна 430 кДж/моль, т. е. контролирующей стадией является реакционная диффузия.

Предложено считать, что движущей силой процесса горения в трехкомпонентной системе Mo-Si-B являются формирование расплава кремния и взаимодействие с молибденом через слой образовавшегося продукта. Параллельно с этим, а возможно и с небольшим временным отрывом, частицы молибдена реагируют с бором. Предложены 3 сценария такого взаимодействия, экспериментальное подтверждение которых требует дополнительных исследований с использованием динамической дифрактографии рентгеноструктурного излучения, а также анализа микроструктур закаленных фронтов горения.

Компактная керамика на основе T_2 -фазы (96 %) имеет средний размер зерна 10–20 мкм, высокие показатели удельной плотности и твердости.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы создания и развития НИТУ «МИСиС», а также государственного контракта № 14.513.11.0051 от 20 марта 2013 г., выполняемого в рамках Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2013 годы».

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998.
2. Самсонов Г. В., Дворина Л. А., Рудь Б. М. Силициды. М.: Металлургия, 1979.
3. Bartlett R. W., Mccamont J. W., Gage P. R. // J. Amer. Ceram. Soc. 1965. Vol. 48, № 11. P. 551.
4. Meyer M. K., Kramer M. J., Akinca M. // Ibid. 1996. Vol. 79, № 4. P. 938.
5. Schneibel J. H., Kramer M. J., Ünal Ö., Wright R. N. // Intermetallics. 2001. Vol. 9, № 1. P. 25.
6. Sakidja R., Perepezko J. H., Kim S., Sekido N. // Acta Mater. 2008. Vol. 56, № 18. P. 5223.
7. Krüger M., Franz S., Saage H. et al. // Intermetallics. 2008. Vol. 16, № 7. P. 933.
8. Sekido N., Sakidja R., Perepezko J. H. // Ibid. 2007. Vol. 15, № 9. P. 1268.
9. Hayashi T., Ito K., Ihara K. et al. // Ibid. 2004. Vol. 12, № 7–9. P. 699.
10. Ihara K., Ito K., Tanaka K., Yamaguchi M. // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. 329–331. P. 222.
11. Yoshimi K., Nakatani S., Suda T. et al. // Intermetallics. 2002. Vol. 10, № 5. P. 407.
12. Ito K., Ihara K., Tanaka K. et al. // Ibid. 2001. Vol. 9, № 7. P. 591.
13. Abbasi A. R., Shamanian M. // Mater. Sci. Eng. 2011. Vol. 528, № 9. P. 3295.
14. Katrych S., Grytsiv A., Bondar A. et al. // J. Alloys and Compounds. 2002. Vol. 347, № 1–2. P. 94.
15. Левашов Е. А., Рогачев А. С., Курбаткина В. В. и др. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: Изд. дом «МИСиС», 2011.
16. Мержанов А. Г. Твердопламенное горение. Черноголовка: ИСМАН, 2000.
17. Еремина Е. Н., Курбаткина В. В., Левашов Е. А. и др. // Химия в интересах устойчивого развития. 2005. Т. 13, № 2. С. 197.
18. Pogozhev Yu. S., Potanin A. Yu., Levashov E. A. et al. // Inter. J. Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 2012. Vol. 21, № 4. P. 202.
19. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Изд-во МИСиС, 2002.
20. Kharatyan S. L., Chatilyan H. A., Galstyan G. S. // Thin Solid Films. 2008. Vol. 516, № 15. P. 4876.
21. Baras F., Kondepudi D. K., Bernard F. // J. Alloys Compounds. 2010. Vol. 505, № 1. P. 43.
22. Химическая энциклопедия / Под ред. И. Л. Кнунянц и др. М.: Советская энциклопедия, 1988, Т. 1.
23. Yuranov I. A., Fomin A. A., Shiryaev A. A., Kashireninov O. E. // J. Mater. Synth. and Proces. 1994. Vol. 2, № 4. P. 239.
24. Kurbatkina V. V., Levashov E. A. // Combustion of Heterogeneous Systems: Fundamentals and Applications for Materials Synthesis / Eds. A. S. Mukasyan, K. S. Martirosyan. Kerala: Transworld Research Network, 2007. P. 131–141.
25. Egishyan A. V., Manukyan Kh. V., Harutyunyan A. B., Kharatyan S. L. // Intern. J. Self-Propagating High-Temperature Synthesis. 2006. Vol. 15, № 1. P. 33.