**Д. Ю. Синицын**[1] (✉), к. т. н. **В. Н. Аникин**[1], **С. А. Ерёмин**[1], к. т. н. **А. Г. Юдин**[1], **К. О. Чупрунов**[1]

[1] *ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*

[3] *ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт тугоплавких металлов и твердых сплавов (ВНИИТС)», Москва, Россия*

УДК 669.056.9

# ЖАРОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА УУКМ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Рассмотрены слоистые жаростойкие покрытия для аэрокосмических применений, полученные методом атмосферно-плазменного напыления (АПН). В качестве материала покрытий выбраны, мас. %: 1 — 20($ZrO_2$–8$Y_2O_3$) + 80$MoSi_2$; 2 — 10($ZrO_2$–8$Y_2O_3$) + 90$MoSi_2$. Наблюдается увеличение прочности образцов с покрытиями с уменьшением толщины подслоя и увеличением доли $MoSi_2$. Установлено, что покрытие состава 2 полностью удовлетворяет условиям испытаний на жаростойкость и, предположительно, деформируется пластически.

**Ключевые слова:** *атмосферное плазменное напыление, углерод-углеродный композиционный материал (УУКМ), жаростойкость.*

## ВВЕДЕНИЕ

Углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) представляют собой композиты, 2D-армированные углеродными волокнами, с пироуглеродной матрицей. УУКМ в последнее время активно применяют в качестве отдельных элементов аэрокосмических транспортных средств: в частях и соплах ракетных газотурбинных двигателей (ГТД), кромках несущих поверхностей и обшивке гиперзвуковых самолетов, так как они способны удовлетворять все возрастающим требованиям. Это достигается благодаря тому, что они имеют высокую удельную прочность и жесткость при низкой плотности, модуль упругости 12,8 ГПа и ТКЛР <$5\cdot10^{-6}$ $град^{-1}$, что снижает конечный вес аппарата и расходы на топливо.

При всех своих достоинствах УУКМ активно окисляется кислородом [1–4]. Существует потребность в защитном покрытии, способном работать в течение (по меньшей мере) 400 с при 1700 °С и 20 с при 2100 °С при скорости набегающего потока более 2000 м/с.

Согласно критерию Кинджери, термостойкость покрытия прямо пропорциональна его теплопроводности и пределу прочности при растяжении и обратно пропорциональна модулю Юнга и ТКЛР. Кроме того, с физико-механической точки зрения термостойкость может быть повышена благодаря использованию компонентов композиционного покрытия, образующих в процессе его работы стеклофазы, способные залечить образующиеся трещины, а также отражающую тепловой поток стекловидную пленку.

Для достижения поставленных целей в работе использованы многослойные защитные покрытия из тугоплавких соединений с относительно высокой теплопроводностью в сочетании с относительно невысоким значением ТКЛР. Этим требованиям удовлетворяют покрытия на основе тугоплавких оксидов циркония и гафния (ТКЛР ~$10\cdot10^{-6}$ $град^{-1}$).

Известно, что для $ZrO_2$, который обладает высоким пределом прочности при изгибе и сжатии, важную роль играет фазовое состояние, поскольку цирконий и его оксид являются полиморфными и имеют три фазы: стабильную моноклинную α, метастабильную тетрагональную β и нестабильную кубическую γ. Тетрагональная фаза является наиболее прочной и имеет наибольшее значение ударной вязкости. Это достигается путем частичной стабилизации $ZrO_2$ добавкой 2–3 мас. % $Y_2O_3$, что позволяет получать керамику, состоящую из небольших метастабильных тетрагональных частиц. С увеличением доли

✉
Д. Ю. Синицын
E-mail: sindime@list.ru

тетрагональной фазы возрастает трансформационное упрочнение [5, 6].

При плазменном нанесении из-за высокой скорости осаждения в покрытии системы $ZrO_2$–$Y_2O_3$ присутствует тетрагональная фаза, наличие которой для покрытий с плазменным напылением является весьма желательным, поскольку α→β-превращение происходит не по мартенситному механизму [7]. Наиболее часто в покрытиях системы $ZrO_2$–$Y_2O_3$ для повышения адгезии и снижения термических напряжений, вызванных разницей ТКЛР подложки и покрытия, используется нанесение подслоя *Me*CrAlY, где *Me* — Ni, Co.

Авторы многих работ получали кубическую модификацию $ZrO_2$ путем осаждения многослойного $ZrO_2$ с 20 мас. % $Y_2O_3$ (покрытие толщиной 80 мкм) методом АПН на установке Inconel 713 C с подслоем NiAl толщиной 50 мкм. Сопротивление ползучести резко падало выше 600 °C, что также отрицательно сказывается на жаростойкости [8]. При этом ресурс работы покрытий $ZrO_2$–$Y_2O_3$ ограничен лишь 1100 °C. Это связано с разностью ТКЛР подложки и покрытия, что приводит к возникновению термических напряжений, растрескиванию и последующему разрушению покрытия [9–11].

В работе [12] методом электрического искрового спекания был создан композит на основе системы $ZrO_2$–$Y_2O_3$ и 20 мас. % диспергированных частиц $MoSi_2$ с эффектом самозалечивания в условиях циклического окисления от 1100 до 1300 °C. Пористость составляла около 16 об. %. Трещин не обнаружено, в то время как есть зерна оксида кремния, образовавшиеся при температуре выше 1000 °C на границах зерен толщиной 0,6 мкм и предотвращающие образование летучего $MoO_3$ из $Mo_5Si_3$. При взаимодействии с диоксидом кремния образуется циркон, действующий как диффузионный барьер для кислорода. Работа [12] привела к идее использования в качестве основного компонента покрытия $MoSi_2$, имеющий ТКЛР $5{,}9\cdot10^{-6}$ $K^{-1}$, способный снижать общий ТКЛР покрытия, создавать систему жаростойких слоев и образовывать стекловидные тугоплавкие фазы на основе циркона. Данная система должна состоять из барьерного слоя (подслоя) и внешнего слоя (покрытия) с плавным увеличением ТКЛР от подложки к покрытию и увеличением толщины от слоя к слою. Для нанесения покрытий были выбраны следующие составы, мас. %: 1 — $20(ZrO_2–8Y_2O_3)$ + $80MoSi_2$, 2 — $10(ZrO_2–8Y_2O_3)$ + $90MoSi_2$. Покрытия такого состава имеют эффект самозалечивания с одновременной стабилизацией высокотемпературной кубической модификации. Это позволило избавиться от остаточных термических напряжений, связанных с разностью удельных объемов различных полиморфных модификаций, и не допустить развития трещин в покрытии.

## ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы УУКМ размером 60×10×5 мм с покрытиями составов 1 ($20(ZrO_2–8Y_2O_3)$ + $80MoSi_2$) и 2 ($10(ZrO_2–Y_2O_3)$ + $90MoSi_2$) с толщиной подслоя 100–150 мкм для серии 1 и 20–40 мкм для серии 2) испытаны на трехточечный изгиб. Получены значения прочности покрытий для образцов (по 5 образцов с покрытием каждого состава) и среднее значение по диаграмме напряжение – изгиб для образцов с различной толщиной подслоя.

Измерение прочности образцов с покрытиями проводили методом трехточечного изгиба на установке BUELERAutomet 250 по ГОСТ 14019–80 (СТ СЭВ 474-38, ИСО 7438–85) с предварительным выравниванием поверхности с использованием шлифовального диска Р120.

Для проведения качественной оценки воздействия тормозного давящего в плотных слоях атмосферы газового потока на поверхность образца с покрытием состава 2 был смоделирован процесс воздействия окислительной атмосферы при нагреве образца под давлением и без давления. При этом в данной модели срыв потока (наличие краевого эффекта абразивного сноса покрытия высокоскоростным потоком) не учтен. Для этого был подготовлен пуансон цилиндрической формы меньшего размера, чем размер экспериментального образца. Это позволило получить две области исследования: одну область подвергали только высокотемпературному нагреву, вторую — высокотемпературному нагреву и воздействию давящего усилия (рис. 1).

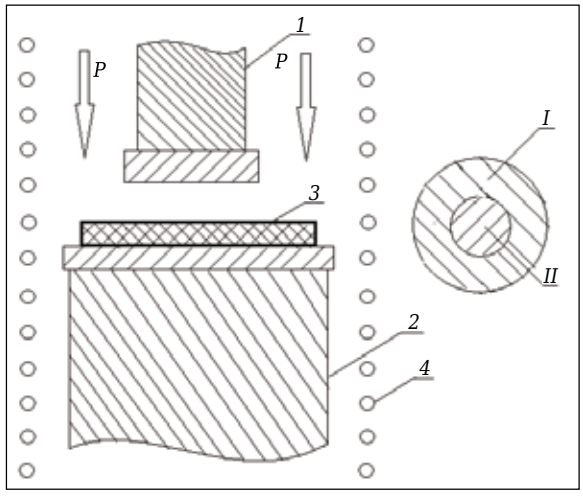


**Рис. 1.** Схема испытания образца: *1* — верхний пуансон; *2* — нижний пуансон; *3* — образец; *4* — нагревательный элемент; *I* — зона, подвергнутая только воздействию высоких температур; *II* — зона, подвергнутая одновременному воздействию высоких температур и давления; *P* — направление давления прессования

Образцы размером 100×100×7 мм испытывали на жаростойкость с помощью сдвоенной установки высокоскоростного газопламенного и плазменного напыления [13, 14] (рис. 2) при воздействии теплового потока со скоростью выше 2000 м/с при условиях: угол воздействия 30, 60, 90 град; время воздействия 400 с при 1700 °С и 20 с при 2100 °С. Расход топлива (керосина) составлял 10–25 л/ч и окислителя (кислорода) 500–900 л/мин.

Фазовый анализ образцов с покрытиями проводили на рентгеновском дифрактометре «Дифрей-401» на кобальтовом и хромовом излучении с изогнутым координатно-чувствительным детектором. Съемку проводили по схеме Брэгга – Брентано.

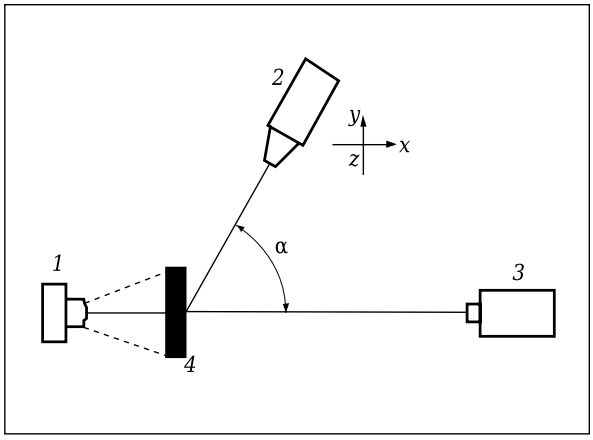


**Рис. 2.** Стенд для испытаний на жаростойкость: *1* — ИК тепловизор FlirT 640; *2* — плазменный пистолет К2; *3* — ИК пирометр Impac 140; *4* — образец

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### Испытания на жаростойкость

При испытании газопламенным потоком с помощью кислородно-ацетиленовой горелки (КАГ) при угле воздействия 30° образца с покрытием состава 1 при 1700 °С в течение 400 с не произошло изменения морфологии. Наибольшее изменение толщины составило 1,21 %, а массы — 0,006 %, а при 2100 °С в течение 20 с эти показатели составили 2,48 и 0,097 %. Унос покрытия в пятне воздействия неравномерен из-за градиента температур (рис. 3).

При испытании газопламенным потоком покрытие состава 1 прогорело через 17 с после начала испытаний при угле воздействия 90°, произошло частичное отслоение и началось воздействие на основу (рис. 4, *в*). Распределение температурного поля равномерно в области подачи. Вокруг области воздействия покрытие потемнело, что говорит о его окислении, и частично оплавилось, о чем свидетельствуют следы брызг.

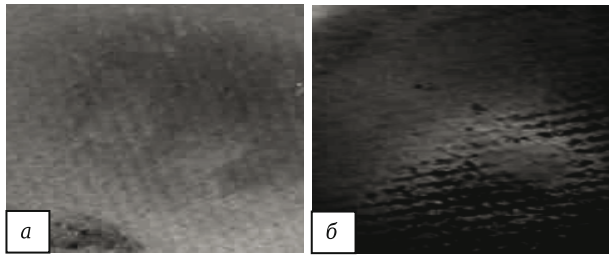


**Рис. 3.** Фотографии образца с покрытием состава 1 после испытаний КАГ: *а* — 400 с при 1700 °С; *б* — 20 с при 2100 °С

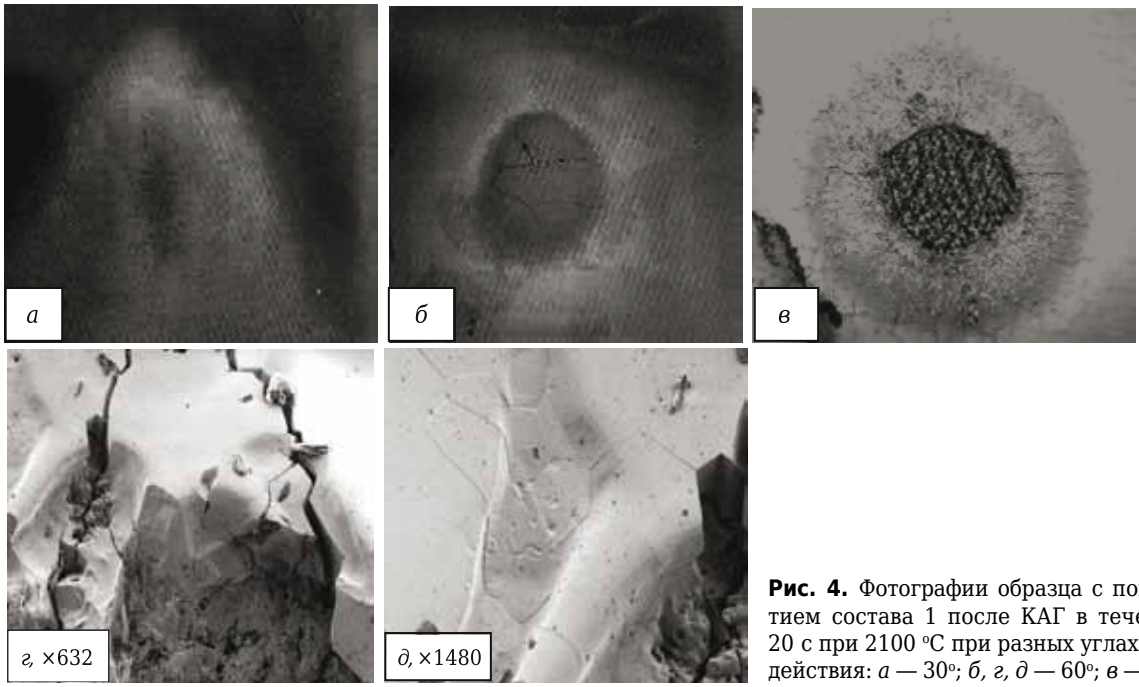


**Рис. 4.** Фотографии образца с покрытием состава 1 после КАГ в течение 20 с при 2100 °С при разных углах воздействия: *а* — 30°; *б, г, д* — 60°; *в* — 90°

При угле воздействия 60° (рис. 4, *б*, *г*, *д*) распределение тепла более интенсивно, чем при нормальном воздействии, и покрытие выдерживает 20 с без разрушения, но при этом частично окисляется, в нем образуются трещины как результат релаксации термических напряжений. Для воздействия же под углом 30° наблюдаются небольшие следы окисления и нагара (рис. 4, *а*).

В образце с покрытием состава 2 при испытании газопламенным потоком с помощью КАГ при 1700 °С в течение 400 с практически не произошло изменения морфологии. Наибольшее изменение толщины составило 1,11 %, массы — 0,005 %, а при 2100 °С в течение 20 с эти показатели составили 1,84 и 0,077 %. Покрытие состава 1 распределено неравномерно из-за градиента температур (рис. 5).

При воздействии газоплазменного потока плазмотрона под углом 30° образец прошел испытание без значительных изменений, сетка трещин образовалась лишь в окисленном слое из-за релаксации термических напряжений при интенсивном воздействии, при этом отслоения не произошло (рис. 6, *а*). При 60° также разрушения не произошло, но изменился цвет из-за окисления (рис. 6, *б*, *г*, *д*). При нормальном воздействии (90°) образовалась сеть трещин, и при остывании произошел скол одного из фрагментов. Также по изменению цвета наблюдалось окисление покрытия (рис. 6, *в*).

Установлено, что образец с покрытием состава 2 выдерживает как долговременные испытания при 1700 °С в течение 400 с, так и кратковременные в течение 20 с при 2100 °С и имеет наименьшие изменения толщины и массы.

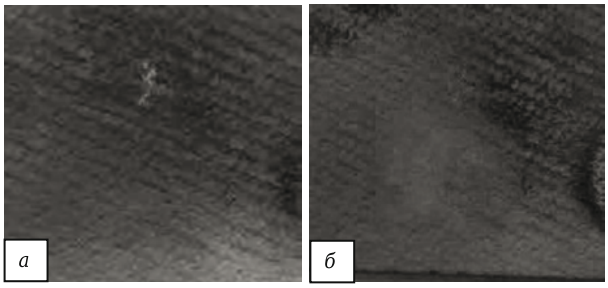


**Рис. 5.** Фотографии образца с покрытием состава 2 после испытаний КАГ, угол 30°: *а* — 400 с при 1700 °С; *б* — 20 с при 2100 °С

### Испытания на трехточечный изгиб

Результаты испытаний образцов с покрытиями с толщиной подслоя 100–150 мкм представлены на рис. 7 и в табл. 1.

Кривые на диаграммах напряжение – изгиб имеют аналогичный характер для покрытий, при этом напряжения резко нарастают, а затем происходит разрушение покрытий с последующим разрушением волокнистых слоев УУКМ (см. рис. 7, *б*), что может свидетельствовать о хрупком характере разрушения покрытия и высоком модуле упругости. Результаты испытаний образцов с покрытиями толщиной подслоя 20–40 мкм представлены в табл. 2 и на рис. 8. Покрытие состава 2 имеет, вероятно, пластичный (вязкий) характер разрушения за счет меньшей общей толщины покрытия. С уменьшением толщины подслоя и увеличением доли дисилицида молибдена в покрытии возрастает прочность образцов при испытании на трехточечный изгиб.

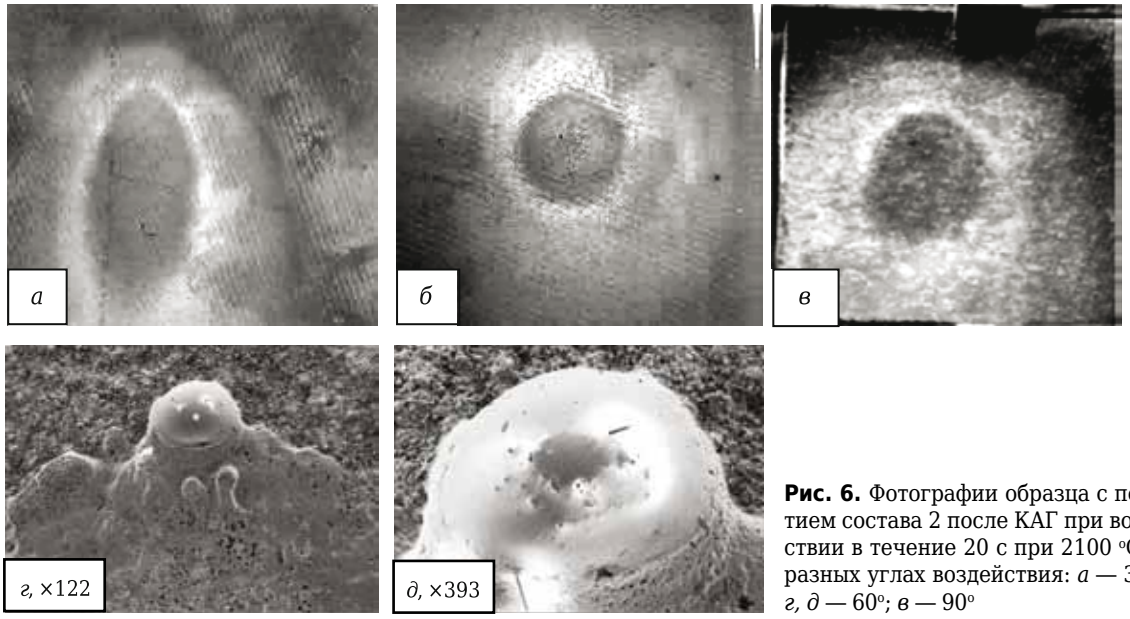


**Рис. 6.** Фотографии образца с покрытием состава 2 после КАГ при воздействии в течение 20 с при 2100 °С при разных углах воздействия: *а* — 30°; *б*, *г*, *д* — 60°; *в* — 90°

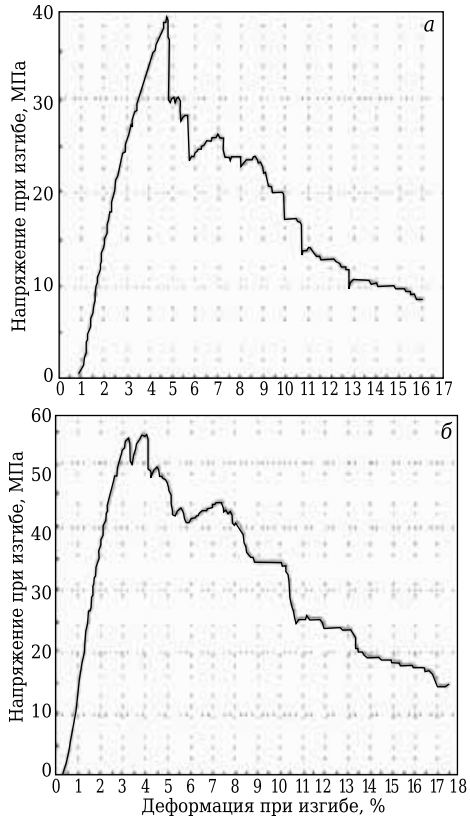


**Рис. 7.** Диаграмма напряжение – изгиб для образцов с покрытиями составов 1 (*а*) и 2 (*б*) с толщиной подслоя 100–150 мкм

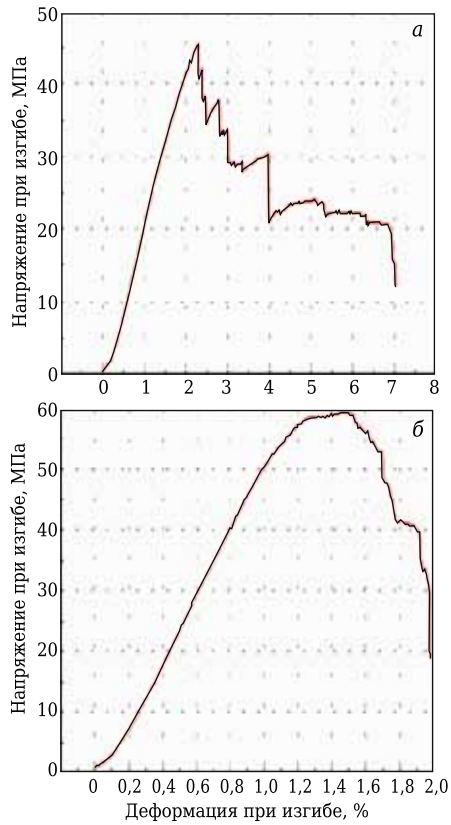


**Рис. 8.** Диаграмма напряжение – изгиб для образцов с покрытиями составов 1 (*а*) и 2 (*б*) с толщиной подслоя 20–40 мкм

Таблица 1. **Результаты испытания на прочность образцов с покрытиями составов 1 и 2 с толщиной подслоя 100–150 мкм**

| Образец | Максимальная нагрузка, Н | Предел прочности, МПа | Прогиб при максимальной нагрузке, мм |
|---|---|---|---|
| Состав 1 | 1040,32 | 38,761 | 0,86 |
| Состав 2 | 1520,13 | 54,509 | 0,70 |

Таблица 2. **Результаты испытания на прочность образцов с покрытиями составов 1 и 2 с толщиной подслоя 20–40 мкм**

| Образец | Максимальная нагрузка, Н | Предел прочности, МПа | Прогиб при максимальной нагрузке, мм |
|---|---|---|---|
| Состав 1 | 899,38 | 45,547 | 0,60 |
| Состав 2 | 779,93 | 59,509 | 0,50 |

### Испытания под давлением при 2000 °С (газодинамический тормозной поток)

Покрытие состава 2 показало наилучший результат при испытаниях на жаростойкость. Далее эти образцы были испытаны на установке горячего прессования в условиях, подобных воздействию высокоэнтальпийного потока в верхних слоях атмосферы, воспроизводящих одновременное воздействие давящего усилия (использовалось давление пуансона) и температуры, чтобы определить характер разрушения покрытия. Испытание проводилось при 2000 °С и давлении 20 МПа. Виден плавный переход из зоны без давящего воздействия в зону, которая была подвергнута воздействию давящего усилия (рис. 9).

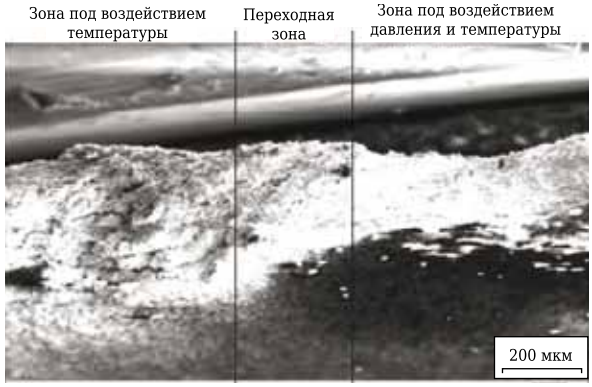


**Рис. 9.** Изображение поперечного среза покрытия в переходной области

Такой плавный переход говорит о том, что под воздействием давящего усилия покрытие пластически деформируется, при этом сохраняется его целостность, а отсутствие трещин как на поверхности, так и на поперечном изломе говорит о его высокой прочности.

### Фазовый анализ до и после испытаний на жаростойкость

В покрытиях составов 1, 2 обнаружен тугоплавкий низший силицид и оксид молибдена: *t*-$Mo_5Si_3$, *h*-$MoO_3$ как результат окисления, типичного для плазменного процесса, кубический диоксид циркония *c*-$ZrO_2$ типа флюорита и твердый раствор с иттрием в качестве атома замещения состава $Y_{0,15}Zr_{0,85}O_{1,93}$ (рис. 10). При возникновении кубической или тетрагональной фазы (тетрагональное искажение решетки) зарождающаяся в матрице $MoSi_2$ первичная трещина при движении будет тормозиться и многократно отклоняться, также будет происходить трансформационное упрочнение [15].

Образование $Mo_5Si_3$ и $MoO_3$ объясняется особенностью нанесения покрытия и окислением $MoSi_2$ по реакциям:

$$5MoSi_2 + 7O_2 = Mo_5Si_3 + 7SiO_2, \quad (1)$$

$$SiO_2 + ZrO_2 = ZrSiO_4. \quad (2)$$

По реакции (1) образуется кремнезем, порции которого обновляются при улетучивании $MoO_3$, что восстанавливает жаростойкую пленку [16]. Диффузия $O_2$ через пленку $SiO_2$ будет определять жаростойкость покрытия. Выше 2000–2050 °С происходит испарение SiO, разрушающее пленку [17]. Однако $SiO_2$ может взаимодействовать с $ZrO_2$ с образованием $ZrSiO_4$, предотвращающего образование SiO и дополнительно защищающего от окисления.

При РФА чистого циркона не обнаружено. В покрытии может образоваться твердый раствор на основе циркона с измененными параметрами решетки $a$ = 0,6808 нм, $c$ = 0,5934 нм (параметры исходной решетки: $a$ = 0,6584 нм, $c$ = 0,5969 нм).

Можно рассчитать изменение межплоскостного расстояния $d$ при изменении параметров решетки:

$$\Delta d = d_{исх}/(d_{исх} - d_{изм})\cdot 100\ \%, \quad (3)$$

где $d_{исх}$ — исходное межплоскостное расстояние, Å; $d_{изм}$ — измененное межплоскостное расстояние, Å.

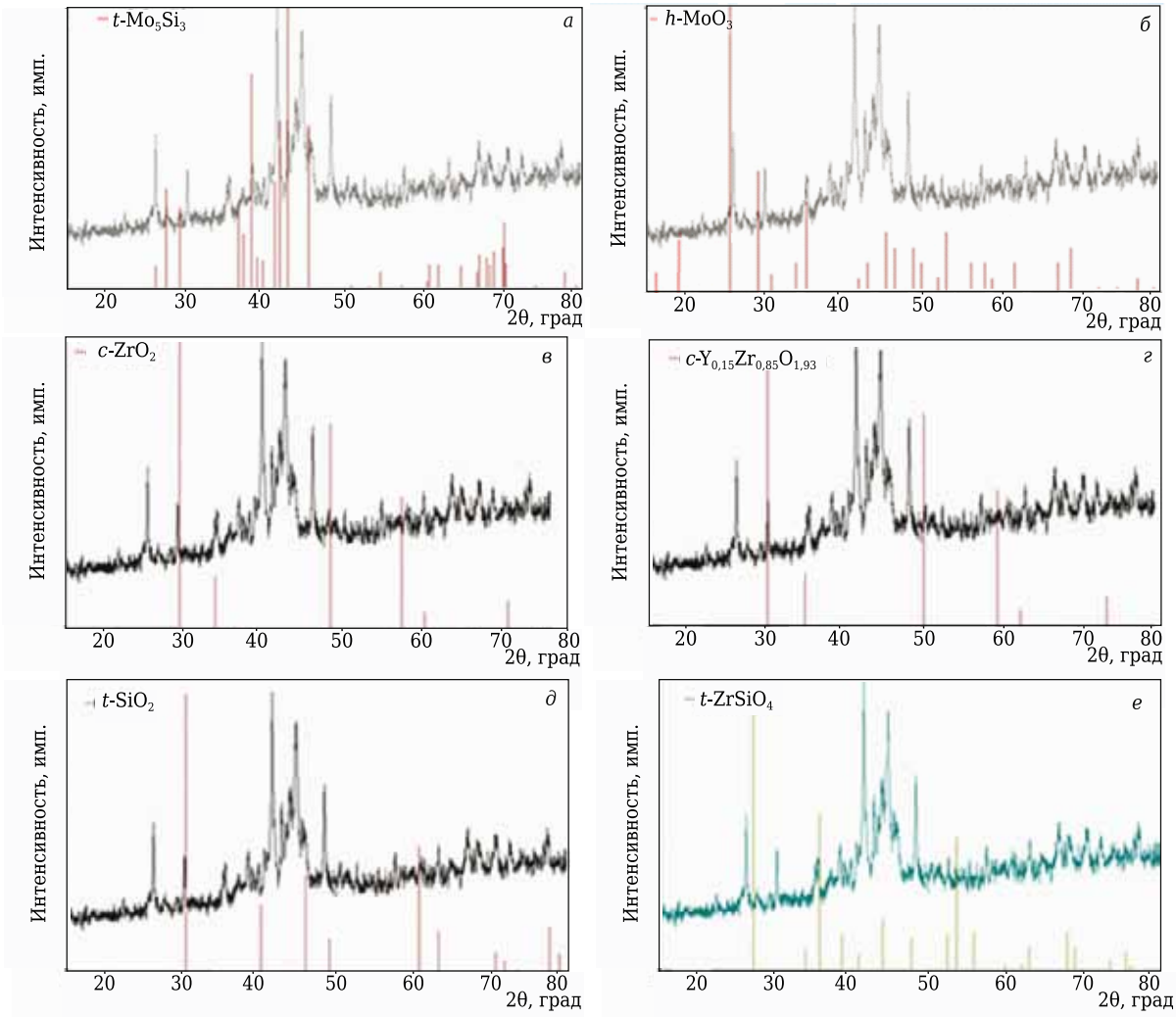


**Рис. 10.** Рентгенограмма образцов с покрытиями составов 1 и 2 до испытаний (фазовый состав одинаков; приведены рентгенограммы для состава 2)

Межплоскостное расстояние $d$ рассчитывают по формуле для тетрагональной решетки:

$$1/d^2 = (h^2 + k^2)/a^2 + l^2/c^2, \quad (4)$$

где $a = b \neq c$ — параметры решетки, Å; $(hkl)$ — индексы плоскости Миллера.

При расчете наиболее плотноупакованной плоскости (111) $\Delta d$ не превышает 2,1 % и находится в пределах области устойчивости твердого раствора. Радиус $r_{Si} << r_{Zr}$, следовательно, предполагаемый твердый раствор может иметь тип внедрения, и внедренный атом кремния будет растягивать решетку и создавать в ней растягивающие напряжения (рис. 11). При температуре выше 1773 К изменение энергии Гиббса ($\Delta G^T$) образования циркона становится меньше нуля. Учитывая, что температура испытания превышает 1773 К, его образование при воздействии высокоэнтальпийного потока еще более вероятно, что является еще одним доказательством предположения

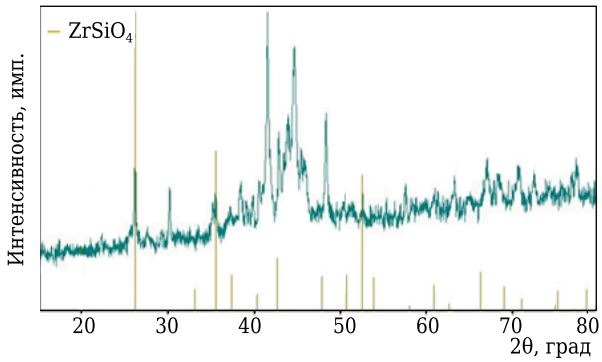


**Рис. 11.** Рентгенограмма циркона с измененными параметрами решетки для образцов с покрытиями составов 1 и 2

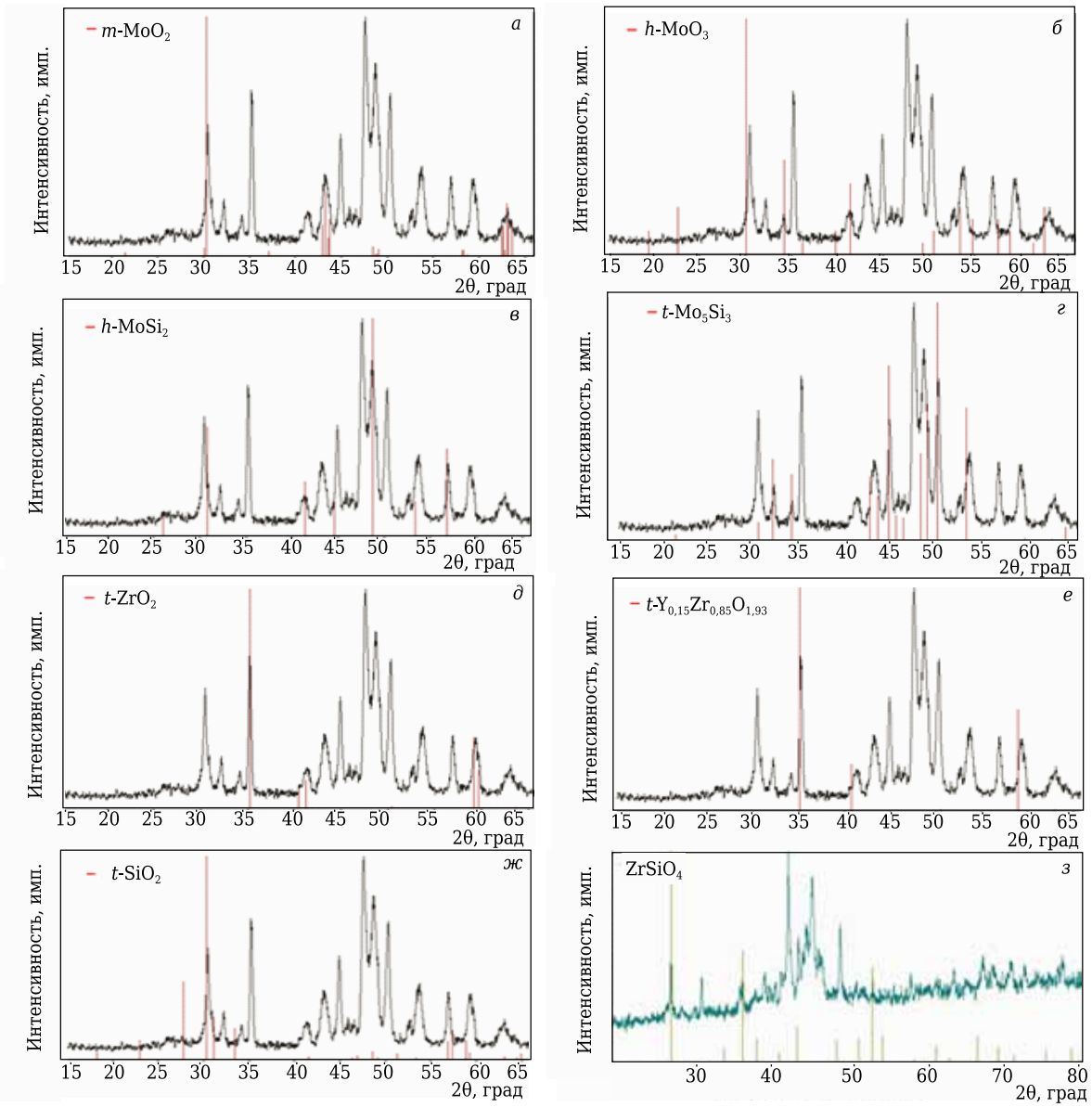


**Рис. 12.** Рентгенограмма образца с покрытиями составов 1 и 2 после испытания на жаростойкость

об образовании твердого раствора внедрения на основе циркона.

Образование циркона, имеющего близкий к SiC (значит, и подложке) ТКЛР, дополнительно снизит разность ТКЛР между покрытием и подложкой и поможет частично связать быстро испаряющийся кремнезем, что в конечном счете увеличит стойкость к окислению [18].

Наличие мелких трещин в образце с покрытием состава 1 и их отсутствие в образце с покрытием состава 2 при одинаковом фазовом составе может говорить о дополнительной стабилизации полиморфной модификации дисилицидом молибдена.

Фазовый состав покрытий составов 1 и 2 после испытаний на жаростойкость показан на рис. 12. После воздействия высокоэнтальпийного потока на образцы с покрытиями составов 1, 2 произошел переход из кубического в тетрагональный диоксид циркония и раствор на его основе, что сопровождается объемными изменениями и может быть причиной растрескивания при релаксации термических напряжений. При повышенных температурах произошел частичный фазовый переход из $t$-$Mo_5Si_3$ по эвтектической реакции $t$-$Mo_5Si_3 \rightarrow L + h$-$MoSi_2$ как результат воздействия при испытаниях и неравновесного охлаждения в соответствии с фазовой диаграммой Mo–Si. Также вероятно образование твердого раствора на основе $t$-$ZrSiO_4$ с измененными параметрами решетки ($a$ = 0,6810 нм, $c$ = 0,5739 нм). Большее количество $MoSi_2$ в образце с покрытием состава 2 дает основание предположить более высокие эксплуатационные характеристики за счет большего количества тугоплавкого $t$-$Mo_5Si_3$ и кремнезема.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено испытание образцов на трехточечный изгиб и определен характер разрушения покрытий с помощью воздействия давления при высоких температурах газодинамического потока. Образцы испытаны на жаростойкость с помощью газопламенного и плазменного потока сдвоенной установки высокоскоростного газопламенного и плазменного напыления и кислородно-ацетиленовой горелки (КАГ) без введения порошка, что является основным критерием их работоспособности.

Установлено, что наилучшим является покрытие состава 2, выдерживающее как испытания на относительно долговременную жаростойкость при 1700 °С, так и на кратковременную при 2100 °С.

Подобрана оптимальная толщина подслоя (20–40 мкм) и покрытия (250–300 мкм), при которой прочность образца с покрытием состава 2 составляет 59,5 МПа.

С увеличением доли дисилицида молибдена в покрытии наблюдается более полная стабилизация одной из полиморфных модификаций и увеличение ресурса работы. При этом покрытие деформируется пластически.

**Библиографический список**


1. ***Zhang, M.*** Effect of vacuum thermal cyclic exposures on the carbon/carbon composites / *M. Zhang, K. Li, X. Shi* [et al.] // Vacuum. — 2015. — Vol. 122, № A. — P. 236–242.

2. ***Zmij, V.*** Complex protective coatings for graphite and carbon-carbon composite materials / *V. Zmij, S. Rudenkyi* // Materials Sciences and Applications. — 2015. — Vol. 6, № 1. — P. 879–888.

3. ***Xue, Li-Zhen.*** Flexural fatigue behavior of 2D crossply carbon/carbon composites at room temperature / *Li-Zhen Xue, Ke-Zhi Lin, Yan Jia* [et al.] // Mater. Sci. & Eng. — 2015. — Vol. 634, № A. — P. 209–214.

4. ***Chen, Wang.*** Numerical analyses of ablative behavior of C/C composite materials international / *Wang Chen* // J. Heat and Mass Transfer. — 2016. — Vol. 206 — P. 2832–2852.

5. ***Loghman-Estarki, M.*** Large scale synthesis of nontransformable tetragonal $Sc_2O_3$, $Y_2O_3$ doped $ZrO_2$ nanopowders via the citric acid based gel method to obtain plasma sprayed coating / *M. Loghman-Estarki, H. Edris, R. Razavi* [et al.] // Ceram. Int. — 2015. — Vol. 39, № 13. — P.12042–12047.

6. ***Абраимов, Н. В.*** Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин / *Н. В. Абраимов.* — М. : Машиностроение, 1993. — 336 с.

7. ***Шульга, А. В.*** Композиты. Ч. 1. Основы материаловедения композиционных материалов / *А. В. Шульга.* — М. : НИЯУ МИФИ, 2013. — 96 с.

8. ***Bolek, T.*** Simulation of the influence of the interface roughness on the residual stresses induced in ($ZrO_2$ + $Y_2O_3$) + NiAl-type composite coatings deposited on Inconel 713C / *T. Bolek, R. Siteka, J. Sienkiewicz* [et al.] // Vacuum. — 2016. — Vol. XXX, № A.

9. **Пат. 2499078 Российская Федерация, МПК[8] C 23 C 4/08, C 23 C 4/10, C 23 C 4/12.** Способ получения эрозионно-стойких теплозащитных покрытий / Сайгин В. В., Сафронов А. В., Тишина Г. Н.; заявитель и патентообладатель ОАО «Композит». — № 2012130369/02 ; заявл. 17.07.12 ; опубл. 20.11.13, Бюл. № 32.

10. **Пат. 2445199 Российская Федерация, МПК C 23 C 4/10, C 23 C 14/06, B 23 P 6/00.** Способ упрочнения блока сопловых лопаток турбомашин из никелевых и кобальтовых сплавов / Новиков А. В., Мингажев А. Д., Кишалов Е. А. ; заявитель и патентообладатель ООО «Производственное предприятие Турбинаспец сервис». — № 2010111698/02 ; заявл. 25.03.10 ; опубл. 20.03.12, Бюл. № 8.

11. ***Sinitsyn, D. Yu.*** Influence of modifying additives on the phase stability and resistance to oxidation of coatings based on stabilized zirconium dioxide and a carbon carbon-carbon composite material / *D. Yu. Sinitsyn, V. N. Anikin, S. A. Eremin* [et al.] // Nanomechanics Science and Technology. An International Journal. — 2016. — Vol. 7, № 4. — P. 311–334.

12. ***Nozahic, F.*** Thermal cycling and reactivity of a $MoSi_2$/$ZrO_2$ composite designed for self-healing thermal

barrier coatings / *F. Nozahic, D. Monceau, C. Estournès* [et al.] // Materials Design. — 2016. — Vol. 94, № 1. — P. 444–448.

13. ***Кашин, Д. С.*** Разработка жаростойких покрытий для деталей из жаропрочных сплавов на основе ниобия / *Д. С. Кашин, П. А. Стехов* // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ». — 2017. — № 1. — С. 3–10.

14. ***Светлов, И. Л.*** Влияние защитных покрытий на жаростойкость и длительную прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов IV поколения / *И. Л. Светлов, С. А. Мубояджян, С. А. Будиновский* // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ». — 2007. — № 1. — С. 339–346.

15. ***Yi, D.*** $MoSi_2$–$ZrO_2$ composites — fabrication, microstructures and properties / *D. Yi, C. Li* // Materials Science and Engineering. — 1999. — Vol. 261, № A261.

16. ***Литовченко, С. В.*** Получение и физико-механические свойства оксидно-силицидных покрытий на молибдене / *С. В. Литовченко, В. М. Береснев, В. А. Чишкала* [и др.] // ФИП. — 2013. — № 4. — С. 393–405.

17. ***Литовченко, С. В.*** Силицидные покрытия на молибдене: получение, структура, свойства / *С. В. Литовченко, В. М. Береснев, А. А. Дробышевская* [и др.] // ФИП. — 2012. — Vol. 10, № 2. — С. 110–137.

18. ***Fu, Q. G.*** SiC–$MoSi_2$/$ZrO_2$–$MoSi_2$ coating to protect C/C composites against oxidation / *Q. G. Fu, J. P. Zhang, Z. Z. Zhang* [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. — 2013. — Vol. 23, № 23. — P. 2113–2117. ■

*Получено 26.10.19*
*© Д. Ю. Синицын, В. Н. Аникин, С. А. Ерёмин, А. Г. Юдин, К. О. Чупрунов, 2020 г.*

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

**CIMTEC 2020 — 15-й Конгресс керамики**

15–23 июня 2020 г.
г. Монтекатини-Терме, Италия

**Тематика**

- ► Достижения в области обработки и производства высокоэффективной керамики и композитов
- ► Количественная оценка микроструктур с использованием методов анализа данных и машинного обучения
- ► Моделирование, моделирование и испытание механических и термомеханических свойств сыпучей керамики, покрытий и композитов
- ► Высокотемпературная керамика и композиты для экстремальных сред
- ► Прогресс в фазах наноламинированных тройных карбидов, нитридов и боридов (MAX / MAB) и их производных (MXenes)
- ► Прогресс в функциональных материалах для сбора энергии, хранения и солнечного топлива
- ► Керамические тонкие пленки и покрытия для защитных, трибологических и многофункциональных применений
- ► Пористая керамика для защиты окружающей среды, энергетических технологий и передовых промышленных циклов
- ► Прогресс в исследованиях электрокерамики
- ► Материалы и требования к следующим поколениям электрохимических систем хранения энергии
- ► Твердооксидные топливные элементы: проблемы материалов и технологий
- ► Системы неорганических материалов для современной фотоники
- ► Разработка и применение функциональных прозрачных проводящих и полупроводниковых оксидов
- ► Геополимеры, неорганические полимеры и устойчивые материалы
- ► Наука и технологии силикатной керамики
- ► Огнеупорные материалы для удовлетворения текущих и будущих потребностей промышленности
- ► Наука и техника новых сверхпроводников

Celebrating 50 YEARS 1970-2020

http://2020.cimtec-congress.org/