

УДК 669.018.95

Б.В. Щетанов¹, И.Ю. Ефимочкин¹, С.В. Паэгле¹**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦАХ В КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ С Nb МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННОЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ВОЛОКНАМИ α -Al₂O₃**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-6-6

Горячим прессованием порошка Nb и непрерывных монокристаллических волокон (МКВ) α -Al₂O₃ (с покрытиями TiN, Mo и без них) изготовлены экспериментальные образцы волокнистого композиционного материала (КМ). Исследование взаимодействия на межфазных границах в КМ показало, что молибденовое диффузионно-барьерное покрытие (по сравнению с покрытием TiN) является более эффективным при защите от коррозии МКВ α -Al₂O₃ при более высоких температурах (>1300°C) и большей длительности его использования. Установлено, что предел прочности при изгибе при температуре 1300°C исходного КМ, упрочненного волокнами без покрытия, выше в 2,2 раза по сравнению с пределом прочности матрицы, а для КМ, упрочненного волокнами с покрытием TiN, – в 1,8 раза. После теплового старения прочность материала, армированного волокнами с покрытием из нитрида титана, увеличивается и превышает прочность матрицы в 2,4 раза. Высокотемпературная прочность исходного КМ с молибденовым покрытием волокон и КМ после теплового старения приблизительно одинаковая и превосходит прочность матрицы на 35%.

Работа выполнена в рамках реализации комплексных научных направлений 12.1. «Металлические композиционные материалы (МКМ), армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений», 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») [1].

Ключевые слова: Nb матрица, монокристаллические волокна α -Al₂O₃, барьерные покрытия на основе TiN и Mo, высокотемпературная прочность при изгибе.

A set of experimental samples of fibrous composite material (CM) was fabricated by hot pressing of niobium powder and continuous single-crystal fibers α -Al₂O₃ with TiN or Mo coatings and without them. The investigation of interactions on phase-to-phase borders in the CM has shown, that molybdenum diffusion-barrier coating, in comparison with TiN coating, is more effective as corrosion protection of single-crystal fibers α -Al₂O₃ at higher (>1300°C) temperatures and more use time. It has been found that the high-temperature bending strength at 1300°C of the initial CM reinforced by fibers without coating 2,2 times higher than for the pure (Nb) matrix; for the CM reinforced by fibers with TiN coating this value is 1,8 times higher. The strength of the material reinforced by TiN-coated fibers increases after heat aging and exceeds the strength of matrix 2,4 times. High-temperature strength of the initial CM with Mo-coated fibers and after heat aging are about similar and exceeds the strength of pure matrix by 35%.

Work is executed within implementation of the complex scientific directions 12.1. «The metal composite materials (MCM) reinforced by particles and fibers of high-melting compounds», 12.3. «Metal composite materials (MCM) on the basis of Nb, Mo and their intermetallic compound» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: Nb- based composites, single-crystal fibers α -Al₂O₃, diffusion barrier TiN coating, diffusion barrier Mo coating, high-temperature bending strength.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

В настоящее время жаропрочные сплавы на основе никеля из-за относительно низкой температуры плавления ($\sim 1400^\circ\text{C}$) и высокой стоимости не могут рассматриваться в качестве альтернативы высокотемпературным ($>1350^\circ\text{C}$) конструкционным материалам будущего. Перспективными в этом направлении являются эвтектики на основе двойных диаграмм состояний систем Nb–Si и Nb–Mo с дисперсионным упрочнением интерметаллидами [1–3], при этом особый интерес представляет дополнительное упрочнение оксидными волокнами [4]. Однако материалы на основе ниобия склонны к окислению [5, 6]. Вместе с тем разработчики композиционных материалов (КМ) считают систему «Nb–волокна Al_2O_3 » наиболее перспективной для создания сплавов на рабочие температуры $>1350^\circ\text{C}$ [4, 7–11]. Поэтому исследования по разработке антиокислительных (для КМ) и диффузионно-барьерных покрытий (для волокон $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) являются одной из важнейших задач [5–7]. Представляет особый интерес использование для изготовления высокотемпературных КМ методов порошковой металлургии [12, 13], которые проще и дешевле расплавных.

Цель работы – исследование взаимодействия на межфазных границах в КМ, изготовленном с использованием методов порошковой металлургии, с Nb матрицей, армированной монокристаллическими волокнами (МКВ) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, а также влияния нанесенного диффузионно-барьерного покрытия на защиту волокон от коррозионного воздействия Nb и на высокотемпературную ($>1300^\circ\text{C}$) прочность КМ.

Материалы и методы

Компактирование композиции «порошок матрицы–волокно» проводили горячим прессованием в графитовой пресс-форме при 1400°C и давлении $1 \cdot 10^3$ мм рт. ст. ($1,33 \cdot 10^3$ Па) порошка Nb и МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (средний диаметр волокна 250 мкм) как без покрытия, так и с покрытием. Содержание в КМ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ составляло $\sim 7\%$ (объемн.). Размер заготовки составлял $65 \times 65 \times 8$ мм; из нее получили 6 образцов размером $60 \times 8 \times 6$ мм. Образцы для определения свойств матрицы вырезали из свободных от волокон участков этой же заготовки.

Для изготовления матрицы использовали промышленный порошок ниобия марки НБП-26 (ГОСТ 26252–84) чистотой 99,7%. Распределение порошка по диаметру частиц исследовали на установке Analyzette 22 MicroTec. Порошок Nb состоял из двух фракций: мелкой ~ 12 мкм и более крупной ~ 40 мкм [9].

Монокристаллические волокна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ выращивали из расплава по методу Степанова [8]. Предел прочности при растяжении определяли при температуре 20°C на установке Instron 5965 по методу рамки (база испытаний составляла 25 мм), а при 1300°C – на установке Instron 1195. В обоих случаях скорость перемещения траверсы составляла 2 мм/мин.

В работе [10] при исследовании прочности МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ показано, что при комнатной температуре предел прочности волокон при увеличении диаметра снижается с 3000 (диаметр ~ 180 мкм) до 500 МПа (диаметр ~ 400 мкм), высокотемпературная прочность при 1400°C составляет 500 МПа во всем диапазоне значений представленных диаметров и практически не зависит от них.

Барьерные покрытия TiN и Mo толщиной от 5 до 40 мкм наносили на волокна ионно-плазменным методом с помощью установки ВУ-1БС при скорости напыления 0,5–1 мкм/мин [9]; адгезию покрытия к волокну $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ оценивали с помощью метода нанесения сетки царапин – метод рисок (ГОСТ 9.302–88). Для этого наносили сетку взаимно перпендикулярных надрезов (рисок) с шагом 2–3 мм, при этом твердость режущего инструмента должна быть выше твердости покрытия. В качестве подложки использовали монокристаллические пластины $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ диаметром 50 мм, на которую с помощью алмаза нанесены надрезы.

Прочность КМ при трехточечном изгибе при температурах 20 и 1300°C определяли на разрывной машине Instron 5882, оснащенной печью сопротивления [14]. Размер образцов составлял 60×8×(3–6) мм при базе испытаний 40 мм и скорости перемещения траверсы 2 мм/мин. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания (ГОСТ 18898–89).

Структуру материалов и распределение элементов на межфазных границах изучали на электронном микроскопе JСМА-733 (фирма Jeol) с использованием микроанализатора Inca Energy. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8010 с использованием приставки с твердотельным кремниевым детектором X-max N 80. Построение карт распределения элементов, визуализацию энергодисперсионных спектров и расчеты локального состава осуществляли с использованием программных модулей AzTec.

В качестве диффузионно-барьерных покрытий МКВ выбраны TiN и Mo.

Нитрид титана является высокожаропрочным материалом [15] со следующими характеристиками:

- температура плавления (по разным источникам) – от 2930 до 3205°C;
- плотность (5,44 г/см³) существенно ниже плотности ниобия (8,57 г/см³), что ведет к снижению плотности КМ;
- температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) составляет $9,35 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, т. е. достаточно близок к ТКЛР ниобия ($7,31 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$);
- не взаимодействует с ниобием до 1800°C.

Однако следует отметить, что нитрид титана устойчив к окислению на воздухе только до 1000°C, а при более высоких температурах разъедается некоторыми оксидами, в частности оксидом кремния.

Молибден является тугоплавким металлом [16] со следующими характеристиками:

- температура плавления 2610°C;
- плотность 10,2 г/см³;
- температурный коэффициент линейного расширения $5,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$;
- образует с ниобием непрерывный ряд твердых растворов;
- не взаимодействует с оксидом алюминия при 1900°C.

Результаты

Как упоминалось ранее, прочность сцепления покрытий TiN и Mo с МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ оценивали по методу рисков. На рис. 1 представлены типичные фотографии покрытий с надрезами, на которых видно, что отслоения покрытий как в местах пересечения надрезов, так и возле самих надрезов отсутствуют.

На рис. 2 представлены снятые с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) фотографии шлифов КМ с Nb матрицей, при этом МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ показаны с торцов – хорошо видны границы: «волокно–матрица» – МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ без покрытия (рис. 2, а, г); «волокно–покрытие–матрица» – МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с покрытиями TiN (рис. 2, б, д) и Mo (рис. 2, в, е).

Анализ структуры межфазных границ образцов КМ*, армированных МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, после горячего прессования (исходные образцы) показал следующее. Химического взаимодействия не наблюдается ни на границе «матрица–волокно без покрытия» (рис. 2, а), ни на границах «волокно–покрытие–матрица»: волокно с покрытиями TiN (рис. 2, б) и Mo (рис. 2, в). Не следует принимать затемненную зону, находящуюся между барьерным покрытием и волокном (рис. 2, б), как зону взаимодействия, так как снимок получен во вторичных электронах (SEI).

* Микрофотографии межфазных границ выполнены О.Б. Тимофеевой.

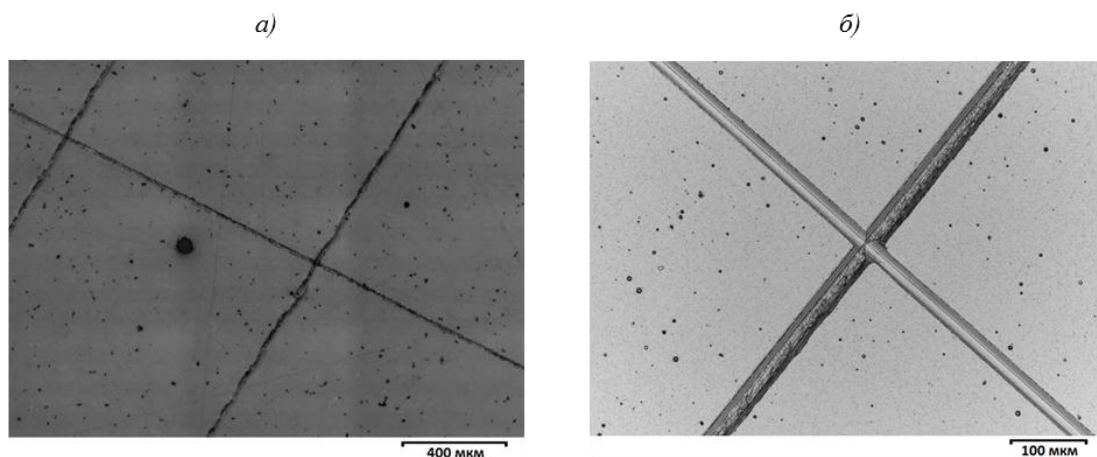


Рис. 1. Барьерные покрытия TiN (а) и Mo (б) на монокристаллической подложке α -Al₂O₃ (темные пересекающиеся линии – следы надрезов)

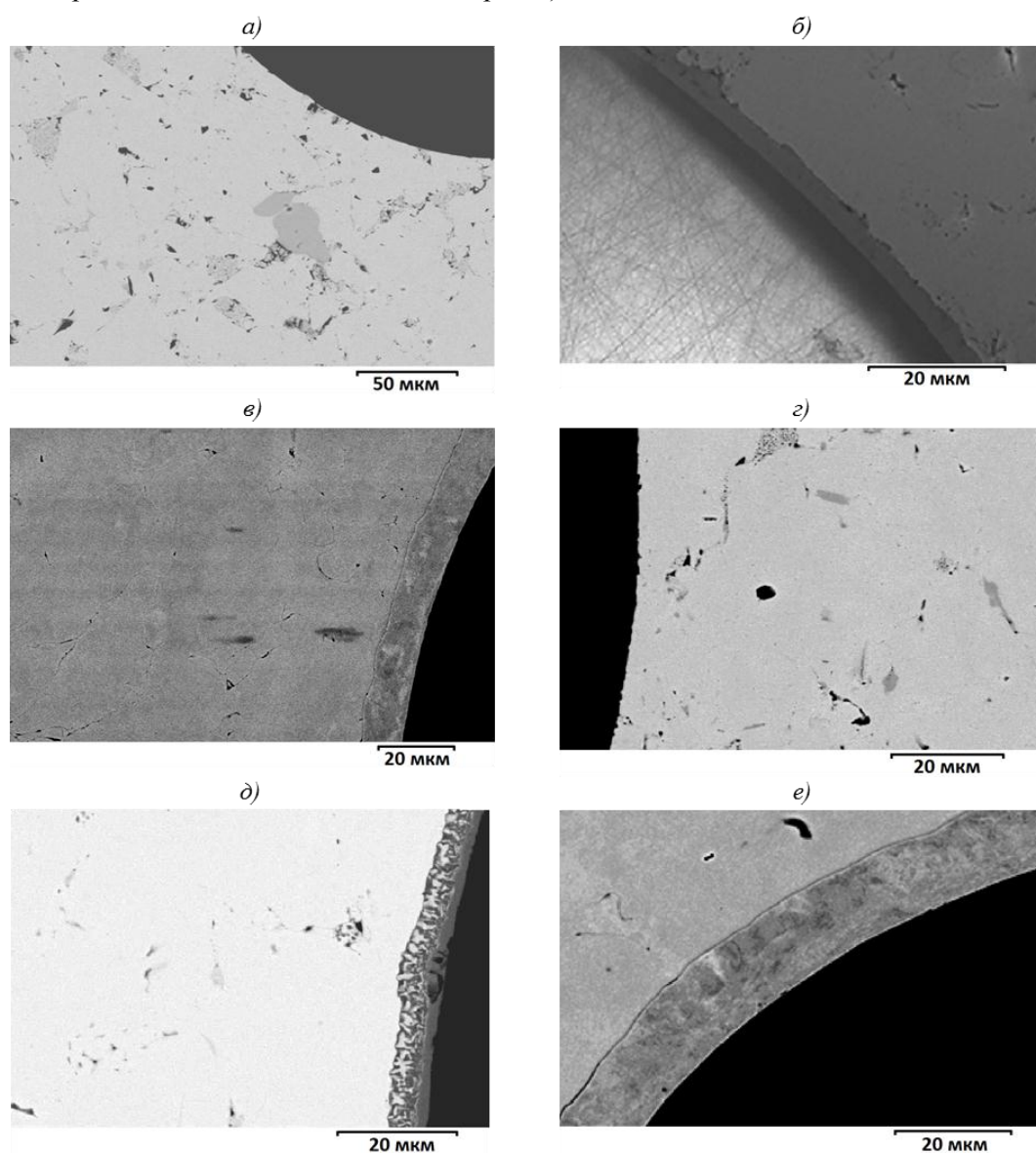


Рис. 2. Микрофотографии (СЭМ) торцевых поверхностей после горячего прессования (а–в) и теплового старения (г–е) композиционного материала, армированного монокристаллическими волокнами α -Al₂O₃ без покрытия (а, г), с покрытиями TiN (б, д) и Mo (в, е). На позиции б волокно – белого цвета (изображение во вторичных электронах), на остальных – черного

После теплового старения при 1300°C в течение 10 ч, в случае волокна без покрытия, взаимодействия на границе «матрица–волокно» также не обнаружено (рис. 2, *з*). При использовании волокон с покрытием TiN отчетливо видны зона химического взаимодействия на границе «покрытие–матрица» и ее отсутствие на границе «волокно–покрытие» (рис. 2, *д*). В КМ, армированном волокнами с Mo покрытием, химического взаимодействия не наблюдается ни на границе «покрытие–матрица», ни на границе «волокно–покрытие» (рис. 2, *е*).

Обсуждение и заключения

Из приведенных результатов без введения понятий о «сильной» и «слабой» межфазной связи трудно сделать даже предварительный вывод об упрочнении КМ волокнами α -Al₂O₃. При исследовании механических свойств композитов на основе NiAl, усиленных волокнами сапфира, Р.Р. Бауман с сотрудниками [17] ввел следующие понятия о межфазных связях. «Сильная» связь возникает при химическом взаимодействии между граничащими фазами или при высокой температуре за счет диффузионной сварки в области границы раздела, когда образуется химический продукт реакции [7]. «Слабая» межфазная связь обусловлена в основном трением, т. е. эта связь механическая (фрикционная). Для композитов на основе NiAl определены численные значения связей: для «сильной» связи ~280 МПа, для «слабой» ~100 МПа [17].

Приняв предложенные понятия о связях, можно заключить, что в исследуемых исходных образцах КМ, армированных МКВ α -Al₂O₃, образовалась «слабая» межфазная связь как по границе «матрица–волокно» (рис. 2, *а*), так и по границам «матрица–покрытие–волокно» (рис. 2, *б*, *в*).

После теплового старения на границе «матрица–волокно» (рис. 2, *з* – волокно без покрытия) и на границе «волокно–покрытие» (рис. 2, *д* – волокно с TiN), а также на границах «волокно–покрытие–матрица» (рис. 2, *е* – волокно с Mo) химического взаимодействия не обнаружено, т. е. по этим границам образовалась «слабая» связь. На границе «покрытие–матрица» (рис. 2, *д*) возникла «сильная» связь, т. е. произошло химическое взаимодействие, что подтверждено при проведении микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) для изучения распределения основных элементов – Nb, Ti, O и др. (рис. 3). МРСА проводили справа налево от матрицы (спектры 79 и 80), включая зону взаимодействия на границе «покрытие–матрица» (спектры 81 и 82), до волокна (спектры 83 и 84). Численные значения содержания конкретных элементов в индивидуальном спектре представлены в табл. 1.

Таблица 1

Содержание элементов в спектрах 79–84, согласно карте проведения МРСА в композиционном материале после теплового старения (рис. 3, *а*)

| Условный номер спектра | Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.) | | | | | |
|------------------------|---|-------------|-------------|-----------|-------------|-------------|
| | N | O | Al | Si | Ti | Nb |
| 79 | 0,54/2,95 | 3,52/16,97 | 0,01/0,04 | 0,22/0,61 | 0/0 | 95,70/79,42 |
| 80 | 0/0 | 4,12/19,88 | 0,04/0,12 | 0,17/0,47 | 0/0 | 95,67/79,53 |
| 81 | 1,03/4,37 | 7,57/28,23 | 0,09/0,19 | 0,14/0,30 | 13,83/17,23 | 77,34/49,67 |
| 82 | 15,71/35,77 | 6,35/12,67 | 0,08/0,10 | 0,03/0,04 | 76,57/50,99 | 1,25/0,43 |
| 83 | 7,03/10,23 | 45,91/58,43 | 34,47/26,01 | 0,08/0,06 | 12,31/5,23 | 0,19/0,04 |
| 84 | 0/0 | 46,83/59,84 | 52,91/40,09 | 0/0 | 0,06/0,03 | 0,21/0,05 |

Для наиболее значимых мест – зоны взаимодействия на границе «матрица–покрытие» и участков вблизи границы «покрытие–волокно» (спектры 81–83) – на рис. 3, *б–г* приведены спектрограммы.

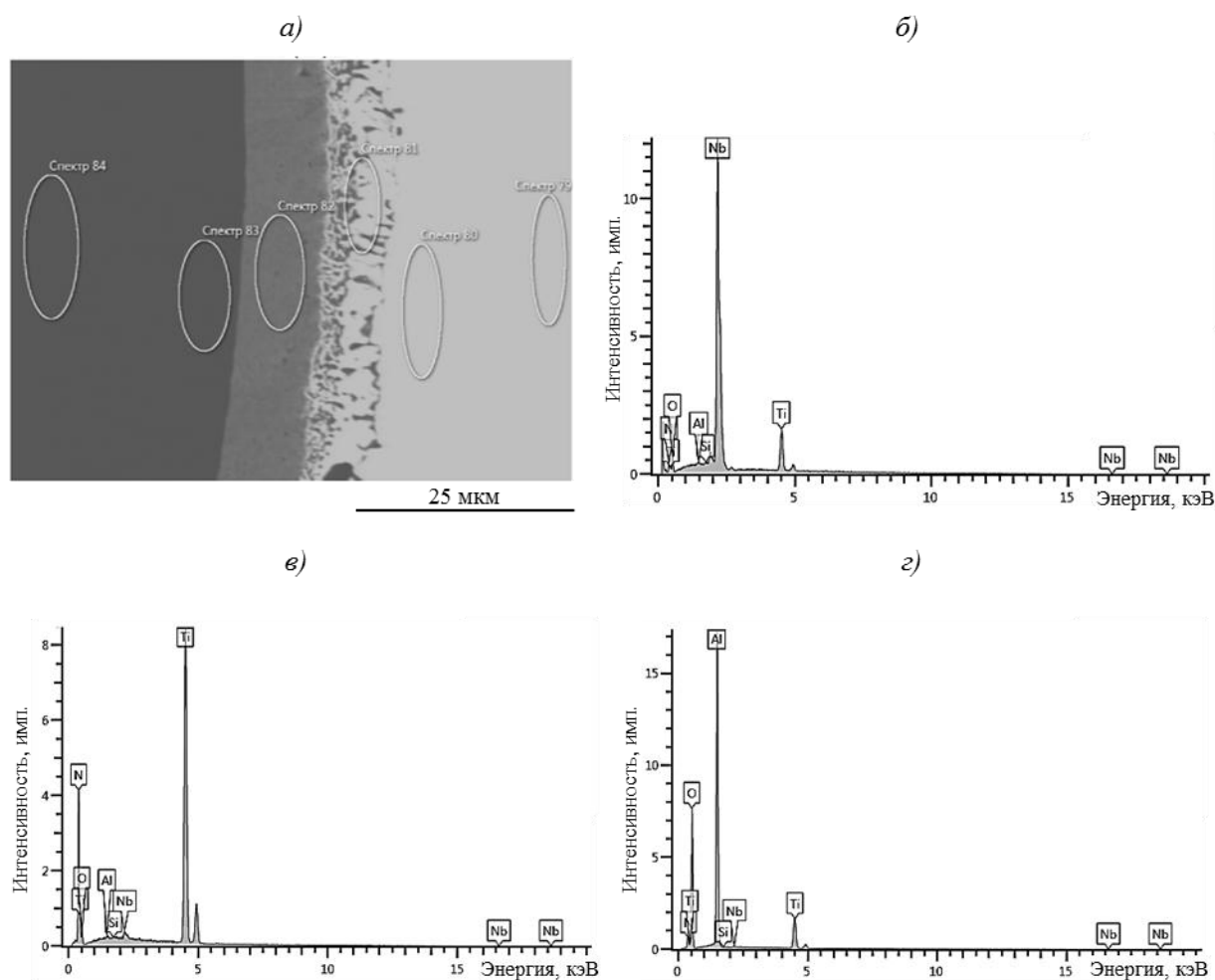


Рис. 3. Карта проведения МРСА элементов в композиционном материале после теплового старения при 1300°C в течение 10 ч (а) и спектрограммы в зоне взаимодействия матрицы и покрытия (б), в покрытии (в) и в волокне вблизи границы с покрытием (г)

Анализ представленных материалов (рис. 2 и 3, табл. 1) подтвердил, что при тепловом старении на границе «покрытие–матрица» активно протекает химическое взаимодействие, контролируемое взаимной диффузией элементов матрицы (Nb) и покрытия (Ti), при этом содержание ниобия в покрытии не превышает 0,43% (атомн.) – спектр 82. Видно также, что активного химического взаимодействия на участках вблизи границы «волокно–покрытие» (спектры 82 и 83) не наблюдается, однако происходит диффузия Ti (5,23% атомн.) из покрытия в волокно (табл. 1, спектр 83). Это заключение не противоречит исследованиям, результаты которых представлены на рис. 2, но дополняет их.

На основании приведенных результатов можно сделать вывод, что диффузионно-барьерное покрытие TiN вполне удовлетворительно выполняет функции по защите МКВ α -Al₂O₃ от коррозионного воздействия Nb (табл. 1, спектр 83). Вместе с тем элементы покрытия (Ti, N) диффундируют в волокно и вносят в межфазную связь определенную долю «сильной» связи, т. е. связь становится смешанной. Количественное определение доли вклада каждой связи – вопрос достаточно сложный, поэтому далее вид связи предварительно также оценивается в обозначениях, введенных Р.Р. Бауманом.

В данном случае результаты дополнительных исследований КМ после теплового старения с использованием МРСА подтвердили вывод, сделанный ранее на основании

изучения шлифов торцевых поверхностей волокон с покрытием TiN: на границе «покрытие–матрица» образуется «сильная» связь, на границе «волокно–покрытие» – «слабая».

Для выяснения влияния покрытия TiN на прочность КМ и зависимости прочности от вида связи проведены испытания на изгиб при 1300°C исходных КМ (после горячего прессования) и КМ после теплового старения. Результаты испытаний показали, что при 1300°C предел прочности исходного КМ, упрочненного волокнами без покрытия, выше в 2,2 раза (по сравнению с пределом прочности матрицы), а КМ, упрочненного волокнами с покрытием, – в 1,8 раза. После теплового старения прочность материала, армированного волокнами с покрытием, увеличивается, превышая прочность матрицы в 2,4 раза.

Полученные результаты по прочности КМ, очевидно, согласуются с установленными видами связи по Р.Р. Бауману [17]. Наиболее высокую прочность показал КМ, у которого после теплового старения связь «матрица–волокно» изменилась со «слабой» на «сильную», при этом прочность его возросла по сравнению с прочностью исходного КМ.

Таким образом, эффективность армирования КМ при использовании порошкового метода, можно повысить не только увеличением коэффициента наполнения армирующего компонента, но и путем установления видов связи и их численных значений, что достигается подбором определенной технологии. При этом надо иметь в виду, что диффузия элементов на границе «матрица–покрытие» может способствовать изменению структуры матрицы и фазового состава в приграничном слое, что в итоге может привести к ее разупрочнению, а чрезмерное химическое взаимодействие на границе «волокно–покрытие» – к коррозии поверхности волокна.

В предложенную концепцию также вписывается тот факт, что прочность КМ, армированного волокнами без покрытия, выше, чем у КМ, армированного волокнами с покрытием TiN. Так, в КМ, армированном волокнами с покрытием, имеются две «слабые» связи («матрица–покрытие» и «волокно–покрытие») по сравнению с КМ, армированным волокнами без покрытия, у которого одна «слабая» связь – «матрица–волокно». Этот вывод подтверждается и результатами теплового старения, где одна из «слабых» связей «матрица–покрытие» переходит в «сильную» вследствие физико-химического взаимодействия между матрицей и покрытием (рис. 3, табл. 1). По-видимому, усиливается и вторая «слабая» связь «волокно–покрытие» за счет взаимной диффузии Al, O и Ti, N (рис. 3, спектры 82 и 83), а связь становится смешанной.

Таким образом, по результатам данных исследований установлено, что:

- диффузионно-барьерное покрытие TiN удовлетворительно защищает МКВ α -Al₂O₃ от коррозионного воздействия Nb;
- предложенная Р.Р. Бауманом качественная оценка видов связи по микроструктуре межфазных границ хорошо согласуется с результатами проведенных исследований – микроструктурных и МРСА;
- качественный прогноз («больше» или «меньше») прочности по видам связи подтверждается исследованиями высокотемпературной прочности при изгибе.

При установлении видов связи с Mo покрытием также проведен анализ микрофотографий торцевых поверхностей шлифов волокон в КМ (рис. 2, в, е). Видно, что химическое взаимодействие по границам «волокно–покрытие–матрица» отсутствует как в исходном КМ, так и в КМ после теплового старения. Следовательно, можно предположить, что все межфазные связи «слабые». Для подтверждения данного вывода проведен предварительный МРСА элементного состава вблизи межфазных границ КМ: исходного – рис. 4, табл. 2 (спектры 16–19) и после теплового старения – рис. 5, табл. 3 (спектры 35–38).

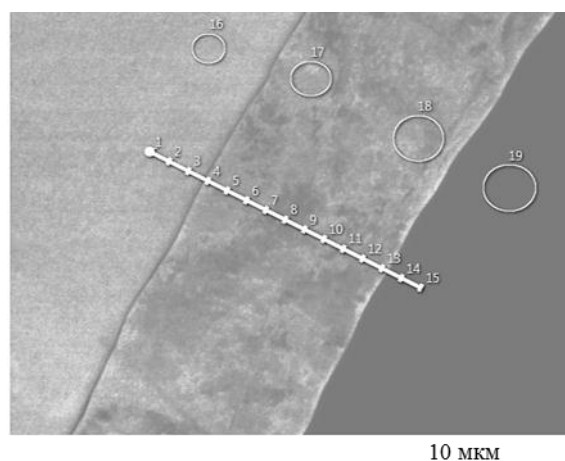


Рис. 4. Карты проведения МРСА элементов в исходном КМ: предварительный анализ – спектры 16–19, линейный микроанализ – спектры 1–15

Таблица 2

Содержание элементов в спектрах предварительного анализа, согласно карте проведения МРСА в исходном КМ (рис. 4)

| Условный номер спектра | Содержание элементов, % (атомн.) | | | |
|------------------------|----------------------------------|------|------|------|
| | Nb | Mo | Al | O |
| 16 | 88,7 | 0 | 0 | 11,3 |
| 17 | 0 | 95,1 | 0 | 4,9 |
| 18 | 0 | 86,9 | 0 | 13,1 |
| 19 | 0 | 0 | 40,1 | 59,9 |

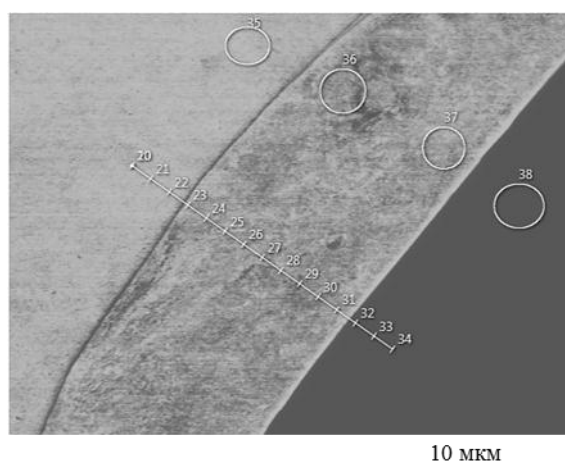


Рис. 5. Карты проведения МРСА элементов в КМ после теплового старения: предварительный анализ – спектры 35–38, линейный микроанализ – спектры 20–34

Таблица 3

Содержание элементов в спектрах, согласно карте проведения МРСА в КМ после теплового старения (рис. 5)

| Условный номер спектра | Содержание элементов, % (атомн.) | | | |
|------------------------|----------------------------------|------|------|------|
| | Nb | Mo | Al | O |
| 35 | 88,6 | 0 | 0 | 11,4 |
| 36 | 0 | 95,8 | 0 | 4,2 |
| 37 | 0 | 94 | 0 | 6 |
| 38 | 0 | 0 | 39,7 | 60,3 |

Из данных табл. 2 и 3 видно, что ниобий не обнаружен ни в спектрах 17–18 (табл. 2), ни в спектрах 36–38 (табл. 3), т. е. он проник в молибденовое покрытие не более чем на 1 мкм как в исходном КМ (рис. 4, спектр 17), так и в КМ после теплового старения (рис. 5, спектр 36), что сильно отличается от картины активности в случае использования покрытия TiN.

Для уточнения этого результата проведены дополнительные исследования с использованием приема элементного линейного (со шкалой ~1 мкм) микроанализа. Установлено (рис. 4), что в исходном КМ фактически на границе с молибденом (спектр 4) количество ниобия составляет 6,3% (атомн.), на расстоянии ~1 мкм от указанной границы (спектр 5): 1,6% (атомн.), на расстоянии ~2 мкм (спектр 6) – ниобий не обнаружен. В КМ после теплового старения (рис. 5) фактически также на границе с молибденом (спектр 23) количество ниобия несколько больше, чем у исходного КМ, и составляет 9,2% (атомн.), но уже на расстоянии ~1 мкм от указанной границы (спектр 24) ниобий отсутствует. Следовательно, ниобий проникает в диффузионно-барьерное молибденовое покрытие на глубину ~1 мкм.

Таким образом, можно констатировать, что молибденовое диффузионно-барьерное покрытие МКВ α -Al₂O₃ обладает значительно лучшими защитными свойствами, чем покрытие из нитрида титана. Отметим также, что после теплового старения связи остаются «слабыми». По-видимому, это связано с тем, что молибден образует с ниобием непрерывный ряд твердых растворов и не взаимодействует с МКВ α -Al₂O₃ при температуре <1900°C. Отсюда следует, что образование межфазной границы идет по механизму высокотемпературной диффузионной сварки, а полученные результаты по прочности КМ не противоречат установленным Р.Р. Бауманом видам связи [17]. Как показали испытания исходного КМ и КМ после теплового старения, высокотемпературная прочность (1300°C) у них приблизительно одинаковая и превосходит прочность матрицы на 35%.

Таким образом, по результатам данного исследования можно сделать следующие выводы:

– при защите от коррозии МКВ α -Al₂O₃ молибденовое покрытие (по сравнению с покрытием TiN) является более эффективным при температурах >1300°C и большой длительности его использования;

– работы по исследованию влияния температурно-временных параметров на структуру межфазных границ и, следовательно, на прочность КМ следует продолжить.

Исследование взаимодействия на межфазных границах в КМ с Nb матрицей, армированной МКВ α -Al₂O₃, показало, что Mo диффузионно-барьерное покрытие обладает преимуществом по сравнению с TiN покрытием как по длительности использования, так и по использованию его при более высоких температурах. Молибденовое покрытие перспективно при разработке высокотемпературных (до 1400°C) КМ, армированных МКВ α -Al₂O₃, для создания авиационных газотурбинных двигателей.

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность сотрудникам ВИАМ: Р.С. Купцову, В.И. Свистунову, Ф.Н. Карачевцеву, Р.М. Дворецкову.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информационных материалов. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.

3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Ефимочкин И.Ю. Высокотемпературные Nb–Si-композиты // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 164–173.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2015).
5. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 60–70.
6. Menon E.S.K., Mendiratta M.G., Dimiduk D.M. Oxidation of complex niobium based alloys / In: International Symposium Niobium; Science & technology. Orlando. December 2–5. 2001. P. 121–146.
7. Weiping Hu, Hao Chen, Yonlong Zhong, Jia Song, Gottstein G. Investigations on NiAl composites fabricated by matrix coated single crystalline Al₂O₃-fibers with and without hBN interlayer // Mater. Sci. China. 2008. №2 (2). P. 182–193.
8. Щетанов Б.В., Стрюков Д.О., Колышев С.Г., Мурашева В.В. Монокристаллические волокна оксида алюминия: получение, структура, свойства // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2014. №4. С. 14–18.
9. Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю., Купцов Р.С., Свистунов В.И. Исследование композиционного материала на основе Nb, армированного монокристаллическими волокнами α-Al₂O₃ с барьерным покрытием TiN и без него // Технология машиностроения (в печати).
10. Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Ефимочкин И.Ю., Щеглова Т.М. Монокристаллические волокна оксида алюминия для высокотемпературных (до 1400°C) композиционных материалов // Технология машиностроения. 2014. №10 (148). С. 5–9.
11. Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю., Паэгле С.В., Карачевцев Ф.Н. Исследование высокотемпературной прочности «in-situ»-композитов на основе Nb, армированных монокристаллическими волокнами α-Al₂O₃ // Авиационные материалы и технологии. 2016 (в печати).
12. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов. Ч. 1 // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. №5. С. 13–26.
13. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов. Ч. 2 // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. №6. С. 10–22.
14. Басаргин О.В., Колышев С.Г., Щетанов Б.В., Щеглова Т.М. Особенности высокотемпературных испытаний при изгибе образцов композиционного материала с матрицей на основе Nb // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №5. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 07.09.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-5-11-11.
15. Самсонов Г.В., Веницкий И.М. Тугоплавкие соединения: справочник. 2-е изд. М.: Металлургия, 1976. 516 с.
16. Мармер Э.Н., Гурвич О.С., Мальцева Л.Ф. Высокотемпературные материалы. М.: Металлургия, 1967. 215 с.
17. Bowman R.R., Misra A.K., Arnold S.M. Processing and Mechanical Properties of Al₂O₃ Fibre-Reinforced NiAl Composites // Metallurgical and Materials Transactions. 1995. V. 26A. P. 615–628.