

Д. т. н. **С. В. Хашковский**, д. т. н. **С. Н. Перевислов** (✉)

ФГБУН «Институт химии силикатов имени И. В. Гребенщикова РАН»,  
Санкт-Петербург, Россия

УДК 629.7.023.224:66.091.3

## СИНТЕЗ ЖАРОСТОЙКИХ БЕСКИСЛОРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМЕ Nb–Cr–Mo–Si–В ИЗ КОМПОЗИЦИЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ХАЛЬКОГЕНИДНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ IV–VIA ГРУПП

Приведены результаты исследований модификации состава композиций в системе Nb–Cr–Mo–Si–В халькогенидами молибдена. Показано положительное влияние использования MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub> в качестве составной части поликомпонентных бескислородных композиций, связанное с образованием в результате их диссоциации высокоактивной формы элементарного молибдена, что определяет высокую жаростойкость формируемого на их основе покрытия.

**Ключевые слова:** жаростойкие бескислородные покрытия, халькогенидные соединения, наноразмерные частицы (НРЧ).

### ВВЕДЕНИЕ

**В**озможность использования в качестве прекурсоров бескислородных соединений тугоплавких и других металлов расширяет области применения синтеза высокодисперсных материалов. Последнее десятилетие отмечено определенными успехами в области создания новых типов дисперсных систем, наноразмерных порошков и макроскопических объектов с уникальными морфологическими и структурными свойствами поверхности. Использование таких материалов открыло перспективы кардинальных изменений в условиях синтеза жаростойких покрытий и радикального улучшения их характеристик. Положительным примером может служить опыт применения нанокристаллических жаропрочных сплавов, используемых для изготовления деталей газовых турбин, работающих в условиях повышенных температур, термических градиентов и агрессивных сред [1–5]. Проблема получения высокодисперсных металлов является задачей многих исследователей [6–8]. Установлено, что увеличение степени дисперсности частиц выше некоторой пороговой величины (наноуровень) приводит к возрастанию доли поверхностного вклада в общие

свойства системы и является эффективным методом изменения свойств твердого тела [9–12].

Нанокристаллические материалы обладают уникальными свойствами: малым размером, высокой удельной поверхностью, большим объемным искажением структуры периферийных зон зерен в сочетании с бездефектной структурой их центральной части. Такая структура зерен обуславливает значительное повышение прочности материала [13–15]. Большая дефектность морфологических элементов может явиться причиной изменения их физико-химических свойств и искажения атомной структуры [16, 17].

Очень высокие температуры синтеза, большие скорости процессов, различные внешние воздействия способствуют образованию неравновесных («замороженных») состояний в растущих частицах. Наноразмерные частицы (НРЧ) обладают запасом избыточной энергии по сравнению с частицами микронного размера, что способствует их чрезвычайно высокой химической активности. Поэтому одна из важнейших особенностей энергонасыщенных НРЧ, получаемых в неравновесных условиях, — это интенсивное взаимодействие с компонентами среды, в которой они формируются. Характер зарождения и роста частиц новой фазы как на микро-, так и на макроуровне очень сложен и представляет собой единый физико-химический процесс, включающий ряд взаимосвязанных стадий, наиболее существенные из которых — реакции химического превращения, массоперенос, сорбционные явления, проявляющиеся в адсорбции-десорбции и реакциях частиц



С. Н. Перевислов  
E-mail: perevislov@mail.ru

на поверхности зародышей, их кристаллизация и т. д. Многие из этих стадий гетерогенны, протекают пространственно неоднородно, особенно на поверхности или в объеме твердой фазы.

Методы синтеза нанодисперсных материалов можно подразделить на физические и химические. Основу физических способов получения металлосодержащих высокодисперсных частиц составляют фазовые превращения первого рода в отсутствие химических реакций. Формирование вещества при химических способах протекает в результате химических превращений, в то время как образование новой фазы связано с фазовым переходом, т. е. с физическими процессами. Среди физических способов получения металлосодержащих высокодисперсных частиц можно выделить метод молекулярных пучков, катодное распыление, метод ударной волны, аэрозольный метод (газовое испарение), метод низкотемпературной плазмы, диспергирование (механическое, ультразвуковое и др.). Из химических методов прикладное значение имеют метод разложения (пиролиз, распад под действием излучения), плазмохимия, восстановление в растворе, электрохимический синтез, химическая сборка, криохимический синтез. Эти способы позволяют получать НРЧ различной дисперсности с разными физико-химическими свойствами. Выбор любого из перечисленных методов определяется производительностью, экологичностью, энергоемкостью, комплексом физических и химических свойств НРЧ, целью и задачами дальнейшего использования дисперсного продукта [18, 19].

При термическом разложении металлосодержащих прекурсоров обычно используют соли неорганических кислот, предельных и непредельных органических кислот (формиаты, оксалаты, нитраты и др.). Пиролизом термически нестабильных металлосодержащих соединений (гидридов, карбониллов, азидов, гидроксидов металлов, сложных элементо- и металлоорганических соединений) можно получить наноразмерные порошки металлов [20–22]. Например, пиролизом формиатов железа, кобальта, никеля, меди в вакууме или в инертном газе при 200–260 °С получают порошки с размером частиц от  $d_{0,5} = 100$  нм до  $d_{0,5} = 300$  нм [23]. Термолиз веществ осуществляется в твердом, жидком и газообразном состоянии. Пиролиз в твердой фазе можно проводить в изотермических и неизотермических условиях в вакууме и контролируемой атмосфере, в условиях гетерогенных режимов превращения, которые сопровождаются явлениями межфазного транспортного переноса вещества. В то же время следует отметить отсутствие детального описания механизма распада большинства веществ, используемых для получения металлосодержащих НРЧ.

В состав поликомпонентных дисперсных композиций, на основе которых формируются бес-

кислородные жаростойкие покрытия, могут вводиться халькогениды или другие бескислородные соединения металлов IV–VIa групп Периодической системы элементов и аналогичные соединения некоторых металлов, которые играют роль легирующих добавок [24–28]. Экспериментальные данные подтверждают высокую эффективность влияния модифицирования халькогенидными соединениями молибдена ( $\text{MoS}_2$  и  $\text{MoSe}_2$ ) композиций системы Nb–Cr–Mo–Si–B, на основе которых формируются покрытия, на процессы низко- и высокотемпературной стадий синтеза жаростойких бескислородных покрытий [29, 30].

Скорость осаждения  $W_{\text{ос}}$  дисперсной составляющей в дисперсионной среде для ламинарной области можно описать формулой Стокса

$$W_{\text{ос}} = \frac{d^2 g (\rho_{\tau} - \rho)}{18\mu}, \quad (1)$$

где  $d$  — диаметр частицы;  $g$  — ускорение свободного падения;  $\rho_{\tau}$  — плотность твердых частиц;  $\rho$  — плотность среды;  $\mu$  — вязкость среды [31].

Замена некоторых компонентов дисперсной композиции высокой плотности на бескислородные аналоги позволяет снизить скорость осаждения за счет уменьшения  $\rho_{\tau}$  и  $d$  частиц, улучшив, таким образом, седиментационную устойчивость суспензий. Эта зависимость находит свое подтверждение при введении в состав композиций бескислородных соединений, таких как дисульфид молибдена  $\text{MoS}_2$ , диселенид молибдена  $\text{MoSe}_2$  и дисилицид молибдена  $\text{MoSi}_2$ .

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследование характера взаимодействия в условиях диспергирования и хранения суспензий, последующего нанесения на подложку, закрепления покрытия на поверхности подложки и предварительной низкотемпературной обработки (100–200 °С) с целью удаления остатков дисперсионной среды выявило высокую инертность указанных соединений к окислительному и эрозионному воздействию. В то же время результатом сравнительно низкой плотности и высокой дисперсности является увеличение содержания этих веществ в объеме исходной композиции и, как следствие, более равномерное их распределение в слое покрытия (табл. 1).

Изучение возможности использования электрофоретического метода для осаждения в составе компонентов дисперсной композиции бескислородных соединений показало, что при осаждении смеси Si– $\text{MoS}_2$  на поверхности подложки образуется однородный осадок необходимой толщины и состава (в пределах допустимых отклонений) [32, 33]. Определяющий критерий при выборе альтернативной замены многокомпонентных бескислородных композиций на однокомпонентные соединения связан с

Таблица 1. Сравнительные данные, характеризующие соотношение компонентов в бескислородных композициях, модифицированных халькогенидами (MoS<sub>2</sub>, MoSe<sub>2</sub>) и MoSi<sub>2</sub>

Компонент	ρ, г/см <sup>3</sup>	Содержание компонента в композиции, мас. % (об. %)			
		Nb–Cr–Mo–Si–B	Nb–Cr–MoSi <sub>2</sub> –Si–B	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B
Cr	7,19	27 (13,9)	27 (15,1)	24,5 (12,2)	21,7 (12,5)
Nb	8,57	10 (4,3)	10 (4,7)	9,1 (3,8)	8,02 (3,9)
Si	2,33	43 (68,5)	33 (55,4)	39,1 (60,2)	34,5 (61,4)
B	~2,40*	5 (7,7)	5 / 8,4	4,5 (6,8)	4,0 (6,9)
Mo	10,20	15 (5,5)	–	–	–
MoS <sub>2</sub>	4,80	–	–	22,7 (16,9)	–
MoSe <sub>2</sub>	6,90	–	–	–	31,8 (15,3)
MoSi <sub>2</sub>	6,12	–	25 (16,4)	–	–

\* Кристаллическая модификация.

физико-химическими свойствами и поведением соединений в области высоких температур. Изначально круг этих соединений должен ограничиваться склонностью к термодеструкции на составляющие, одна из которых является элементом состава исходной композиции, а другая инертной или обладающей восстановительными свойствами компонентой с высокой упругостью пара в температурном интервале активации высокотемпературного синтеза покрытий. Как показывают данные [34–37], сульфиды и селениды тугоплавких металлов, такие как MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub>, наиболее адекватно отвечают этим требованиям. Предельная термическая устойчивость халькогенидов (MoS<sub>2</sub>, MoSe<sub>2</sub>, NbS<sub>2</sub>) и MoSi<sub>2</sub> в условиях вакуума приведена ниже:

Соединение	Характер диссоциации
MoS <sub>2</sub>	MoS <sub>2</sub> $\xrightarrow{1300-1400\text{ }^\circ\text{C}}$ Mo + S
MoSe <sub>2</sub>	MoSe <sub>2</sub> $\xrightarrow{\geq 800\text{ }^\circ\text{C}}$ Mo + Se
NbS <sub>2</sub>	NbS <sub>2</sub> $\xrightarrow{1050\text{ }^\circ\text{C}}$ Nb + S
MoSi <sub>2</sub>	MoSi <sub>2</sub> $\xrightarrow{\geq 1700\text{ }^\circ\text{C}}$ Mo <sub>3</sub> Si <sub>3</sub> + Si → Mo <sub>3</sub> Si + Si → Mo + Si

Для изучения возможности замены этими соединениями молибденовой составляющей в композициях, используемых при синтезе жаростойких бескислородных покрытий, исследовали характер термодеструкции MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub> и влияние продуктов их диссоциации на свойства синтезированных покрытий.

Эксперимент проводили в условиях моделирующего процесс термической активации синтеза бескислородных покрытий системы Nb–Cr–Mo–Si–B в лабораторной высокотемпературной установке экспресс-синтеза, оснащенной вольфрамовыми нагревателями. Для исследования характера термодеструкции использовали покрытия MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub>, сформированные на пластинках размерами 12×10×2 мм из листового проката ниобиевого сплава 5ВМЦ. Слой из MoS<sub>2</sub> или MoSe<sub>2</sub> наносили на поверхность подложки методом погружения в суспензии, приготовленные с использованием в качестве дисперсионной среды ПАВ — 10 %-ного водного раствора

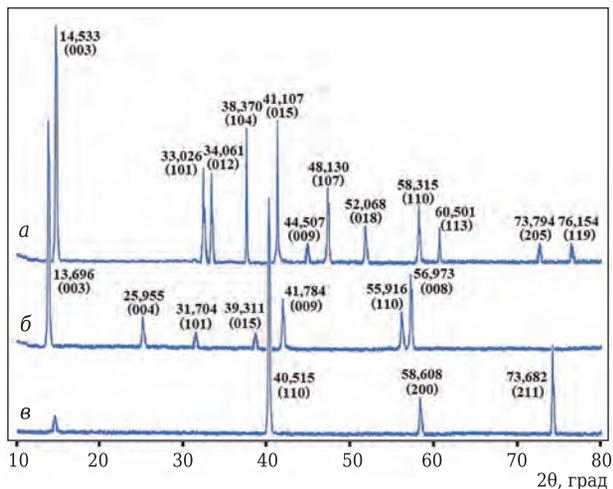
сульфонола. Для удаления влаги, летучих составляющих и закрепления слоя покрытия образцы термостатировали при 150 °С в течение 30 мин. В процессе термообработки на завершающей стадии воспроизводили оптимальные для данных объектов условия активации высокотемпературного синтеза бескислородных жаростойких покрытий, которые характеризуются интервалом 1450–1550 °С и остаточным давлением P<sub>ост</sub> = 27,5 Па (2·10<sup>-4</sup> ат). Максимальная температура образца через 2,5 мин при температуре нагревателя 1975 °С составляла (1515±10) °С.

### МЕТОДИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

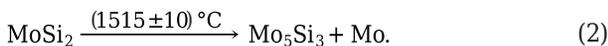
При исследовании физико-химических превращений, сопровождающихся термодеструкцией MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub>, применены методы растровой электронной микроскопии (SEM) и рентгенофазового анализа (РФА) поверхности образцов, выполненные на электронном микроскопе BS-300 и рентгеновском дифрактометре D-500 HS фирмы Siemens.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Результаты РФА исследуемых образцов показали, что продуктом термодеструкции как MoS<sub>2</sub>, так и MoSe<sub>2</sub> является молибден (рис. 1). По данным SEM, поверхность подложки доказывает формирование слоя, имеющего индивидуальные особенности морфологии и структуры, обусловленные характером распада прекурсоров (рис. 2). Сравнительная визуальная оценка поверхности частиц Mo, образованных при термодеструкции MoSe<sub>2</sub>, позволяет сделать заключение об их более упорядоченной структуре. Визуальная оценка фрагментов поверхности в условиях высокого разрешения SEM указывает на то, что продукты термического разложения представляют собой агломераты микронного (см. рис. 2, а, б), а в случае термодеструкции MoSe<sub>2</sub>, возможно, субмикронного размера (см. рис. 2, в, г). Термодеструкция MoSi<sub>2</sub> в отличие от халькогенидов носит промежуточный характер и завершается образованием низшего силицида Mo<sub>3</sub>Si<sub>3</sub> и молибдена Mo [38–41]:



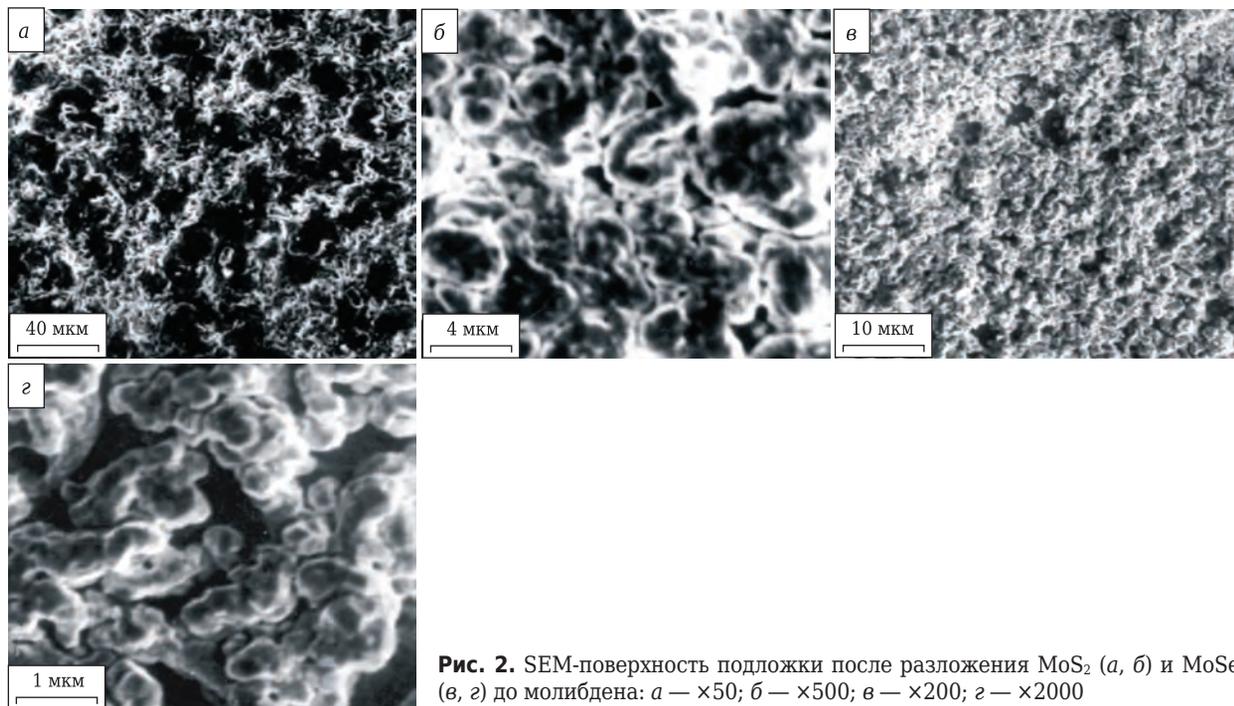
**Рис. 1.** Дифрактограммы MoS<sub>2</sub> (а) и MoSe<sub>2</sub> (б) в исходном состоянии и Mo (в) после процесса термодеструкции халькогенидов в течение 2,5 мин при температуре (1515±10) °С



Подтверждением эффективности замены молибденовой составляющей на халькогени-

ды молибдена явились данные сравнительных исследований свойств синтезированных покрытий как исходной системы Nb–Cr–Mo–Si–B, так и систем Nb–Cr–MoS<sub>2</sub>–Si–B и Nb–Cr–MoSe<sub>2</sub>–Si–B (табл. 2), полученных с помощью послойного РФА покрытий на дифрактометре; SEM поперечных шлифов в рентгеновском характеристическом излучении компонентов композиции; локального количественного анализа содержания компонентов в зоне подложка – покрытие, который проводили на рентгеноспектральном микроанализаторе; испытаний синтезированных покрытий на жаростойкость в печах сопротивления с силитовыми (1400 °С) и хромитлантановыми нагревателями (1600 °С).

Оценка данных РФА синтезированных покрытий систем Nb–Cr–Mo–Si–B, Nb–Cr–MoS<sub>2</sub>–Si–B и Nb–Cr–MoSe<sub>2</sub>–Si–B (см. табл. 2) позволяет заключить, что диссоциация халькогенидов молибдена инициирует процессы формирования покрытий, в которых преобладают соединения с высокой жаростойкостью. Отличительной особенностью фазового состава



**Рис. 2.** SEM-поверхность подложки после разложения MoS<sub>2</sub> (а, б) и MoSe<sub>2</sub> (в, г) до молибдена: а — ×50; б — ×500; в — ×200; г — ×2000

**Таблица 2. Данные сравнительных исследований фазового состава и жаростойкости бескислородных покрытий, синтезированных из композиций на основе Nb–Cr–Mo–Si–B, содержащих MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub>**

Композиция	Объект исследования	Основные образующиеся фазы	Жаростойкость, ч (1400/1600 °С)
Исходная Nb–Cr–Mo–Si–B	Поверхность покрытия	MoSi <sub>2</sub> , Mo <sub>5</sub> (B, Si) <sub>3</sub> , NbSi <sub>2</sub> , (Nb, Cr) <sub>x</sub> B <sub>y</sub>	45/3
	Промежуточная область	MoSi <sub>2</sub> , Cr <sub>3</sub> NbSi <sub>2,66</sub> , NbSi <sub>2</sub> , CrSi	
Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	Зона подложка – покрытие	MoSi <sub>2</sub> , Cr <sub>3</sub> NbSi <sub>2,66</sub> , NbSi <sub>2</sub> , NbB <sub>2</sub>	170/6
	Поверхность покрытия	MoSi <sub>2</sub> , NbSi <sub>2</sub> , Mo <sub>5</sub> (B, Si) <sub>3</sub> , (Nb, Cr) <sub>x</sub> B <sub>y</sub>	
Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B	Промежуточная область	MoSi <sub>2</sub> , Cr <sub>3</sub> NbSi <sub>2,66</sub> , NbSi <sub>2</sub>	560/6
	Зона подложка – покрытие	MoSi <sub>2</sub> , Cr <sub>3</sub> NbSi <sub>2,66</sub> , Nb <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	
	Поверхность покрытия	MoSi <sub>2</sub> , NbSi <sub>2</sub> , CrB	
	Промежуточная область	Mo, MoSi <sub>2</sub> , NbSi <sub>2</sub> , Cr <sub>3</sub> NbSi <sub>2,66</sub>	
	Зона подложка – покрытие	Mo, MoSi <sub>2</sub> , NbSi <sub>2</sub>	

покрытий, синтезированных из композиции Nb–Cr–MoSe<sub>2</sub>–Si–B, является присутствие небольшого количества химически не связанного молибдена в зоне, примыкающей к подложке (первый и второй слой).

Сравнительные результаты SEM поперечных шлифов в рентгеновском характеристическом излучении ниобия, хрома, молибдена и кремния (рис. 3) наряду с данными количественного анализа, выполненного на рентгеновском микроанализаторе (рис. 4), показали:

- увеличение градиента концентрации молибдена в направлении поверхности покрытия как в случае синтеза покрытий из композиции,

содержащей MoS<sub>2</sub> (см. рис. 4, а), так и из композиции, содержащей MoSe<sub>2</sub> (см. рис. 4, б);

- присутствие заметного градиента концентрации, который характеризует распределение практически всех компонентов системы в слое покрытия, сформированного из композиции, содержащей диселенид молибдена (см. рис. 4).

Сравнительные результаты интегрирования данных количественного анализа концентраций компонентов в покрытиях (линия сканирования подложка – поверхность), синтез которых осуществлялся из композиций, содержащих MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub> (табл. 3), с исходным составом Nb–Cr–Mo–Si–B, можно отметить:

- высокую концентрацию ниобия (31,6 и 33,7 ат. %);

- значительное, примерно двукратное, снижение концентрации хрома, которая составила для композиций с MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub> 14,9 и 15,8 ат. %;

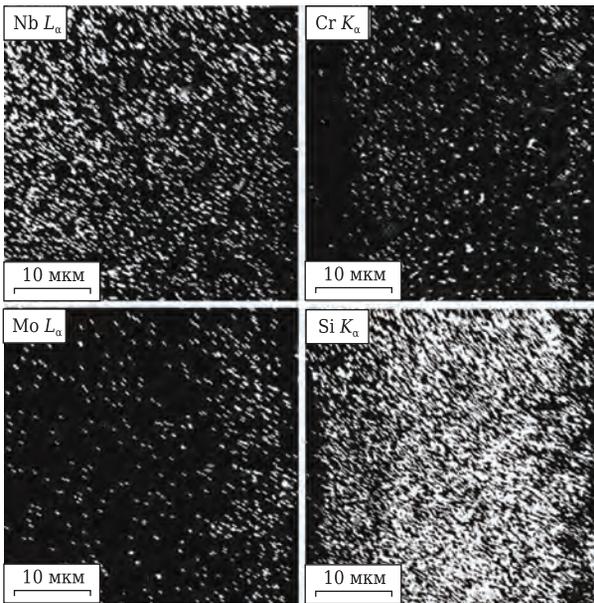


Рис. 3. Карта распределения элементов участка бескислородного покрытия, композиции Nb–Cr–MoSi–B в рентгеновском излучении ниобия, хрома, молибдена и кремния

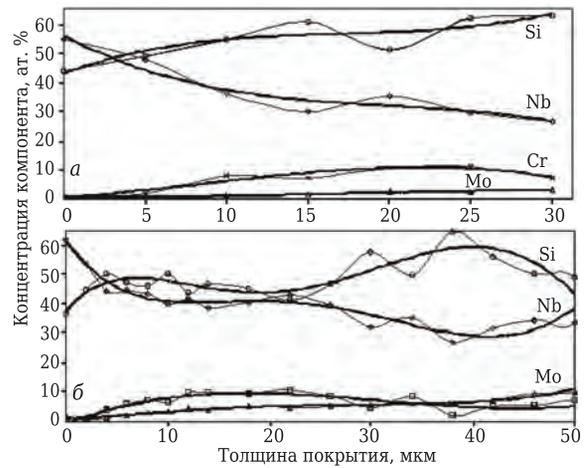


Рис. 4. Распределение компонентов (указаны на кривых) в покрытиях, синтезированных из бескислородных композиций: а – Nb–Cr–MoSi–B; б – Nb–Cr–MoSe<sub>2</sub>–Si–B

Таблица 3. Сравнительные данные по изменению концентрации компонентов в бескислородных покрытиях, модифицированных халькогенидами MoS<sub>2</sub> и MoSe<sub>2</sub>

Компонент	Состав композиции	Концентрация компонента, ат. %		Отклонение от исходного состава, ± ат. %
		в исходном составе	в синтезированном покрытии*2	
Nb	Nb–Cr–Mo–Si–B	4,6	21,6 (14)	+ 17,0
	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	-	36,3 (24)	+ 31,7
	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B*1	-	38,3 (46)	+ 33,6
Cr	Nb–Cr–Mo–Si–B	22,1	16,0	-6,1
	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	-	7,2	-14,9
	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B	-	6,3	-15,8
Mo	Nb–Cr–Mo–Si–B	6,8	2,6	-4,2
	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	-	1,7	-5,0
	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B	-	5,2	-1,6
Si	Nb–Cr–Mo–Si–B	66,4	39,6	-26,8
	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	-	54,7	-11,7
	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B	-	50,1	-16,3
B	Nb–Cr–Mo–Si–B	16,6	Количественный анализ не проводился	
	Nb–Cr–MoS <sub>2</sub> –Si–B	(сверх 100 %)		
	Nb–Cr–MoSe <sub>2</sub> –Si–B			

\*1 Синтезированные покрытия обладают повышенной жаростойкостью.

\*2 В скобках указана толщина анализируемого слоя покрытия, мкм.

- близкое к исходному содержание молибдена в покрытии, синтезированном с использованием  $\text{MoSe}_2$  (отклонение 1,6 ат. %);

- повышенное в 1,3–1,6 раза содержание кремния по сравнению с покрытием, синтезированным из композиции Nb–Cr–Mo–Si–B.

Сравнительный анализ жаростойкости покрытий, синтезированных в системах, содержащих халькогениды молибдена, с исходным Nb–Cr–Mo–Si–B при работе в воздушной атмосфере при 1400 и 1600 °С (см. табл. 2) показал:

- двукратное (6 ч работы) увеличение жаростойкости при 1600 °С;

- рост жаростойкости покрытий, содержащих халькогениды молибдена, при 1400 °С 170 ч (содержащих  $\text{MoS}_2$ ) и 560 ч (содержащих  $\text{MoSe}_2$ ).

Физико-химические исследования покрытий, синтезированных из композиции Nb–Cr– $\text{MoSi}_2$ –Si–B, носили ограниченный характер из-за низкой жаростойкости, которая при 1300 °С составила 4,5 ч.

Таким образом, результаты выполненных исследований по модификации состава композиции системы Nb–Cr–Mo–Si–B отражают положительный характер замены молибденовой составляющей на халькогениды молибдена, которые претерпевают ряд последовательных физико-химических превращений:

- образование в результате диссоциации халькогенидов высокоактивной формы элементарного молибдена, следствием чего является формирование фазового состава с преобладанием соединений, определяющих высокую жаростойкость защитного слоя (см. табл. 2);

- иницирование отщепляемыми халькогенидными составляющими (S, Se) окислительно-восстановительных процессов, протекающих как в формируемом слое, так и на границе раздела с окружающей средой, вследствие чего образуются газообразные соединения, которые легко удаляются из зоны реакции в условиях пониженного давления.

При сравнении композиций Nb–Cr–X–Si–B, где X — Mo,  $\text{MoS}_2$  и  $\text{MoSe}_2$ , можно отметить повышение жаростойкости в 3,5 и 12,5 раза (см.

табл. 2) при замене Mo на  $\text{MoS}_2$  и  $\text{MoSe}_2$  соответственно. Эти композиции за счет разложения халькогенидов и образования в объеме композитов высокоактивного Mo, равномерно распределенного в материале, более эффективны, чем жаростойкая керамика с металлоподобными соединениями, введенными в состав исходного порошкового материала [42] или пропитывающими пористые заготовки до получения плотного монолита [43–45]. Жаростойкость такой керамики в окислительной атмосфере при 1400 и 1500 °С не превышает 15 и 5 ч.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из проанализированных и полученных результатов становится очевидным, что характер формирования жаростойких бескислородных покрытий из композиций Nb–Cr– $\text{MoS}_2$ –Si–B и Nb–Cr– $\text{MoSe}_2$ –Si–B имеет много общего с процессами, которые сопровождают синтез НРЧ в условиях термического разложения при получении металлов в индивидуальном состоянии или в виде составных частей нанокompозитов.

Возможность использования в качестве прекурсоров бескислородных соединений тугоплавких и других металлов расширяет область применения элементов синтеза высокодисперсных материалов.

В состав поликомпонентных дисперсных композиций, на основе которых формируются бескислородные жаростойкие покрытия, могут вводиться халькогениды или другие бескислородные соединения металлов IV–VIa групп Периодической системы элементов и аналогичные соединения некоторых металлов, которые играют роль легирующих добавок.

Экспериментальные данные подтверждают высокую эффективность влияния модификации бескислородных композиций системы Nb–Cr–Mo–Si–B халькогенидными соединениями молибдена на процессы, характерные для основных этапов как низкотемпературной, так и высокотемпературной стадии синтеза жаростойких покрытий.

## Библиографический список

1. **Калинин, В. Т.** Получение нанокристаллических композиций управляемым плазмохимическим синтезом / В. Т. Калинин, А. С. Дудников, А. Я. Качан [и др.] // Вестник двигателестроения. — 2007. — № 1. — С. 134–137.
2. **Каблов, Е. Н.** Наноструктурные ионно-плазменные защитные и упрочняющие покрытия для лопаток газотурбинных двигателей / Е. Н. Каблов, С. А. Мубояджян, А. Н. Луценко // Вопросы материаловедения. — 2008. — № 2. — С. 175–186.
3. **Гецов, Л. Б.** Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л. Б. Гецов. — Рыбинск : Издательский дом, 2010. — 591 с.

4. **Каблов, Е. Н.** Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы / Е. Н. Каблов, Д. В. Гращенков, Н. В. Исаева [и др.] // Рос. хим. журн. — 2010. — Т. 54, № 1. — С. 20–24.

5. **Утяшев, Ф. З.** Научные основы высокоэффективной технологии раскатки осесимметричных деталей ротора газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов / Ф. З. Утяшев, И. А. Бурлаков, В. А. Гейкин [и др.] // Проблемы машиностроения и надежности машин. — 2013. — № 5. — С. 96–105.

6. **Вараксин, А. В.** Влияние параметров электрохимического процесса на гранулометрический состав и морфологию титановых порошков / А. В. Вараксин,

- В. А. Костылев, В. Л. Лисин [и др.] // Бутлеровские сообщения. — 2014. — Т. 37, № 1. — С. 62–67.
7. **Вараксин, А. В.** Получение наноразмерных и ультрадисперсных порошков металлов и их карбидов электрохимическим способом / А. В. Вараксин, В. А. Костылев, В. Л. Лисин [и др.] // Бутлеровские сообщения. — 2014. — Т. 37, № 1. — С. 76–83.
8. **Лисин, В. Л.** Технология получения наноразмерных и ультрадисперсных металлических порошков различного назначения электрохимическим способом / В. Л. Лисин, В. А. Костылев, Л. И. Леонтьев [и др.] // Физическая химия и технология в металлургии : сб. тр., посвященный 60-летию ИМЕТ УрО РАН. — Челябинск : Южно-Уральское кн. изд-во, 2015. — С. 218–226.
9. **Андреевский, Р. А.** Наноструктурные материалы : уч. пособие для студентов высших уч. заведений / Р. А. Андреевский, А. В. Рагуля. — М. : Академия, 2005. — 192 с.
10. **Андреевский, Р. А.** Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы / Р. А. Андреевский. — М. : БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012. — 327 с.
11. **Андреевский, Р. А.** Наноматериалы для экстремальных условий / Р. А. Андреевский // Химия и жизнь. — 2013. — № 6. — С. 2–5.
12. **Андреевский, Р. А.** Наноматериалы металлического типа в экстремальных условиях ; уч. пособие / Р. А. Андреевский. — М. : Лаборатория знаний, 2016. — 102 с.
13. **Малыгин, Г. А.** Прочность и пластичность нанокристаллических материалов и наноразмерных кристаллов / Г. А. Малыгин // Успехи физ. наук. — 2011. — Т. 181, № 11. — С. 1129–1156.
14. **Зуев, Л. Б.** Физические основы прочности материалов / Л. Б. Зуев, В. И. Данилов. — М. : Интеллект, 2013. — 373 с.
15. **Юров, В. М.** Некоторые вопросы физики прочности металлических наноструктур / В. М. Юров, В. Ч. Лауринас, С. А. Гученко // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. — 2013. — № 5. — С. 408–412.
16. **Помогайло, А. Д.** Наночастицы металлов в полимерах / А. Д. Помогайло, А. С. Розенберг, И. Е. Уфлянд. — М. : Химия, 2000. — 672 с.
17. **Волков, В. В.** Наночастицы металлов в полимерных каталитических мембранах и ионообменных системах для глубокой очистки воды от молекулярного кислорода / В. В. Волков, Т. А. Кравченко, В. И. Ролдугин // Успехи химии. — 2013. — Т. 82, № 5. — С. 465–482.
18. **Лоскутов, А. И.** Влияние компонентов дисперсионной среды на структуру и свойства металл-полимерных композиций на основе наночастиц серебра и золота / А. И. Лоскутов, О. Я. Урюпина, В. В. Высоцкий [и др.] // Нанотехника. — 2010. — № 21. — С. 39–44.
19. **Лопатько, К. Г.** Образование наноразмерной фракции металлов при электроискровой обработке гранул / К. Г. Лопатько, В. В. Олишевский, А. И. Маринин [и др.] // Электрон. обработка материалов. — 2013. — № 6. — С. 80–85.
20. **Стеблевская, Н. И.** Низкотемпературный экстракционно-пиролитический синтез наноразмерных композитов на основе оксидов металлов / Н. И. Стеблевская, М. А. Медков // Рос. нанотехнологии. — 2010. — Т. 5, № 1/2. — С. 83–88.
21. **Багамадова, А. М.** Получение нанопорошка оксида цинка методом самопроизвольного взрывного пиролиза цитратных комплексов / А. М. Багамадова, В. В. Мамедов, А. Ш. Асваров [и др.] // ЖТФ. — 2012. — Т. 82, № 4. — С. 156–158.
22. **Шекунова, В. М.** Каталитический пиролиз легких углеводородов в присутствии ультрадисперсных частиц, сформированных электровзрывным диспергированием металлических проводников / В. М. Шекунова, Ю. Т. Сияпкин, И. И. Диденкулова [и др.] // Нефтехимия. — 2013. — Т. 53, № 2. — С. 107–111.
23. **Гусев, А. И.** Нанокристаллические материалы / А. И. Гусев, А. А. Ремпель. — М. : Физматлит, 2000. — 224 с.
24. **Зимин, С. П.** Наноструктурированные халькогениды свинца / С. П. Зимин, Е. С. Горлачев. — Ярославль : Изд-во Ярославского гос. ун-та им. П. Г. Демидова, 2011. — 232 с.
25. **Мараева, Е. В.** Получение и исследование наноструктурированных поликристаллических слоев на основе халькогенидов свинца / Е. В. Мараева // Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения. — 2014. — Т. 14, № 3. — С. 47–50.
26. **Федоров, В. Е.** Диспергирование слоистых дихалькогенидов молибдена и вольфрама и получение тонких пленок из их коллоидных дисперсий / В. Е. Федоров, Ю. В. Миронов, С. Б. Артемкина [и др.] // Вестн. нац. техн. ун-та. Химия, химическая технология и экология. — 2013. — № 57. — С. 168–175.
27. **Чернозатонский, Л. А.** Квазидвумерные дихалькогениды переходных металлов: структура, синтез, свойства и применение / Л. А. Чернозатонский, А. А. Артюх // Успехи физ. наук. — 2018. — Т. 188, № 1. — С. 3–30.
28. **Kandemir, A.** Thermal transport properties of MoS<sub>2</sub> and MoSe<sub>2</sub> monolayers / A. Kandemir, H. Yapicioglu, A. Kinaci [et al.] // Nanotechnology. — 2016. — Vol. 27, № 5. — P. 055703–055709.
29. **Хашковский, С. В.** Высокотемпературный синтез жаростойких боросилицидных покрытий из композиций, содержащих халькогениды молибдена / С. В. Хашковский // Температуроустойчивые функциональные покрытия : сб. тр. XIX Всерос. совещания. Т. 2 ; под ред. акад. В. Я. Шевченко. — СПб. : Янус, 2003. — С. 138–141.
30. **Бабак, В. П.** Закономерности трения и износа в вакууме дегонационных покрытий Cr–Si–B, содержащих дисульфид молибдена / В. П. Бабак, В. В. Щепетов, С. Д. Недайборц // Вестн. нац. техн. ун-та. Сер.: Механико-техн. системы и комплексы. — 2016. — № 17. — С. 24–29.
31. **Борисов, Г. С.** Основные процессы и аппараты химической технологии / Г. С. Борисов, Ю. И. Дытнерский. — М. : Альянс, 2010. — 496 с.
32. **Ткаченко, Л. А.** Защитные жаропрочные покрытия углеродных материалов / Л. А. Ткаченко, А. Ю. Шаулов, А. А. Берлин // Неорг. материалы. — 2012. — Т. 48, № 3. — С. 261–271.
33. **Chiappe, D.** Two-dimensional Si nanosheets with local hexagonal structure on a MoS<sub>2</sub> surface / D. Chiappe,

- E. Scalise, E. Cinquanta [et al.] // Adv. Mater. — 2014. — Vol. 26, № 13. — P. 2096–2101.*
34. **Федорова, Е. А.** Состав и морфология химически осажденных пленок  $\text{Cu}_2\text{Se}-\text{Ga}_2\text{Se}_3$  / *Е. А. Федорова, Л. Н. Маскаева, С. С. Туленин [и др.] // Конденсированные среды и межфазные границы. — 2012. — Т. 14, № 4. — С. 489–495.*
35. **Туленин, С. С.** Гидрохимический синтез пленок халькогенидов металлов. Часть 14. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия пленок  $\text{CuGaSe}_2$ , полученных гидрохимическим осаждением / *С. С. Туленин, В. Ф. Марков, Е. А. Федорова [и др.] // Бутлеровские сообщения. — 2012. — Т. 30, № 4. — С. 105–112.*
36. **Kong, D.** Synthesis of  $\text{MoS}_2$  and  $\text{MoSe}_2$  films with vertically aligned layers / *D. Kong, H. Wang, J. J. Cha [et al.] // Nano Lett. — 2013. — Vol. 13, № 3. — P. 1341–1347.*
37. **Туленин, С. С.** Гидрохимическое осаждение пленок  $\text{In}_2\text{S}_3$ ,  $\text{In}_2\text{Se}_3$  и халькопиритных структур на их основе : дис. ... канд. хим. наук / *Туленин С. С. — Екатеринбург, 2015. — 197 с.*
38. **Титов, Д. Д.** Новые композиционные материалы на основе дисилицида молибдена / *Д. Д. Титов, Ю. Ф. Каргин, Н. А. Попова [и др.] // Перспект. материалы. — 2011. — № 11. — С. 493–500.*
39. **Titov, D. D.** Sintering activation energy  $\text{MoSi}_2-\text{WSi}_2-\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramic / *D. D. Titov, A. S. Lysenkov, Y. F. Kargin [et al.] // IOP Conference Series: Mater. Sci. Eng. IOP Publishing. — 2018. — Vol. 347, № 1. — P. 012024.*
40. **Ефименко, Л. П.** Жаростойкость композитов системы  $\text{MoSi}_2-\text{TiB}_2-\text{CrB}_2$  при температурах 900–1400 °С / *Л. П. Ефименко, М. В. Сазонова, К. Э. Пугачев [и др.] // Физика и химия стекла. — 2013. — Т. 39, № 2. — С. 308–325.*
41. **Столин, А. М.** Синтез силицидной керамики на основе дисилицида молибдена в режиме горения в условиях высокотемпературного деформирования / *А. М. Столин, П. М. Бажин, М. В. Михеев [и др.] // Новые огнеупоры. — 2016. — № 6. — С. 56–61.*
42. **Perevislov, S. N.** Effect of Si additions on the microstructure and mechanical properties of hot-pressed  $\text{B}_4\text{C}$  / *S. N. Perevislov, A. S. Lysenkov, S. V. Vikhman // Inorg. Mater. — 2017. — Vol. 53, № 4. — P. 376–380.*
- Перевислов, С. Н.** Влияние добавки Si на микроструктуру и механические свойства  $\text{B}_4\text{C}$ , полученного горячим прессованием / *С. Н. Перевислов, А. С. Лысенков, С. В. Вихман // Неорг. материалы. — 2017. — Т. 53, № 4. — С. 369–374.*
43. **Rumyantsev, I. A.** Lightweight composite cermets obtained by titanium-plating / *I. A. Rumyantsev, S. N. Perevislov // Refract. Ind. Ceram. — 2017. — Vol. 53, № 7. — P. 405–409.*
- Румянцев, И. А.** Облегченные композиционные керметы, полученные методом титанирования / *И. А. Румянцев, С. Н. Перевислов // Новые огнеупоры. — 2017. — № 4. — С. 54–57.*
44. **Perevislov, S. N.** High density boron carbide ceramics / *S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 1. — P. 32–36.*
- Перевислов, С. Н.** Высокоплотная керамика на основе карбида бора / *С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. — 2018. — № 1. — С. 33–37.*
45. **Perevislov, S. N.** Phase composition and microstructure of reaction-bonded boron-carbide materials / *S. N. Perevislov, P. V. Shcherbak, M. V. Tomkovich // Refract. Ind. Ceram. — 2018. — Vol. 59, № 2. — P. 179–183.*
- Перевислов, С. Н.** Фазовый состав и микроструктура реакционно-связанных материалов на основе карбида бора / *С. Н. Перевислов, П. В. Щербак, М. В. Томкович // Новые огнеупоры. — 2018. — № 4. — С. 96–100. ■*

Получено 26.07.19  
 © [С. В. Хашковский],  
 С. Н. Перевислов, 2020 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

Международная конференция и выставка «Нанотех Ближний Восток»

Nanotech Middle East 2020 International  
 Conference and Exhibition



Nanotech  
 MIDDLE EAST

24–26 февраля 2020 г. | Дубаи, ОАЭ

[www.nanotechme.com](http://www.nanotechme.com)