

УДК 669.293:669.018.95

Б.В. Щетанов¹, И.Ю. Ефимочкин¹, С.В. Паэгле¹, Ф.Н. Карачевцев¹**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ *in-situ*-КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Nb, АРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ ВОЛОКНАМИ α -Al₂O₃**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-3-53-59

При горячем прессовании порошка системы Nb–Si–Ti, полученного механическим легированием, и непрерывных монокристаллических волокон α -Al₂O₃ (с покрытием TiN и без него) изготовлены экспериментальные образцы волокнистого композиционного материала (КМ). Изучены микроструктура и фазовый состав волокнистого КМ с использованием методов рентгенофазового и микрорентгеноспектрального анализов. Фазовый состав матрицы: Nb и Ti в виде твердого раствора, Nb₅Si₃, Nb₃Si, TiSi, Ti₅Si₄ и Nb₄FeSi. Установлено, что в зоне взаимодействия (на границе «матрица–волокно») структура изменилась, что связано с взаимной диффузией элементов матрицы и волокна (покрытия). При диффузии кремния из матричной зоны взаимодействия к волокну обедняется фаза Nb₅Si₃, что приводит к образованию фазы Nb₃Si. Исследована высокотемпературная прочность при изгибе *in-situ*-композитов системы Nb–Si–Ti, армированных монокристаллическими волокнами α -Al₂O₃ с барьерным покрытием и без него. Установлено, что прочность при изгибе при 1300°C композиционного материала, армированного волокнами без покрытия, в 1,5 раза выше, чем у матрицы системы Nb–Si–Ti, а армированного волокнами с покрытием – в 2,5 раза.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 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: *in-situ*-композиты системы Nb–Si–Ti, монокристаллические волокна α -Al₂O₃, диффузионно-барьерное покрытие TiN, высокотемпературная прочность при изгибе, рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный анализ.

A set of experimental samples of fibrous composite materials (CMs) was fabricated by hot pressing techniques from mechanically alloyed powder of ternary Nb–Si–Ti system and continuous single-crystal α -Al₂O₃ fibers with and without TiN coating. The microstructure and phase composition of fibrous CMs were characterized by X-ray diffraction and electron probe microanalysis. Matrix phase composition consists: Nb_{s.s.}, Ti_{s.s.}, Nb₅Si₃, Nb₃Si, TiSi, Ti₅Si₄ and Nb₄FeSi. It is established that the structure in the interaction zone of the matrix-fiber interface is changed due to the mutual elements diffusion of matrix and fiber (coating). Nb₅Si₃ phase is depleted by diffusion of silicon from a matrix interaction zone to the fiber that leads to formation of Nb₃Si phase. High-temperature bending strength of Nb–Si–Ti *in-situ* composites reinforced by single-crystal fibers with and without barrier coating is investigated. It is found that the high-temperature bending strength of CM reinforced by fibers without covering at 1300°C is 1,5 times higher than for the pure (Nb–Si–Ti) matrix; and the one of CM reinforced by fibers with covering is 2,5 times higher.

The work is executed within implementation of the complex scientific direction 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–Si–Ti composites, single-crystal α -Al₂O₃ fibers, diffusion barrier TiN coating, high-temperature bending strength, X-ray diffraction analysis and electron probe microanalysis.

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 работах [2, 3] показано, что жаропрочные никелевые сплавы, включая эвтектические с направленной структурой (с рабочей температурой ~1200°C) из-за относительно низкой температуры плавления (1400°C) и высокой стоимости, не могут рассматриваться в качестве альтернативы высокотемпературным конструкционным ма-

териалам будущего с рабочей температурой 1350°C. Наиболее перспективными для разработки в этом направлении являются эвтектики на основе двойных диаграмм состояния Nb–Si и Nb–Mo с дисперсионным упрочнением интерметаллидами [1, 2]. Кроме того, представляет интерес армирование *in-situ* композиционных материалов волокнами тугоплавких соединений, например монокри-

сталлическими волокнами (МКВ) α -Al₂O₃ [4–6]. Однако, наряду с высокотемпературной ползучестью, сдерживающим фактором для широкого применения материалов указанных систем является их склонность к окислению как при рабочих, так и при более низких температурах [7]. Проблемы возникают и по другим направлениям – несоответствие температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) волокна и матрицы, взаимодействие на границе «волокно–матрица» и др. Несмотря на это система «Nb–МКВ α -Al₂O₃» считается наиболее перспективной при создании суперсплавов, работоспособных при высоких рабочих температурах. Исследования по разработке антиокислительных (для композиционных материалов – КМ) и диффузионно-барьерных покрытий (для МКВ α -Al₂O₃) являются одной из важнейших задач по данной проблеме [8].

Цель работы – изготовление образцов *in-situ*-композитов системы Nb–Si (далее – матрица), армированных монокристаллическими волокнами (МКВ) α -Al₂O₃ с барьерным покрытием и без него, исследование взаимодействия МКВ α -Al₂O₃ с матрицей, установление влияния покрытия и структуры матрицы на высокотемпературную (1300°C) прочность волокнистого композиционного материала. В качестве модели матрицы изучили широко известный *in-situ*-композит системы Nb–16Si–33Ti (в % атомн.) [9], свойства которого близки к требованиям, предъявляемым к конструкционным материалам, в частности по основному критерию – вязкости разрушения, а по другим не менее важным свойствам (например по длительной прочности) материал не отвечает этим требованиям.

Материалы и методы

Для изготовления трехкомпонентной матрицы в качестве исходного сырья брали промышленные порошки ниобия марки НБП2-6 с чистотой 99,7 (ТУ48-4-284–73) и на основе титана марки ПТМ-1 (ТУ14-22-57–92); порошок кремния получали размолотом металлического кремния в шаровой мельнице (содержание железа в помеле не превышало 0,3% по массе).

С помощью лазерного анализатора Analysette 22 MicroTec (Fritsch) устанавливали размер частиц порошков на основе матрицы системы Nb–Si–Ti. Порошок на основе Nb, взятый для сравнения, состоит из двух фракций: мелкий (с условным диаметром ~13 мкм) и более крупный (~35 мкм). Порошок на основе трехкомпонентной матрицы, приготовленный механическим легированием [10], также имеет две фракции приблизительно тех же размеров.

В качестве армирующего наполнителя взяли монокристаллические волокна α -Al₂O₃, так как они обладают исключительно высокой окислительной стойкостью и высокой прочностью при температурах, близких к температуре плавления

волокон (2053°C). Зависимость прочности волокон от диаметра, так же как и прочность при 1400°C, представлены в работах [11, 12]. Следует отметить, что прочность при 1400°C составляет ~500 МПа, при этом она практически не зависит от диаметра волокон во всем диапазоне представленных диаметров (180–400 мкм). В качестве барьерного покрытия (толщина – от 5 до 40 мкм), наносимого на МКВ α -Al₂O₃ ионно-плазменным методом на установке ВУ-1БС, выбрали TiN [12]. Прочность сцепления оценивали по методу рисок (ГОСТ 9.302–88).

С помощью прессования в графитовой пресс-форме при температуре 1400°C и давлении $1 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. ($133,3 \cdot 10^{-3}$ Па) порошка и непрерывных МКВ α -Al₂O₃ (~7% объемн.) с покрытием TiN и без него, изготавливали заготовки (65×65×8 мм), а из них – экспериментальные образцы КМ размером 60×8×6 мм. Провели испытания КМ на трехточечный изгиб при температурах 20 и 1300°C (в среде аргона) на разрывной машине Instron 5882, оснащенной печью сопротивления [12, 13]: база испытаний 40 мм, скорость перемещения траверсы 2 мм/мин.

Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в Cu K α -излучении на массивных образцах, плотность – по методу гидростатического взвешивания (ГОСТ 18898–89).

Изучение структуры материалов и распределения элементов в фазах и на межфазных границах проводили на аппарате JСМА-733 фирмы Jeol с использованием микроанализатора IncaEnergy. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) 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 проводили с использованием программных модулей AzTec.

Результаты

При горячем прессовании порошка системы Nb–Si–Ti, полученного механическим легированием, и непрерывных МКВ α -Al₂O₃ (с покрытием TiN и без него) изготовлены экспериментальные образцы волокнистого КМ.

На рис. 1 представлена рентгенограмма матрицы волокнистого композиционного материала на основе системы Nb–Si–Ti. Экспериментальные значения межплоскостных расстояний (d_{hkl}) всех трех пиков Nb не совпадают с табличными значениями (табл. 1) более чем на 0,001 нм, что свидетельствует об образовании твердого раствора. Кроме указанных трех пиков на рентгенограмме присутствуют и другие линии.

Расшифровка фаз осложняется тем, что практически все силициды Nb и Ti имеют очень близкие значения межплоскостных расстояний (табл. 1).

На основе анализа полученных результатов,

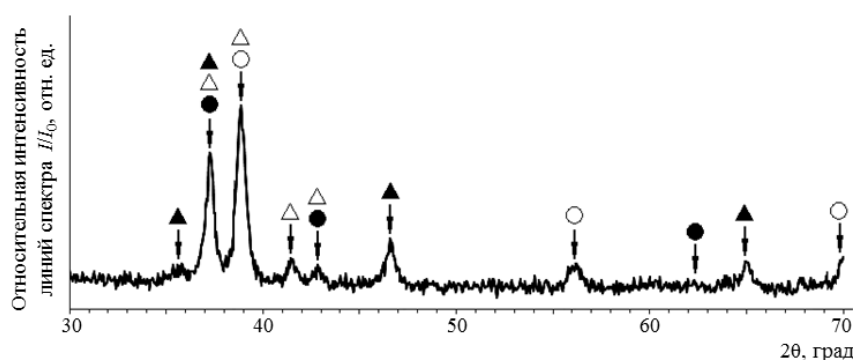


Рис. 1. Рентгенограмма матрицы волокнистого композиционного материала, состоящего из β -твердого раствора Nb (\circ) и фаз Ti_5Si_4 (Δ), Nb_3Si (\bullet) и Nb_4FeSi (\blacktriangle)

Таблица 1

Экспериментальные и табличные значения межплоскостных расстояний (d_{hkl}) фазовых составляющих системы Nb–Si–Ti

Экспериментальные значения	Табличные значения d_{hkl} , нм, и I/I_0^* для фаз																
	Nb		Nb_3Si		Nb_5Si_3		TiSi		Ti_5Si_4		Ti_5Si_3		TiSi ₂		Nb_4FeSi		
d_{hkl} , нм	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0	d	I/I_0
0,252	0,1	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0,253	0,2
0,242	0,8	–	–	0,242	1,0	0,243	0,9	0,244	1,0	0,242	1,0	0,244	0,4	–	–	0,243	1,0
0,233	1,0	0,234	1,0	–	–	–	–	0,234	0,8	0,233	1,0	–	–	0,230	1,0	–	–
0,218	0,2	–	–	–	–	0,219	1,0	0,219	0,8	0,217	1,0	0,220	1,0	–	–	0,219	0,3
0,212	0,1	–	–	0,210	0,8	0,209	0,8	–	–	0,214	0,2	0,212	0,6	0,214	0,4	–	–
0,195	0,3	–	–	–	–	–	–	0,196	0,9	–	–	–	–	–	–	0,196	0,6
0,165	0,2	0,165	0,2	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
0,144	0,1	–	–	–	–	0,143	0,6	0,144	0,5	0,145	0,1	–	–	–	–	0,144	0,9
0,134	0,2	0,135	0,2	–	–	–	–	0,135	0,4	–	–	–	–	–	–	–	–
0,127	0,1	–	–	0,127	0,8	0,127	0,9	–	–	–	–	–	–	–	–	0,127	1,0
0,117	0,2	–	–	–	–	0,118	1,0	0,117	0,1	–	–	–	–	–	–	0,117	0,2

* I/I_0 – относительная интенсивность линий спектра.

по мнению авторов, в данной системе с большой степенью вероятности присутствуют следующие фазы: β -твердый раствор Nb, Nb_3Si , Ti_5Si_4 и Nb_4FeSi . Могут присутствовать фазы TiSi и Nb_5Si_3 , но в значительно меньшем количестве. Наиболее точно соответствует пикам, полученным на рентгенограмме, фаза Nb_4FeSi , появление которой может быть связано с внесением Si в исходные порошки Fe как в ходе помола, так и при механическом легировании.

Для уточнения полученных результатов проводили исследование элементного состава с использованием метода МРСА. На рис. 2 представлена микроструктура матрицы, полученная со шлифа с помощью РЭМ в режиме обратно отраженных электронов. При этом наблюдали Z-контраст, который пропорционален плотности фазовых составляющих. В соответствии с проведенным анализом белая составляющая имеет максимальную плотность и ее можно идентифицировать как β -твердый раствор на основе ниобия, что

подтверждено результатами МРСА (табл. 2).

Остальные фазы, идентифицированные с помощью РФА, согласно плотности, рассчитанной по химической формуле, расположились по убывающей в следующей последовательности: Nb_4FeSi , Nb_3Si , Nb_5Si_3 , Ti_5Si_3 , Ti_5Si_4 , TiSi и TiSi₂. В табл. 2 приведено содержание элементов в фазовых составляющих, представленных на рис. 2.

Спектральный анализ показал, что в спектрах 53–55 наиболее вероятно присутствие фазы на основе твердого раствора Ti в связи с меньшим содержанием ниобия и кремния. Титан не приведен на рентгенограмме из-за крайне низкой интенсивности пиков от него и наложением на пики ниобия. Этот вывод не исключает наличия силицидов титана в этих спектрах. На рис. 3 представлены фотографии поверхности шлифов исходного КМ*, армированного волокнами без покрытия (рис. 3, а) и с покрытием (рис. 3, б), на которых хорошо видны изображения границ «матрица–волокно» (рис. 3, а) и «матрица–покрытие–

* Работа выполнена О.Б. Тимофеевой.

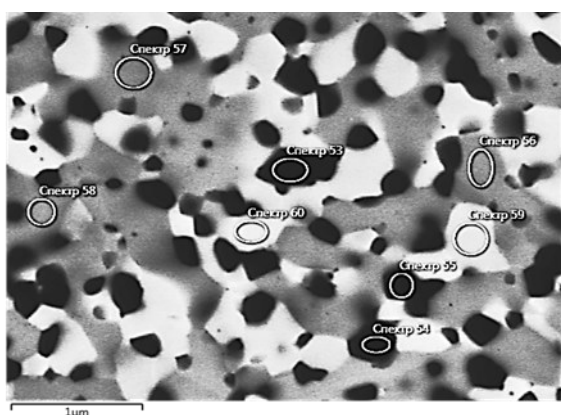


Рис. 2. Микроструктура *in-situ*-композита системы Nb-Si-Ti с картой проведения микрорентгеноспектральных исследований

Таблица 2

Содержание элементов в фазовых составляющих

Цвет фазовой составляющей	Условный номер спектра	Содержание элементов, % (атомн.)					
		Nb	Si	Ti	O	Fe	Σ
Черный	53	25,3	1,6	55,2	17,4	0,5	100,0
	54	26,8	9,3	47,2	14,6	2,1	100,0
	55	33,8	3,0	48,0	15,3	0	100,0
Серый	56	50,8	18,2	16,8	7,1	7,1	100,0
	57	50,8	19,2	17,7	5,0	7,4	100,0
	58	50,3	17,5	19,9	6,4	5,8	100,0
Белый	59	67,4	5,6	17,0	8,9	1,1	100,0
	60	61,9	7,4	17,5	11,0	2,2	100,0

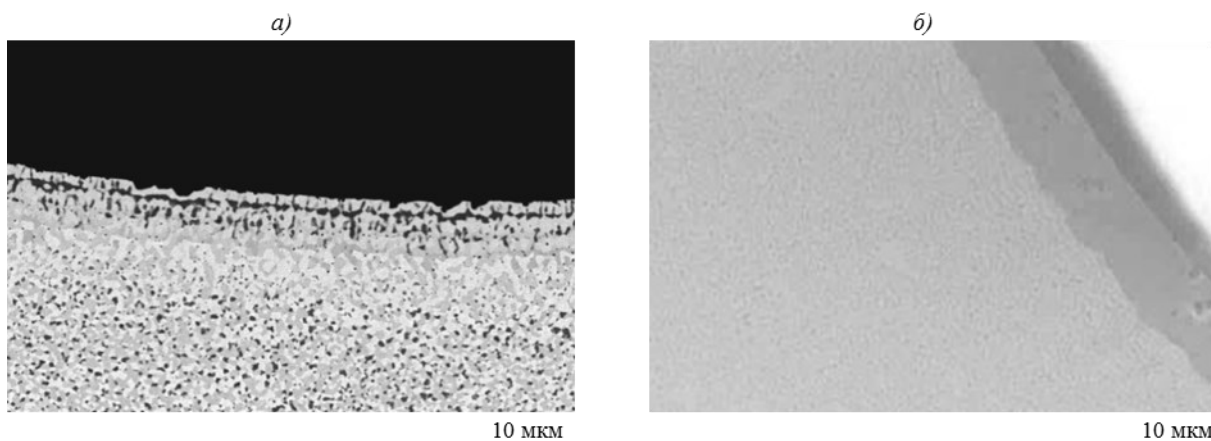


Рис. 3. Микроструктура (*a* – $\times 1000$; *b* – $\times 1500$) межфазных границ в композиционном материале на основе матрицы системы Nb-Si-Ti, армированной монокристаллическими волокнами α -Al₂O₃, после горячего прессования: без покрытия (*a*) и с барьерным покрытием TiN (*b*). На фото (*a*) – волокно черного цвета, на фото (*b*) – белого (изображение во вторичных электронах); матрица – серая, барьерное покрытие – темно-серое

волокно» (рис. 3, *b*). На границе «матрица-волокно» (рис. 3, *a*) видна зона взаимодействия – чередующиеся полосы различного контраста шириной ~30 мкм. Изменения в структуре, по-видимому, произошли как в матрице, так и в волокне. При армировании матрицы волокнами с покрытием ни на границе «покрытие-матрица», ни на границе «покрытие-волокно» изменений в структуре не обнаружено (рис. 3, *b*).

Обсуждение и заключения

Фазовый состав матрицы. Наиболее сложной

при расшифровке оказалась серая фазовая составляющая (см. рис. 2, спектры 56–58), так как этот цвет содержит большое количество оттенков. По-видимому, это связано с присутствием различных силицидов, а также фаз в виде твердых растворов. Что касается белой фазовой составляющей, то в спектрах 59 и 60, безусловно, подтверждается наличие твердого раствора ниобия.

Дополнительно следует также иметь в виду, что легирование осуществляли механическим способом и, следовательно, отдельная частица порошка может состоять из всех введенных в

шихту элементов, которые отличаются друг от друга по их количественному соотношению. Порошок спекали при температуре 1400°C, что значительно ниже температуры солидус, поэтому ниобий имеет неограниченную растворимость в титане (так же, как и титан в ниобии), и, по мнению авторов, все фазы имеют право на существование, так как они промежуточные и могут образовываться в виде твердых растворов с различными кристаллическими решетками. Такие фазы термодинамически нестабильны, поэтому данные, полученные авторами для межплоскостных расстояний и интенсивностей пиков, не всегда соответствуют табличным значениям. Практически переход одной фазы в другую идет постоянно и активизируется при повышенных температурах. Этот вывод подтверждает результаты проведенных рентгеноструктурных исследований (см. рис. 1, табл. 1) и не противоречит данным, приведенным в работе [14].

Таким образом, матрица состоит не только из твердого раствора Nb и фаз Nb₃Si, Nb₅Si₃, данные о которых часто встречаются в научной литературе, но и из твердого раствора Ti и фаз Nb₄FeSi, Ti₅Si₃, Ti₅Si₄, TiSi и TiSi₂.

Структура, фазовый состав в зоне взаимодействия и прочностные свойства. Одна из целей данной работы – установление взаимодействия волокон с матрицей, а также их влияние на стабильность структуры матрицы и ее фазового состава.

Однако, не вводя понятия о межфазной связи, трудно сделать даже предварительный вывод о степени взаимодействия и, следовательно, об эффекте упрочнения КМ волокнами α-Al₂O₃. В работе [15] были введены следующие понятия:

– «сильная» связь возникает тогда, когда происходит химическое взаимодействие между матрицей и армирующим волокном;

– «слабая» (механическая) межфазная связь образуется в основном за счет трения.

В работе [15] также были определены численные значения межфазной связи для композитов системы Ni–Al при выдавливании волокна из матрицы:

Вид связи	Прочность связи, МПа
«Слабая»	~280
«Сильная»	~100.

На основании понятия о межфазной связи можно сделать вывод, что в исследованных КМ в первом случае (рис. 3, а) образовалась «сильная» связь (имеется зона химического взаимодействия толщиной 25–30 мкм), во втором (рис. 3, б) – на обеих межфазных границах «матрица–покрытие» и «покрытие–волокно» – связь «слабая». Следует обратить внимание, что в матрице, граничащей непосредственно с волокном (без покрытия), произошло изменение ее структуры.

С помощью метода МРСА были дополнены рентгенофазовые и структурные исследования зон взаимодействия. На рис. 4 представлена мик-

роструктура КМ, которая включает зону взаимодействия «матрица–волокно» с картой проведения микрорентгеноспектральных исследований – результаты представлены в табл. 3. На рис. 4 слева от зоны взаимодействия «матрица–волокно» видна структура исходной матрицы, наиболее часто упоминаемой в научной литературе, фазовый состав которой указан на микроструктуре: β-твердый раствор Nb, фазы Nb₃Si и Nb₅Si₃.

Структура матрицы, входящая в зону взаимодействия (вплоть до границы с волокном), отличается от структуры исходной матрицы отсутствием фазы черного цвета, т. е. Nb₅Si₃-фазы.

Изменился и элементный состав оставшихся фаз (табл. 3): спектр 1 – по-видимому, присутствуют две фазы – Nb₃Si и Ti₅Si₄; спектр 2 – β-твердый раствор Nb. Произошли изменения структуры и фазового состава и в приграничной зоне волокна – структура стала крупнозернистой и двухцветной. В исходном волокне вне пределов зоны взаимодействия монокристаллическая структура осталась неизменной (спектр 6). Исключение составляет боковая поверхность, которая (рис. 4 и 5) сильно деградировала, по-видимому, из-за воздействия ниобия (рис. 4, спектры 3–5).

Представлял также интерес механизм образования «барьерного вала» на границе зоны взаимодействия «матрица–волокно» – вертикальная серая полоса на рис. 4. На рис. 5, а, б показан участок границы «матрица–волокно»: в лучах Si – рис. 5, а (белый цвет), в лучах Al – рис. 5, б (белый цвет). Видно (рис. 5, а), что кремний располагается в матрице до «барьерного вала», после которого его содержание резко снижается, т. е. наблюдается диффузия кремния, которая резко замедляется на границе с волокном (рис. 5, а, б).

При сопоставлении рис. 5, а и б видно, что в процессе спекания произошла взаимная диффузия элементов в приграничной зоне с образованием «сильной» связи между матрицей и волокном. Ширина зоны взаимодействия (межфазная граница) равна ~30 мкм. Ранее отмечалось, что диффузия элементов на границе «матрица–волокно» приводит к изменению как структуры матрицы, так и ее фазового состава в приграничном слое – происходит деградация упрочняющей фазы (МКВ α-Al₂O₃). Таким образом, возможно снижение эффекта упрочнения КМ.

Для проверки этого предположения проведены дополнительные исследования по распределению элементов в зоне взаимодействия между матрицей и волокном с покрытием TiN. На рис. 5, в представлен участок границы «матрица–покрытие–волокно» в лучах Ti (серый цвет) и Nb (белый цвет). Справа на сером фоне видны отдельные светлые точки, которые относятся к ниобию, – даже после 10 ч выдержки при температуре 1300°C Nb не повредил поверхность волокна (черный цвет в правом верхнем углу – рис. 5, в). Согласно работе [16] и результатам исследований авторов данной статьи межфазных границ КМ, упрочнен-

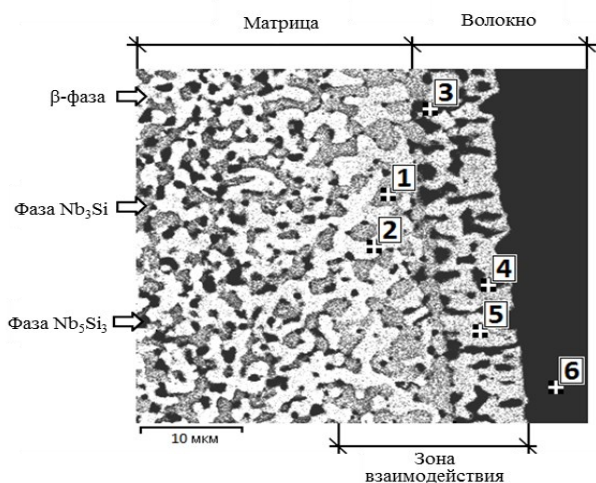


Рис. 4. Микроструктура композиционного материала в зоне взаимодействия «матрица–волокно» с картой проведения микрорентгеноспектральных исследований (1–6 – спектры)

Таблица 3

Содержание элементов в фазовых составляющих

Условный номер спектра	Цвет	Содержание элементов, % (атомн.)					
		Nb	Si	Ti	Fe	Al	O
1	Серый	39	28	24	<1	9	–
2	Белый	60	5	18	–	17	–
3	Черный	26	16	35	–	9	14
4	Черный	7	–	59	–	4	30
5	Серый	42	3	17	<1	26	12
6	Черный	–	–	–	–	46	54

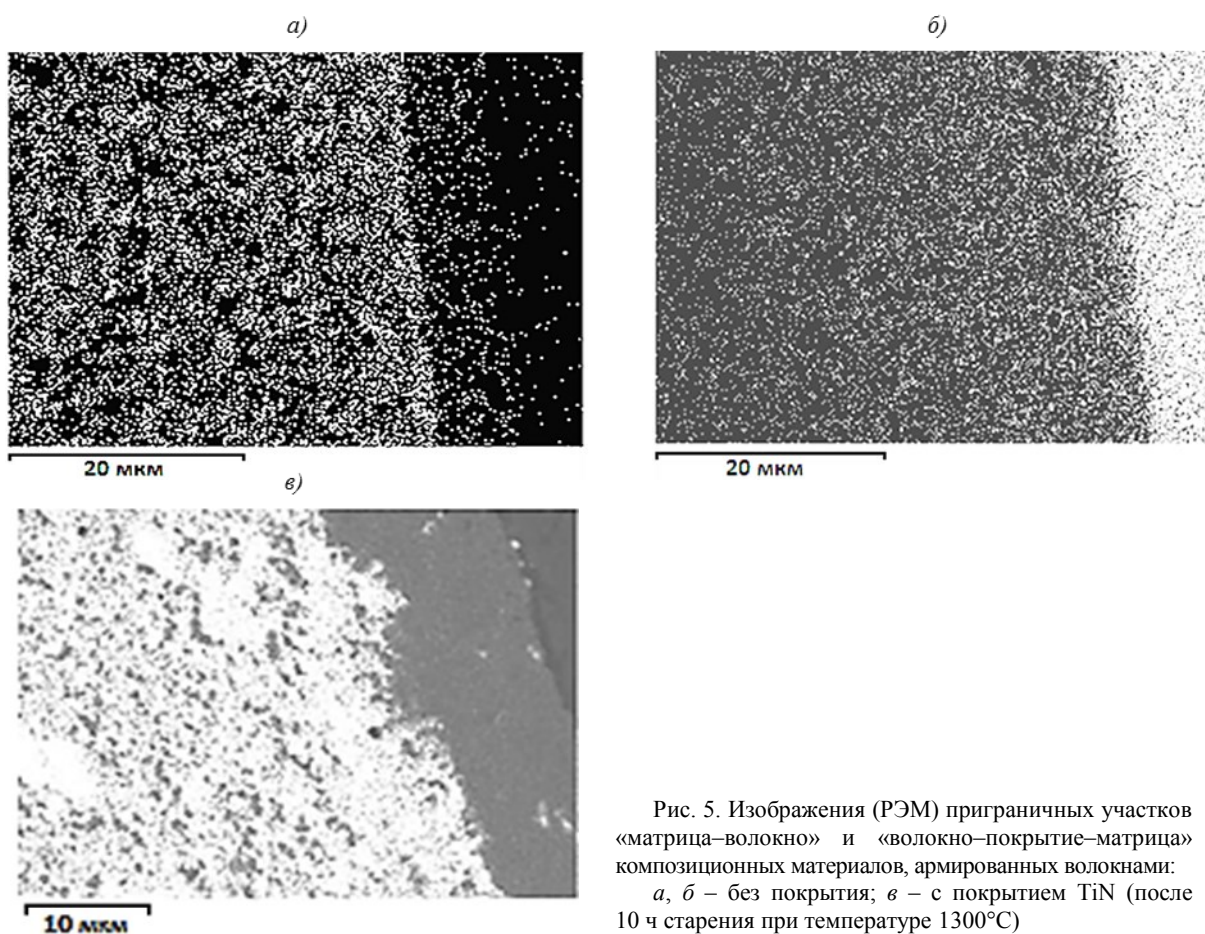


Рис. 5. Изображения (РЭМ) приграничных участков «матрица–волокно» и «волокно–покрытие–матрица» композиционных материалов, армированных волокнами: а, б – без покрытия; в – с покрытием TiN (после 10 ч старения при температуре 1300°C)

ного МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, межфазные связи «матрица–покрытие» и «покрытие–волокно» различны. В первом случае у исходного КМ обе связи «слабые» (рис. 3, б), во втором случае (рис. 5, в) связь «матрица–покрытие» – «сильная», а связь «покрытие–волокно» – «слабая». Таким образом, можно считать, что технология изготовления КМ дает возможность контролировать виды межфазных связей и управлять ими. Подтверждением этого являются результаты испытаний при изгибе как при комнатной температуре, так и при температуре 1300°C композиционных материалов, армированных МКВ $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ без покрытия (первый тип, рис. 3, а) и упрочненных волокнами с покрытием TiN (второй тип, рис. 3, б). Прочность при 23°C композиционного материала первого типа приблизительно равна прочности матрицы, у второго типа – несколько ниже; прочность при температуре 1300°C композиционного материала первого и второго типов превысила прочность матрицы в 1,5 и 2,5 раза соответственно. Анализ видов связи показывает, что при комнатной температуре у КМ первого типа при образовании связи произошла как деградация волокна, так и изменение структуры матрицы (исчезла упрочняющая дисперсная фаза Nb_5Si_3), граничащей с во-

локном. Таким образом, в зоне взаимодействия происходит изменение как структуры, так и фазового состава, которое наиболее ярко проявляется при взаимодействии матрицы с волокном без покрытия, что не позволяет реализовать прочность волокон. Для КМ с покрытием условия передачи нагрузки с матрицы на волокна иные, так как на волокна нанесено диффузионно-барьерное покрытие, которое их защищает (до 10 ч при указанной высокой температуре испытаний) от коррозионного воздействия элементов, входящих в состав матрицы. Сказанное согласуется с установленными в работе [15] видами связей по критериям Баумана.

Таким образом, высокотемпературные КМ на основе ниобия, армированные монокристаллическими волокнами с диффузионно-барьерным покрытием, в перспективе могут быть использованы для деталей горячего тракта авиационных газотурбинных двигателей.

Благодарности

Авторы статьи выражают благодарность сотрудникам ВИАМ: О.В. Басаргину, С.Г. Кольшеву, Т.М. Щегловой, В.Г. Колодочкиной.

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., Светлов И.Л., Ефимочкин И.Ю. Высокотемпературные Nb–Si-композиты // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 164–173.
3. ULTMAT Final Activity Report. Sept. 2008.
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: 25.03.2015).
5. 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.
6. Щетанов Б.В., Купцов Р.С., Свистунов В.И. Методы получения монокристаллических волокон оксида алюминия для создания композиционных материалов и высокотемпературной волоконной оптики // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2013. №4. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 25.03.2015).
7. Menon E.S.K., Mendiratta M.G., Dimiduk D.M. Oxidation of complex niobium based alloys // *International Symposium Niobium; Science & Technology*. Orlando. 2001. P. 121–146.
8. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 60–70.
9. Jackson M.R., Bewley B.P., Rowe R.G., Skelly D.W., Lipsitt H.A. High Temperature Refractory Metall-Intermetallic Composites // *JOM*. 1996. V. 48. №1. P. 39–44.
10. Benjamin J.S. Dispersion Strengthened Superalloys by Mechanical Alloying // *Metallurgical Transactions*. 1970. V. 10. P. 2943–2951.
11. Щетанов Б.В., Стрюков Д.О., Кольшев С.Г., Мурашева В.В. Монокристаллические волокна оксида алюминия: получение, структура, свойства // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2014. №4. С. 14–18.
12. Басаргин О.В., Кольшев 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: 25.03.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-5-11-11.
13. Басаргин О.В., Щеглова Т.М., Никитина В.Ю., Свистунов В.И. Способ определения прочности при растяжении монокристаллических волокон Al_2O_3 при температуре 1400°C // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн*. 2014. №4. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru>. (дата обращения: 25.03.2015). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-4-3-3.
14. Zhao J.-C., Jackson M.R., Peluso L.A. Mapping of the Nb–Ti–Si phase diagram using diffusion multiples // *Materials Science and Engineering A372*. 2004. P. 21–27.
15. Bowman R.R., Misra A.K., Arnold S.M. Processing and Mechanical Properties of Al_2O_3 Fibre-Reinforced NiAl Composites // *Metallurgical and Materials Transactions*. 1995. V. 26A. P. 615–628.
16. Светлов И.Л., Абузин Ю.А., Бабич Б.Н., Власенко С.Я., Ефимочкин И.Ю., Тимофеева О.Б. Высокотемпературные ниобиевые композиты, упрочненные силицидами ниобия // *Журнал функциональных материалов*. 2007. Т. 1. №2. С. 48–53.