

Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-84-96

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Mo–Si–B ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ПОД РАЗЛИЧНЫМИ УГЛАМИ АТАКИ

А.Н. Луценко¹, И.Ю. Ефимочкин¹, Н.С. Моисеева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Проведен анализ изменения фазового состояния поверхностного слоя металлического композиционного материала системы Mo–Si–B, упрочненного дисперсными частицами оксида Al₂O₃. Методом рентгенофазового анализа установлены основные этапы формирования фазового состава поверхностного слоя толщиной 0–250 мкм при температуре воздействия 1300–2200 °С. Установлено, что защитная стекловидная фаза образуется при температуре воздействия 1700 °С. При температуре нагрева 1900 °С и более происходит абляция стекловидного слоя, что приводит к окислению приповерхностных слоев основного материала.

Ключевые слова: металлический композиционный материал, молибден, высокотемпературный нагрев, фазовый состав, поверхностный слой

Для цитирования: Луценко А.Н., Ефимочкин И.Ю., Моисеева Н.С. Особенности формирования поверхностного слоя в металлическом композиционном материале на основе системы Mo–Si–B при высокотемпературном воздействии под различными углами атаки // Труды ВИАМ. 2023. № 1 (119). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-84-96.

Scientific article

STUDY MECHANISM FORMATION A SURFACE LAYER METAL COMPOSITE MATERIAL BASED ON Mo–Si–B SYSTEM AFTER HIGH-TEMPERATURE INFLUENCE AT DIFFERENT ANGLES OF ATTACK

A.N. Lucenko¹, I.Yu. Efimochkin¹, N.S. Moiseeva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The paper analyzes the changes phase composition of the surface layer metal composite material base on Mo–Si–B system, reinforced with dispersed particles Al₂O₃ oxide. The main stages formation phase composition surface layer with a thickness of 0–250 microns at an exposure temperature of 1300–2100 °C have been established by x-ray phase analysis. It is established that protective amorphous phase is formed at temperature of 1700 °C. At a heating temperature of 1900 °C and above, the glassy layer ablates, which leads to oxidation of the near-surface layers of the base material.

Keywords: metal composite material, molybdenum, high temperature heating, phase composition, surface layer

For citation: Lucenko A.N., Efimochkin I.Yu., Moiseeva N.S. Study mechanism formation a surface layer metal composite material based on Mo–Si–B system after high-temperature influence at different angles of attack. *Trudy VIAM*, 2023, no. 1 (119), paper no. 07. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-1-84-96.

Введение

Сплавы на основе молибдена находят широкое применение в ракетно- и авиастроении, радиоэлектронной промышленности, новой технике и многих других отраслях.

Молибденовые сплавы промышленного назначения в основном малолегированы. Для легирования молибдена чаще всего применяют тугоплавкие металлы, такие как цирконий, титан, ниобий, тантал, образующие с молибденом непрерывный ряд твердых растворов [1–5].

Широкое применение молибдена и сплавов на его основе ограничено низкой стойкостью молибдена к окислению при высоких температурах. В окислительной среде молибден образует оксид MoO_3 , который характеризуется высоким давлением насыщенного пара и сублимирует с высокой скоростью при температуре $>593,3$ °С. Сублимация оксида приводит к значительной потере металла из сплава. Одним из решений проблемы окисления молибдена и его сплавов является создание защитных покрытий на поверхности металла. Применение молибденовых сплавов без защитных покрытий возможно только в восстановительных и нейтральных средах, а также в вакууме [6, 7].

Таким образом, проблема разработки новых композиционных материалов на основе молибдена, устойчивых к окислению, по-прежнему остается актуальной [8, 9].

Известно, что силициды тугоплавких металлов способны сопротивляться окислению при нагреве на воздухе до температур 1500 °С и более. Работы по получению новых композиционных материалов с использованием силицидов тугоплавких металлов и SiC ведутся уже несколько десятилетий [10, 11]. Наиболее перспективными в этом случае стали эвтектики системы Mo–Si. Силициды Mo_3Si , Mo_5Si_3 и MoSi_2 обладают превосходной стойкостью к окислению при высоких температурах.

Согласно диаграмме состояния Mo–Si (рис. 1), в системе возможно существование трех соединений: дисилицид молибдена MoSi_2 , низшие силициды молибдена Mo_5Si_3 и Mo_3Si . Максимальная растворимость кремния в твердом состоянии 3,35 % (атомн.) при температуре 1820 °С и 9 % (атомн.) при 2025 °С. В системе образуются три эвтектики: ($\text{Mo}_3\text{Si} + \text{Mo}_5\text{Si}_3$) – при 26,4 % (атомн.) Si и температуре 2020 °С; ($\text{Mo}_5\text{Si}_3 + \text{MoSi}_2$) – при 54 % (атомн.) Si и температуре 1900 °С и ($\text{MoSi}_2 + \text{Si}$) – при 98,3 % (атомн.) Si и температуре 1400 °С.

При температуре 1850 °С протекает эвтектоидное превращение $\beta\text{-MoSi}_2 \leftrightarrow \text{Mo}_5\text{Si}_2 + \alpha\text{-MoSi}_2$, а при 1900 °С – перетектическое $\beta\text{-MoSi}_2 + L \leftrightarrow \alpha\text{-MoSi}_2$.

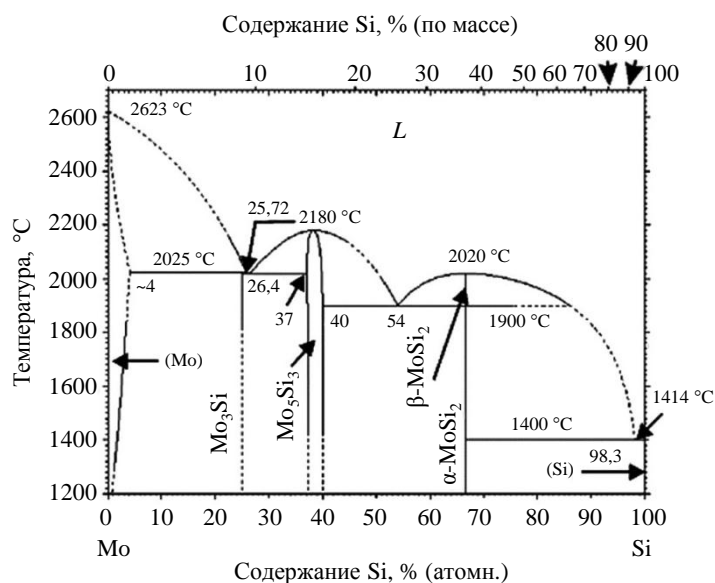


Рис. 1. Фазовая диаграмма состояния «молибден–кремний»

Из научно-технической литературы [10–16] известно, что материалы на основе дисилицида MoSi_2 коррозионностойки в окислительных средах до температур 1500–1800 °С, поэтому наибольшее распространение получили материалы именно на основе этого соединения. Кроме того, оно обладает относительно высокой твердостью, коррозионной стойкостью и жаростойкостью. При высокотемпературном нагреве на поверхности дисилицида образуется защитная пленка SiO_2 , которая подвержена растрескиванию при термоциклировании. Поэтому именно свойства оксидной пленки определяют температуру и длительность использования соединения MoSi_2 и керамики на его основе [17].

Добавление бора к сплавам системы Mo-Si позволяет снизить температуру плавления оксидной пленки SiO_2 . Термообработка таких сплавов позволяет значительно повысить механические свойства до уровня свойств аналогичных сплавов на основе молибдена и получить материал устойчивый к окислению в диапазоне температур 815,6–1371,1 °С [3]. Высокие механические свойства в сочетании с устойчивостью к окислению позволяют эксплуатировать сплавы системы Mo-Si-B при высоких температурах.

Диаграмма состояния $\text{Mo}_{\text{т.р.}}\text{-Si-B}$ представлена на рис. 2. Наряду с двойными интерметаллидами (Mo_3Si , Mo_5Si_3 и MoSi_2) в системе присутствует тройная интерметаллидная фаза Mo_5SiB_2 .

Сплавы области $\text{Mo-Mo}_5\text{Si}_3\text{-Mo}_5\text{SiB}_2$ обладают лучшими механическими свойствами, чем сплавы области $\text{Mo}_3\text{Si-Mo}_5\text{Si}_3\text{-Mo}_5\text{SiB}_2$, благодаря присутствию пластичной фазы твердого раствора молибдена ($\text{Mo}_{\text{т.р.}}$).

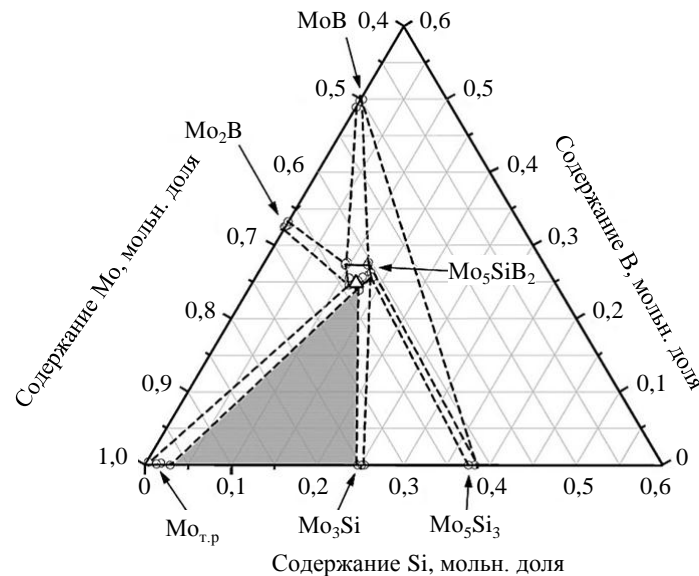


Рис. 2. Обогащенная молибденом часть фазовой диаграммы Mo-Si-B при температуре 1600 °С. Область $\text{Mo}_{\text{т.р.}}\text{-Mo}_3\text{Si-Mo}_5\text{SiB}_2$ отмечена серым треугольником; \triangle – стехиометрический состав фазы Mo_5SiB_2

Стойкость к окислению сплавов системы Mo-Si-B в значительной степени зависит от содержания кремния и бора в сплаве. При увеличении содержания кремния в присутствии бора наблюдается увеличение стойкости сплава к окислению, но при этом увеличивается также объемное содержание силицида. Высокое объемное содержание силицида осложняет обработку сплава и не позволяет получить сплав со свойствами, эквивалентными механическим свойствам других сплавов на основе молибдена.

Легирование сплавов системы Mo–Si–B хотя бы одним из следующих оксидов – Y_2O_3 , ZrO_2 , HfO_2 , TiO_2 , Al_2O_3 , CaO , MgO , SrO – в мелкодисперсной форме в количестве 0,1–0,5 % (объемн.) приводит к повышению жаропрочности и значительному повышению пластичности.

Цель данной работы – установить основные этапы изменения фазового состава поверхностного слоя металлического композиционного материала системы Mo–Si–B на глубине от 0 до 200–250 мкм при высокотемпературном воздействии. Для определения условий формирования стабильного фазового состава проводили высокотемпературное воздействие на материал под разными углами атаки для формирования различной толщины измененного поверхностного слоя.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексных научных проблем 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» и 12.3. «Металлические композиционные материалы (МКМ) на основе Nb, Mo и их интерметаллидов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [8].

Материалы и методы

В качестве объекта исследования выбран модельный металлический композиционный материал на основе системы Mo–Si–B, упрочненный дисперсными частицами оксида Al_2O_3 . Образцы для исследования имели следующую геометрическую форму: тела вращения, плиты размером 55×55×10 мм и плиты с протяженной (заостренной) кромкой. В зависимости от геометрической формы образцов изменяли угол температурного воздействия на материал – от 90 градусов (воздействие перпендикулярно поверхности материала) до 10–30 градусов (угол атаки). Глубина слоя, подвергшегося воздействию, изменялась в зависимости от угла обтекания и геометрической формы образцов – от 50 до 250 мкм. Глубину измененного слоя оценивали по научно-техническим литературным данным и по результатам, полученным в ранее проведенной работе [18].

При проведении эксперимента температурное воздействие направляли в центр пластины, на центр сферического затупления и на заостренный (тонкий) край пластины. Температуру воздействия меняли с 1300 до 2200 °С.

Определение фазового состава проводили в поверхностном слое образцов в характерных зонах. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполнен методом рентгеновской дифракции с применением монохроматического $Cu K_\alpha$ -излучения (дифрактометр Empyrean, линейный режим счетчика). Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы HighScore и базы данных PDF-2. Дифрактограммы представлены в координатах «интенсивность–угловое положение 2θ ».

Результаты и обсуждение

Для оценки изменения фазового состава проведен рентгенофазовый анализ материала в исходном состоянии без высокотемпературного воздействия. Основной фазой в исходном состоянии является твердый раствор на основе молибдена (с объемноцентрированной кубической (ОЦК) решеткой), второй фазой с линиями меньшей интенсивности – борид Mo_5SiB_2 , наблюдаются также следы фазы $AlMo_6Si$ (рис. 3).

На первом этапе в качестве объекта исследования выбраны плоские образцы в виде пластин, температурное воздействие на которые направлено в центр пластины перпендикулярно поверхности. Температуру воздействия изменяли в диапазоне 1300–2050 °С.

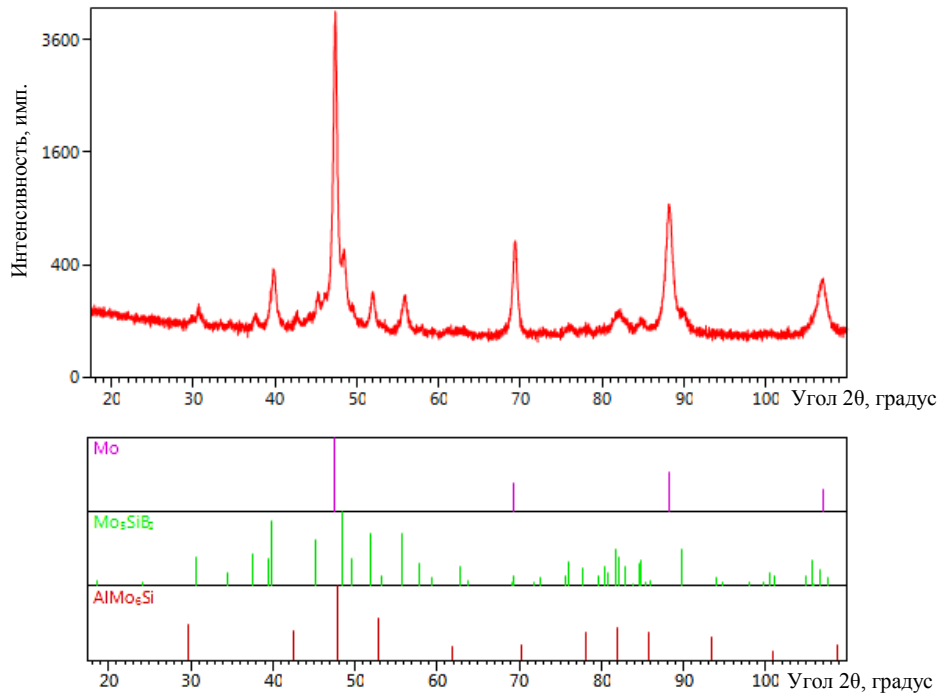


Рис. 3. Дифрактограмма и штрих-диаграммы обнаруженных фаз для металлического композиционного материала в исходном состоянии

После испытаний проводился визуальный осмотр образцов на предмет наличия областей с измененной фактурой материала, оплавленных участков, наличия трещин, очагов деструкции, сохранения целостности образцов и изменения их геометрической формы.

На всех образцах, подвергшихся высокотемпературному воздействию, можно выделить участки подплавления и оплавления, натекания жидкой фазы на основной материал. В центре образца формируется сферическая область непосредственного высокотемпературного воздействия. С ростом температуры воздействия наблюдается расширение данной области к периферии образца. При температуре воздействия 1950 °С и более на поверхности материала образуются отдельные участки интенсивного испарения жидкого слоя боросиликатного стекла в виде лопнувших пузырьков, а также наблюдается унос материала из области непосредственного температурного взаимодействия. Отмечается некоторое различие в характере абляции материала в центральной (наиболее нагретой) части образца и на периферии. Определение фазового состава проводили в характерных областях (рис. 4).

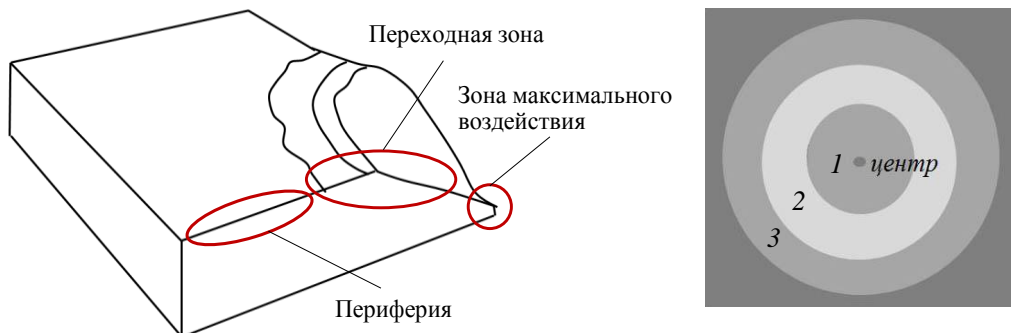


Рис. 4. Области определения фазового состава на образцах в виде пластин

Результаты рентгенофазового анализа на образцах в виде пластин показали, что температурное воздействие при 1500 °С и более приводит к образованию рентгено-аморфной фазы во всех областях исследования (на рентгенограммах обнаружено гало).

Проследим последовательность изменения фазового состава в поверхностном слое толщиной 0–50 мкм (зона максимального воздействия) во всем диапазоне температурного воздействия (1300–2050 °С), направленном перпендикулярно поверхности образца.

На начальных этапах воздействия (температура воздействия – до 1500 °С) происходит окисление материала. Фазовый состав поверхностного слоя представлен продуктами окисления исходного материала: муллитом ($Al_{4+2x}Si_{2-x}O_{10-x}$, где x меняется с 0,2 до 0,9 [19, 20]), оксидами MoO_2 , SiO_2 и α -корундом Al_2O_3 , линии Mo имеют очень низкую интенсивность. Образование на поверхности материала стекловидной фазы зафиксировано при температуре воздействия 1500 °С. При этой температуре в поверхностном слое сохраняются продукты окисления: основной фазой является оксид MoO_2 , а дифракционные линии оксидов SiO_2 , α -корунда Al_2O_3 и муллита имеют низкую интенсивность.

При температурах воздействия 1700–1900 °С в поверхностном слое образуется триоксид молибдена MoO_3 . Известно [1, 17], что данный оксид сублимирует с поверхности с высокой скоростью. После испарения оксида MoO_3 поверхностный слой материала обогащен кремнием и бором, это приводит к образованию боросиликатного стекловидного слоя. Формирование такого барьерного слоя затрудняет диффузию кислорода в объем материала и его окисление.

При температуре воздействия 1700–1900 °С происходит деградация поверхности материала (наблюдается унос материала) и образование очагов деструкции в зоне непосредственного температурного воздействия (центральная часть образца). При температуре воздействия 1900 °С фиксируется унос защитного стекловидного слоя, а при температуре 1900–2050 °С на поверхности материала сохраняются отдельные небольшие участки такого слоя.

На участках, удаленных от области максимального температурного воздействия (зоны 2 и 3 на рис. 4), толщина измененного поверхностного слоя составляет 100–200 мкм. Разогрев поверхности на таких участках меньше, чем в центре образцов. Фазовый состав периферийных участков представлен муллитом и твердым раствором на основе молибдена, причем количество молибдена значительно меньше, чем в центральной части образца. На образцах в виде пластин наблюдается перераспределение фаз и сток муллита к периферии от зоны максимального температурного воздействия (рис. 5). При низкой температуре воздействия происходит окисление компонентов, что позволяет сформировать защитный пассивирующий слой. При повышении температуры происходит процесс активного окисления, защитный стекловидный слой удаляется с поверхности образца, при этом происходит образование пор за счет выхода на поверхность газообразных продуктов окисления поверхности. Наличие пор в поверхностном слое приводит к диффузии кислорода в объем основного материала и к его окислению. В результате такого окисления возрастает толщина слоя, обедненного окисленным компонентом. Полученные результаты фазового анализа в различных областях образцов при перпендикулярном направлении высокотемпературного воздействия на поверхность образца подтверждают результаты, полученные ранее в работе [18].

На втором этапе проводили определение фазового состава образцов в форме тел вращения (рис. 6) с затупленной кромкой. Температура воздействия составляла 1300–2200 °С. При визуальном осмотре образцов после высокотемпературного воздействия отмечается, что при температуре >1700 °С наблюдаются значительные изменения состояния поверхности материала, причем области с наиболее измененной поверхностью образуются не в центре сферического затупления, а на боковых поверхностях. На боковой поверхности образцов появляются трещины и сколы, происходит сквозное разрушение материала. Для образцов, подвергшихся высоким температурам воздействия (1700 °С и более), характерно наличие отслоившихся участков, а также областей с измененной фактурой материала.

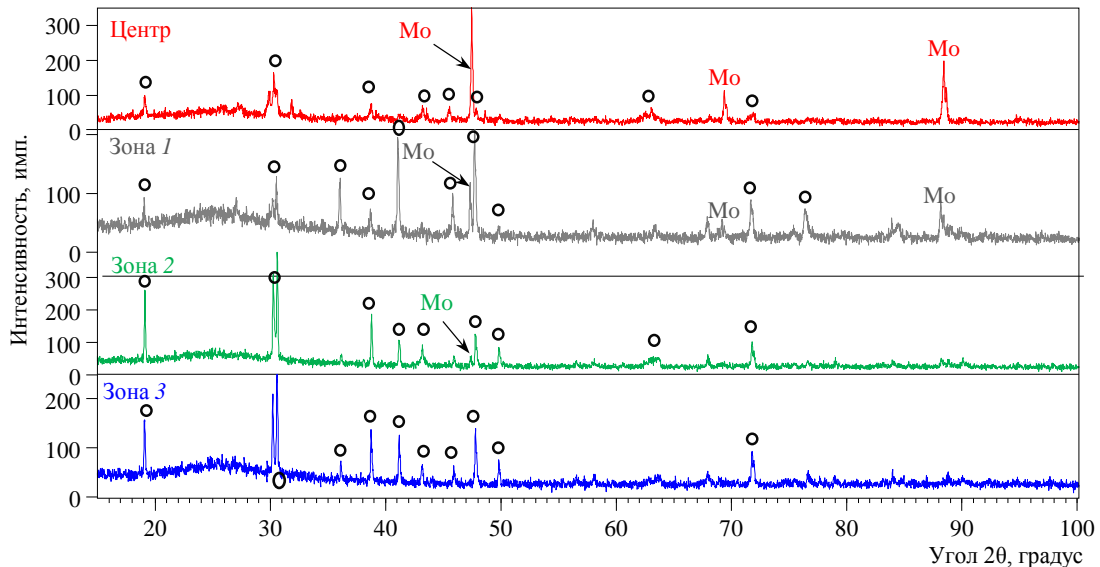


Рис. 5. Дифрактограммы различных зон образца в виде пластины при температуре воздействия 1900 °С (○ – муллит)

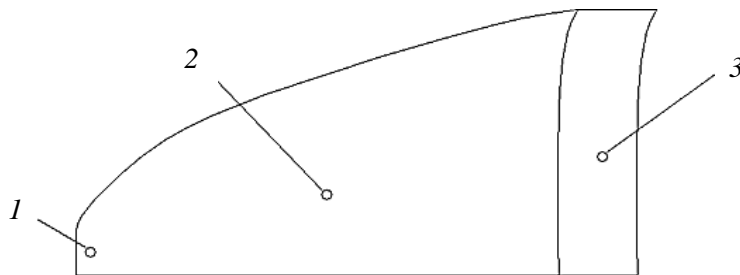


Рис. 6. Эскиз образца в виде тела вращения с указанием областей определения фазового состава

При температуре воздействия 1300 °С значительных различий в фазовом составе различных зон образца не выявлено. Фазовый состав всех областей идентичен: твердый раствор на основе молибдена, муллит и аморфная фаза (на рентгенограммах присутствует гало, рис. 7). Оксидов MoO_2 и SiO_2 при данной температуре воздействия очень мало – по-видимому, такая температура не является достаточной для быстрого окисления материала.

Дальнейшее повышение температуры воздействия до 1400–1900 °С приводит к уносу стекловидной фазы из области непосредственного температурного воздействия

(зона 1 на рис. 6), в остальных исследованных областях стекловидная фаза сохраняется (зоны 2 и 3 на рис. 6). При температуре воздействия 1400 °С в зоне 1 обнаружены фазы, характерные для исходного состава (Mo), присутствуют также оксиды (MoO₂ и SiO₂) в незначительном количестве и отдельные участки стекловидного слоя. При температуре 1600–1900 °С аморфная фаза обнаружена только на боковой поверхности образцов, где разогрев материала значительно меньше, чем в верхней части. В образцах в виде тел вращения зафиксирован унос стекловидной фазы при температуре 1600–1900 °С – так же как и в образцах в форме пластин. Полученный результат подтверждает устойчивость стекловидной фазы до температуры 1900 °С.

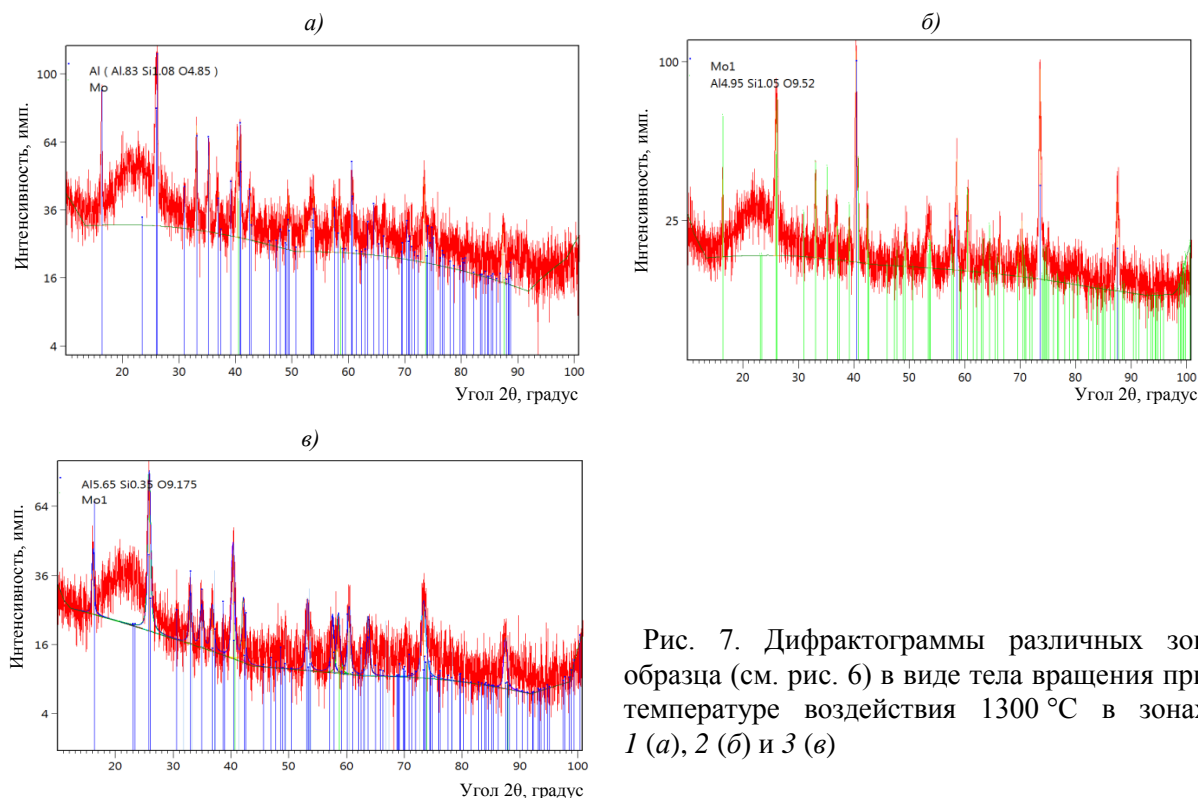


Рис. 7. Дифрактограммы различных зон образца (см. рис. 6) в виде тела вращения при температуре воздействия 1300 °С в зонах 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

При температуре 2100–2200 °С в зоне непосредственного воздействия, а также на участках, наиболее близко расположенных к зоне максимального воздействия (зоны 1 и 2 на рис. 6), основной фазой является твердый раствор на основе Mo, вторыми фазами с линиями меньшей интенсивности – муллит и оксиды MoO₂ и SiO₂ (рис. 8). На участках, где угол обтекания составляет ~ (10–30) градусов (зона 3 на рис. 6), в поверхностном слое основной фазой является муллит, на этих участках также сохраняется защитное боросиликатное стекло и не происходит окисления материала.

Образование тугоплавкого оксида MoO₃ на данных образцах обнаружено только при температуре воздействия 1300–1800 °С в нижней части, где температура воздействия минимальна. По-видимому, триоксид молибдена сублимирует с поверхности образца и его не удается зафиксировать.

На третьем этапе испытания проводили на образцах в форме пластин с заостренной кромкой (рис. 9). Температура воздействия составляла 1600–1900 °С. В заостренной части образцов наблюдается оплавление металла, очаги деструкции и области с измененным цветом и фактурой материала.

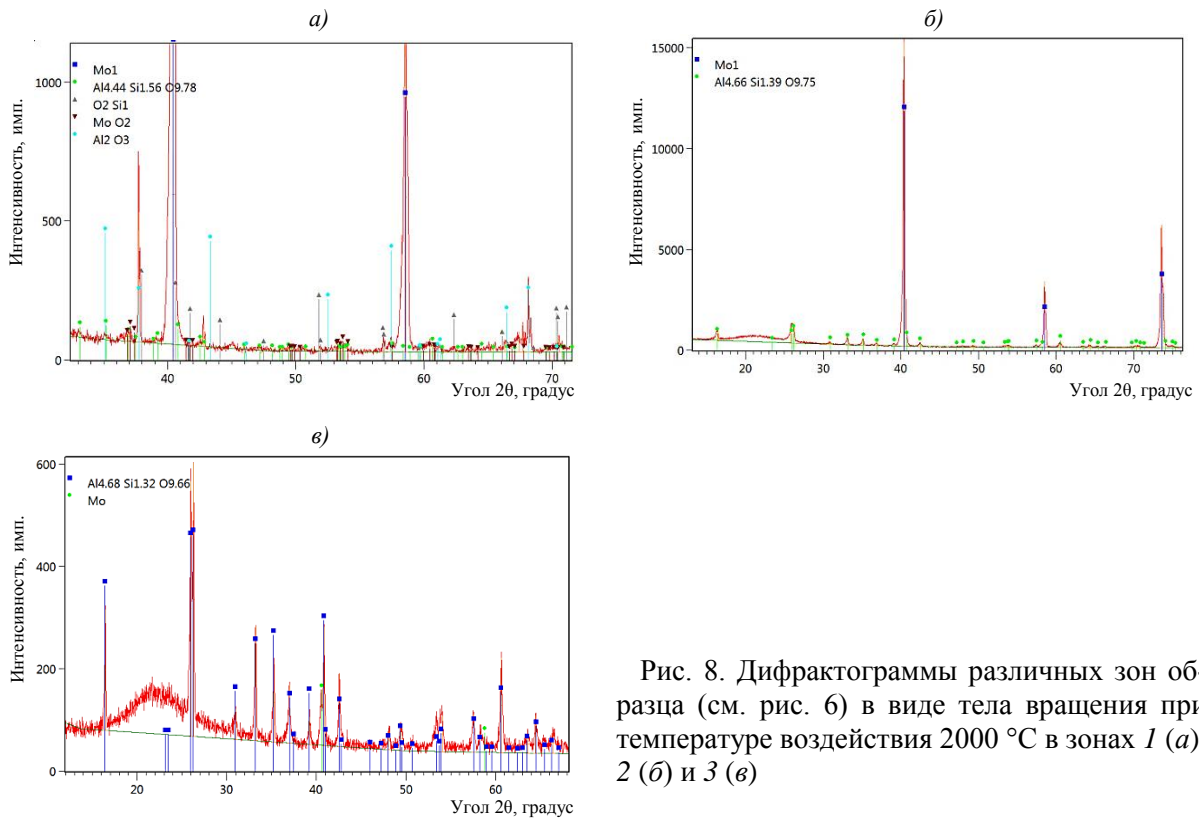


Рис. 8. Дифрактограммы различных зон образца (см. рис. 6) в виде тела вращения при температуре воздействия 2000 °С в зонах 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

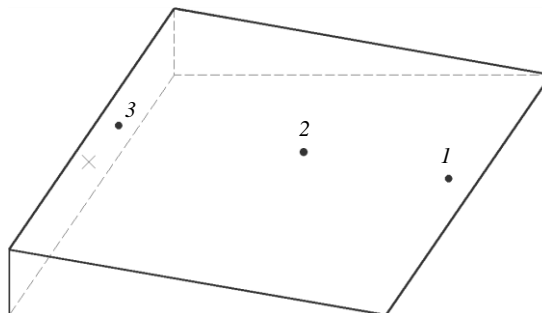


Рис. 9. Эскиз образца в форме пластины с заостренной кромкой с указанием областей определения фазового состава

В образцах в виде пластин с заостренной кромкой (зона 1 на рис. 9) в зоне непосредственного температурного воздействия основные фазы – твердый раствор на основе молибдена с ОЦК-решеткой, муллит и рентгеноаморфная фаза. Отсутствие в областях непосредственного воздействия температуры тугоплавких оксидов приводит к нарушению геометрической формы образцов. В зонах с меньшим разогревом поверхности (зоны 2 и 3 на рис. 9) в структуре наблюдаются фазы, характерные для исходного состояния, – твердый раствор на основе Мо и борид Mo_5SiB_2 (в небольших количествах), а также продукты окисления материала – диоксиды MoO_2 (основная фаза) и SiO_2 . На рентгенограммах с участков (рис. 10), наиболее удаленных от заостренного края, не наблюдается гало от аморфной фазы. Оксид MoO_3 образуется при температуре воздействия 1700 °С в зоне, близкой к очагам оплавления. На остальных исследованных участках триоксид молибдена не обнаружен. По-видимому, разогрев областей, удаленных от непосредственного температурного воздействия, недостаточен для интенсивного окисления материала.

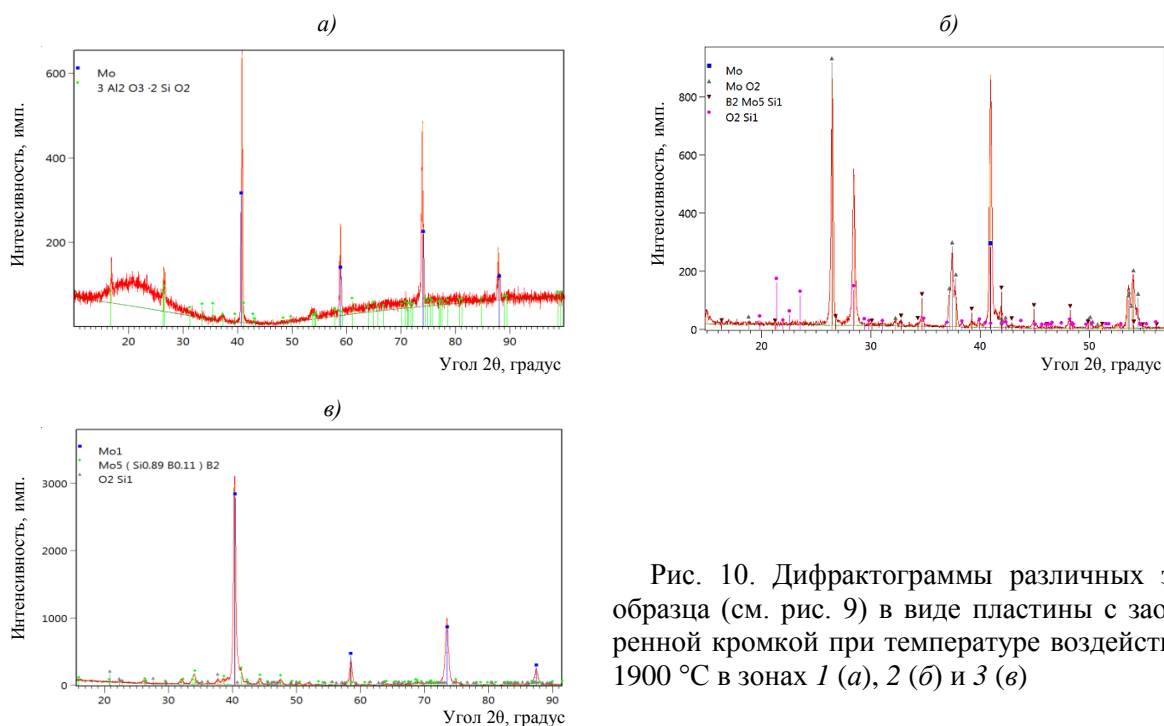


Рис. 10. Дифрактограммы различных зон образца (см. рис. 9) в виде пластины с заостренной кромкой при температуре воздействия 1900 °С в зонах 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

Заключения

По результатам рентгеноструктурного фазового анализа показано, что высокотемпературное воздействие приводит к изменению фазового состава поверхностного слоя металлического композиционного материала системы Mo–Si–B. Образование тугоплавких оксидов (MoO_2 , SiO_2 , MoO_3) происходит при температуре воздействия 1300–1700 °С. При температуре >1700 °С происходит испарение этих оксидов. В результате испарения на поверхности образуется слой, обогащенный Si и B. В результате теплового воздействия формируется стекловидный слой. Установлено, что температура, при которой образуется защитный стекловидный слой, составляет 1500 °С. Этот слой устойчив в диапазоне температур 1500–1900 °С, дальнейшее повышение температуры приводит к абляции защитного слоя и окислению основного металла.

Показано, что изменения фазового состава происходят в областях непосредственного взаимодействия материала с высокотемпературной средой, тогда как на периферийных участках и в объеме материала сохраняются фазы, характерные для исходного состояния. Благодаря формированию стабильного фазового состава поверхностного слоя сохраняется термостабильность материала в широком диапазоне температур.

Формирование областей с различной температурой воздействия приводит к изменению структурно-фазового состава с учетом величины угла атаки – перпендикулярно поверхности образца и по касательной (при углах атаки 10–30 градусов). На поверхности материала образуются температурные поля с градиентом температур, равным 400–700 °С, что влияет на структурно-фазовый состав поверхностных и приповерхностных слоев на глубину до 200–250 мкм.

Результаты данного исследования могут быть использованы в качестве исходных данных для моделирования структур и особенностей формирования структурно-фазовых изменений в поверхностных слоях металлических композиционных материалов на основе Mo в заданных граничных температурных условиях.

Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).

Список источников

1. Гращенков Д.В., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № S. С. 318–328. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-318-328.
2. Моргунова Н.Н., Клыпин Б.А., Бояршинов В.А. и др. Сплавы молибдена. М.: Металлургия, 1975. 392 с.
3. Карашаев М.М., Базылева О.А., Шестаков А.В., Овсепян С.В. Технологические основы создания металлических композиционных материалов, армированных оксидными и интерметаллидными частицами // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 3 (60). С. 29–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-29-36.
4. Majumdar S., Schliephake D., Gorr B. et al. Effect of Yttrium Alloying on Intermediate to High-Temperature Oxidation Behavior of Mo–Si–B Alloys // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. Vol. 44. No. 5. P. 2243–2257.
5. Perepezko J.H., Sakidja R. Environmental Resistance of Mo–Si–B Alloys and Coatings // *Oxidation of Metals*. 2013. Vol. 80. No. 3. P. 207–218. DOI: 10.1007/S11085-013-9373-3.
6. Kablov E.N., Zhestkov B.E., Grashchenkov D.V., Sorokin O.Yu., Lebedeva Yu.E., Vaganova M.L. Investigation of the Oxidative Resistance of High-Temperature Coating Based on a SiC Material under Exposure to High-Enthalpy Flow // *High Temperature*. 2017. Vol. 55. No. 6. P. 873–879.
7. Chollacoop N., Alur A.P., Kumar K.S. Microstructural Finite Element Analysis of Mo–Si–B Alloy in High Temperature Applications // *Journal of Visualization*. 2005. Vol. 8. No. 4. P. 292.
8. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // *Вестник Российской академии наук*. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
9. Каблов Е.Н. Роль фундаментальных исследований при создании материалов нового поколения // *Тез. докл. XXI Менделеевского съезда по общей и прикладной химии: в 6 т.* СПб., 2019. Т. 4. С. 24.
10. Hönigschmid O. Über das Molybdänsilicid MoSi₂, das Wolframsilicid WSi₂ und das Tantalasilicid TaSi₂ // *Monatshefte für Chemie und verwandte Teile anderer Wissenschaften*. 1997. Vol. 28. P. 1017–1028.
11. Vasudevan K., Petrovic J.J. A comparative overview of MoSi₂ based composites // *Material Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing*. 1992. Vol. 155. P. 1–17.
12. Oxidation resistant molybdenum: pat. US 6652674-B1; filed 19.07.02; publ. 25.11.03.
13. Jung J.-I., Zhou N., Luo J. Effects of sintering aids on the densification of Mo–Si–B alloys // *Journal of Materials Science*. 2012. Vol. 47. No. 24. P. 8308–8319.
14. Титов Д.Д., Каргин Ю.Ф., Лысенков А.С. и др. Влияние содержания WSi₂ и добавок алюмосиликатов магнезия на окисление и прочностные свойства композитов MoSi₂–WSi₂ // *Материаловедение*. 2012. № 7. С. 45–49.
15. Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Ефимочкин И.Ю. Проблема низкотемпературной пластичности молибдена и сплавов на его основе (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2018. № 3 (63). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 28.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-12-17.
16. Middlemas M.R., Cochran J.K. The microstructural engineering of Mo–Si–B alloys produced by reaction synthesis // *JOM*. 2010. Vol. 62. No. 10. P. 20–24.
17. Молибден: сб. статей / пер. с англ. под ред. А.К. Натансона. М.: Изд-во иностр. л-ры, 1959. 304 с.
18. Луценко А.Н., Ефимочкин И.Ю., Моисеева Н.С. Исследование закономерности формирования структуры металлического композиционного материала на основе молибдена после высокотемпературного воздействия // *Труды ВИАМ*. 2022. № 4 (110). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.05.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-32-41.

19. Бабашов В.Г., Максимов В.Г., Варрик Н.М., Самородова О.Н. Изучение структуры и свойств керамических композиционных материалов на основе муллита // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 54–63. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-54-63.
20. Schneider H., Schreuer J., Hildmann B. Structure and properties of mullite – A review // *Journal of the European Ceramic Society*. 2008. No. 28. P. 329–344.

References

1. Grashchenkov D.V., Efimochkin I.Yu., Bolshakova A.N. High-temperature metal-matrix composite materials reinforced with particles and fibers of refractory compounds. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 318–328. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-318-328.
2. Morgunova N.N., Klypin B.A., Boyarshnov V.A. et al. *Alloys of molybdenum*. Moscow: Metallurgiya, 1975, 392 p.
3. Karashaev M.M., Bazyleva O.A., Shestakov A.V., Ovsepyan S.V. Technological principles for the development of metal composite materials reinforced with oxide and intermetallic particles. *Aviacionnyye materialy i tehnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 29–36. DOI:10.18577/2071-9140-2020-0-3-29-36.
4. Majumdar S., Schliephake D., Gorr B. et al. Effect of Yttrium Alloying on Intermediate to High-Temperature Oxidation Behavior of Mo–Si–B Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, no. 5, pp. 2243–2257.
5. Perepezko J.H., Sakidja R. Environmental Resistance of Mo–Si–B Alloys and Coatings. *Oxidation of Metals*, 2013, vol. 80, no. 3, pp. 207–218. DOI: 10.1007/S11085-013-9373-3.
6. Kablov E.N., Zhestkov B.E., Grashchenkov D.V., Sorokin O.Yu., Lebedeva Yu.E., Vaganova M.L. Investigation of the Oxidative Resistance of High-Temperature Coating Based on a SiC Material under Exposure to High-Enthalpy Flow. *High Temperature*, 2017, vol. 55, no. 6, pp. 873–879.
7. Chollacoop N., Alur A.P., Kumar K.S. Microstructural Finite Element Analysis of Mo–Si–B Alloy in High Temperature Applications. *Journal of Visualization*, 2005, vol. 8, no. 4, p. 292.
8. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
9. Kablov E.N. The role of fundamental research in the creation of new generation materials. *Reports of XXI Mendeleev Congress on General and Applied Chemistry*: in 6 vols. St. Petersburg, 2019, vol. 4, p. 24.
10. Hönigschmid O. Über das Molybdänsilicid MoSi₂, das Wolframsilicid WSi₂ und das Tantalilicid TaSi₂. *Monatshefte für Chemie und verwandte Teile anderer Wissenschaften*, 1997, vol. 28, pp. 1017–1028.
11. Vasudevan K., Petrovic J.J. A comparative overview of MoSi₂ based composites. *Material Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 1992, vol. 155, pp. 1–17.
12. *Oxidation resistant molybdenum*: pat. US 6652674-B1; filed 19.07.02; publ. 25.11.03.
13. Jung J.-I., Zhou N., Luo J. Effects of sintering aids on the densification of Mo–Si–B alloys. *Journal of Materials Science*, 2012, vol. 47, no. 24, pp. 8308–8319.
14. Titov D.D., Kargin Yu.F., Lysenkov A.S. et al. Effect of WSi₂ content and additives of magnesium aluminosilicates on the oxidation and strength properties of MoSi₂–WSi₂ composites. *Materialovedenie*, 2012, no. 7, pp. 45–49.
15. Batiyankov R.V., Bolshakova A.N., Efimochkin I.Yu. The problem of low-temperature plasticity of molybdenum and alloys based on it (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (63), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 28, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-12-17.
16. Middlemas M.R., Cochran J.K. The microstructural engineering of Mo–Si–B alloys produced by reaction synthesis. *JOM*, 2010, vol. 62, no. 10, pp. 20–24.
17. *Molybdenum*: collection of articles. Trans. from Engl. Ed. A.K. Nathanson. Moscow: Publ. House of foreign literature, 1959, 304 p.

18. Lutsenko A.N., Efimochkin I.Yu., Moiseeva N.S. Study mechanism of creation structure on composite material based on molybdenum after high-temperature influence. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110). paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: May 16, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-32-41.
19. Babashov V.G., Maksimov V.G., Varrik N.M., Samorodova O.N. Studying of structure and properties of samples of ceramic composite materials on the basis of mullite. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 54–63. DOI: 10.8577/2071-9140-2020-0-1-54-63.
20. Schneider H., Schreuer J., Hildmann B. Structure and properties of mullite – A review. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, no. 28, pp. 329–344.

Информация об авторах

Луценко Алексей Николаевич, заместитель начальника Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ефимочкин Иван Юрьевич, заместитель начальника лаборатории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Моисеева Надежда Сергеевна, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Alexey N. Lucenko, Deputy Head of Testing Center, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Ivan Yu. Efimochkin, Deputy Head of Laboratory, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nadezhda S. Moiseeva, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 11.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 23.08.2022.

The article was submitted 11.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 23.08.2022.