

УДК 621.791

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-1-51-59

Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al–Ni и Al–Ni–Cr после высокотемпературных нагревов

© 2016 г. В.Г. Шморгун, А.И. Богданов, А.О. Таубе, А.Г. Серов

Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)

Статья поступила в редакцию 18.09.15 г., доработана 12.10.15 г., подписана в печать 14.10.15 г.

Исследована трансформация структуры, фазового и химического составов покрытий систем Al–Ni и Al–Ni–Cr, полученных путем диффузионного взаимодействия при термообработке сваренных взрывом слоистых композитов 12X1MF+НП2+АД1 и 12X1MF+Х20Н80+АД1. Установлено, что с увеличением времени выдержки при температуре 1100 °С происходит выравнивание химического состава в поверхностной части покрытия, сопровождающееся ростом содержания никеля и снижением доли алюминия. Показано, что диффузионное перераспределение алюминия по толщине покрытия в процессе температурного воздействия в системе Al–Ni–Cr происходит медленнее, чем в бинарной системе Al–Ni.

Ключевые слова: сварка взрывом, слоистый композиционный материал, защитное покрытие, диффузия, алюминиды никеля, фазовый и химический составы.

Шморгун В.Г. – докт. техн. наук, профессор кафедры материаловедения и композиционных материалов ВолгГТУ (400005, г. Волгоград, пр-т Ленина, 28). Тел.: (8442) 24-80-94. E-mail: vgshmorgun@mail.ru.

Богданов А.И. – канд. техн. наук, ст. препод. этой кафедры. Тел.: (8442) 24-80-94. E-mail: bogarty@mail.ru.

Таубе А.О. – аспирант, мл. науч. сотр. этой кафедры. E-mail: alekstaube@yandex.ru.

Серов А.Г. – магистрант этой кафедры. E-mail: serov@ftkm.ru.

Для цитирования: Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О., Серов А.Г. Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al–Ni и Al–Ni–Cr после высокотемпературных нагревов // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 1. С. 51–59. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-1-51-59.

Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O., Serov A.G.

Transformation of chemical and phase composition of the Al–Ni and Al–Ni–Cr laminated coatings after high-temperature heating

The study covers transformation of the structure, phase and chemical composition in the Al–Ni and Al–Ni–Cr coatings obtained by the diffusion interaction under the heat treatment of the impact bonded 12Kh1MF+NP2+AD1 and 12Kh1MF+Kh20N80+AD1 laminated composites. It was found that increasing the hold time at 1100 °C leads to the stabilization of chemical composition in the surface coating accompanied by the increase of nickel and decrease of aluminium proportion. It was shown that redistribution of aluminium within the diffusion coating during the temperature impact is slower in the Al–Ni–Cr system than in the binary Al–Ni system.

Keywords: impact bonding, laminated composite material, protective coating, diffusion, nickel aluminides, phase and chemical compositions.

Shmorgun V.G. – Dr. Sci. (Tech.), prof., Department of materials science and composite materials (MS&CM), Volgograd State Technical University (VSTU) (400005, Russia, Volgograd, Lenin avenue, 28). Tel.: (8442) 24-80-94. E-mail: vgshmorgun@mail.ru.

Bogdanov A.I. – Cand. Sci. (Tech.), senior lecturer, Department of MS&CM, VSTU. Tel.: (8442) 24-80-94. E-mail: bogarty@mail.ru.

Taube A.O. – postgraduate student, junior researcher, Department of MS&CM, VSTU. E-mail: alekstaube@yandex.ru.

Serov A.G. – undergraduate student, Department of MS&CM, VSTU. E-mail: serov@ftkm.ru.

Citation: Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O., Serov A.G. Transformatsiya khimicheskogo i fazovogo sostavov sloistykh pokrytii sistem Al–Ni i Al–Ni–Cr posle vysokotemperaturnykh nagrevov. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 1. С. 51–59. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2016-1-51-59.

Одним из эффективных методов повышения жаростойкости стальных деталей газовых и паровых турбин, работающих при температурах 650–700 °С, является создание на их поверхности слоистых покрытий Ni/Ni₂Al₃ [1–4]. В таких покрытиях каждый слой несет определенную функциональную нагрузку: никелевый слой играет

роль диффузионного барьера, предотвращающего проникновение атомов алюминия в стальную основу, а также обеспечивает высокую адгезию покрытия к подложке, а наружный слой алюминиды никеля Ni₂Al₃ защищает основу от окисления за счет образования на его поверхности плотной оксидной пленки Al₂O₃.

Срок службы слоистого покрытия, ввиду наличия градиента концентраций, будет определяться кинетикой диффузионных процессов между подслоем никеля и интерметаллидом Ni_2Al_3 , которые неизбежно приведут к уменьшению содержания алюминия у поверхности покрытия ниже критического уровня [5], необходимого для формирования Al_2O_3 . Известно [6], что использование в качестве подслоя вместо Ni сплава системы Ni—Cr может понизить необходимую для образования Al_2O_3 концентрацию алюминия.

В связи с изложенным, в настоящей работе проведен сравнительный анализ последовательности и кинетики фазовых трансформаций в слоистых покрытиях систем Al—Ni и Al—Ni—Cr.

Материалы и методика эксперимента

Покрытия получали с помощью комплексной технологии [7], включающей следующую последовательность операций:

- нанесение на стальную основу (в качестве модельного материала подложки использовали жаропрочную сталь мартенситно-ферритного класса марки 12Х1МФ толщиной 10 мм) методом сварки взрывом никеля НП2 (или сплава X20H80) толщиной 0,5 мм;

- прокатка полученного биметалла для получения толщин подслоя 0,1—0,2 мм;

- нанесение на подслой НП2 (или X20H80) методом сварки взрывом алюминия АД1 толщиной 0,7 мм;

- термообработка полученных образцов при $t = 600\text{ }^\circ\text{C}$ для формирования на подслое НП2 (или X20H80) диффузионной зоны [8—10].

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный микроскоп «Olympus BX61») и электронной (растровый электронный микроскоп «Verga 3D») микроскопии. Рентгеновскую съемку выполняли на дифрактометре ДРОН-3 в характеристическом излучении CuK_α . Для идентификации фаз использовали программу «Crystallographica» (Oxford Cryosystems Ltd) с базой данных «Powder Diffraction File-2» (The International Center for Diffraction Data). Микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью энергодисперсионного спектрометра «EDAX Trident XM 4».

Нагревы образцов с покрытиями осуществляли в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 при $t = 1100\pm 50\text{ }^\circ\text{C}$ для интенсификации фазовых пере-

ходов, поскольку, по данным [2], их длительность, приводящая к понижению концентрации алюминия в поверхностном слое ниже критической при температуре, близкой к эксплуатационной ($650\text{ }^\circ\text{C}$), составляет сотни тысяч часов. Время выдержки при $t = 1100\pm 50\text{ }^\circ\text{C}$ составляло 2—300 ч.

Результаты и их обсуждение

Покрытия системы Al—Ni

Металлографические исследования и рентгеноспектральный анализ показали, что после самопроизвольного отделения слоя алюминия от диффузионной зоны при охлаждении образцов после нагрева до $600\text{ }^\circ\text{C}$ [10] на поверхности никеля формируется сплошной гомогенный слой толщиной 50—70 мкм, представляющий собой интерметаллид Ni_2Al_3 (рис. 1, а, б) с содержанием алюминия ~39,42 мас. %.

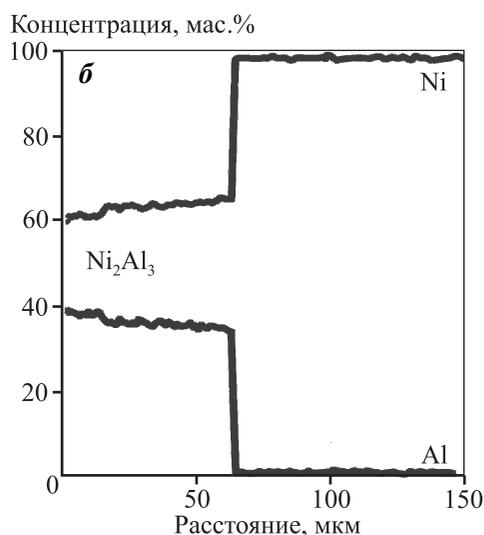
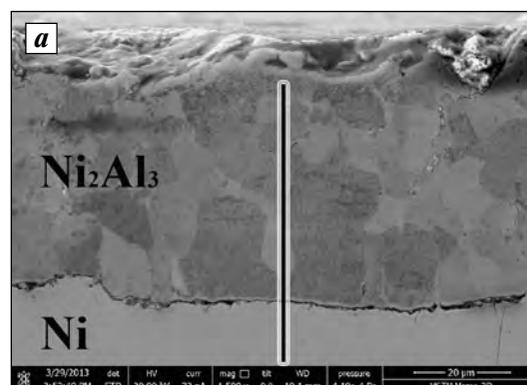


Рис. 1. СЭМ-изображение покрытия системы Al—Ni (а) и распределение элементов в его поперечном сечении (б)

Линией обозначена область сканирования

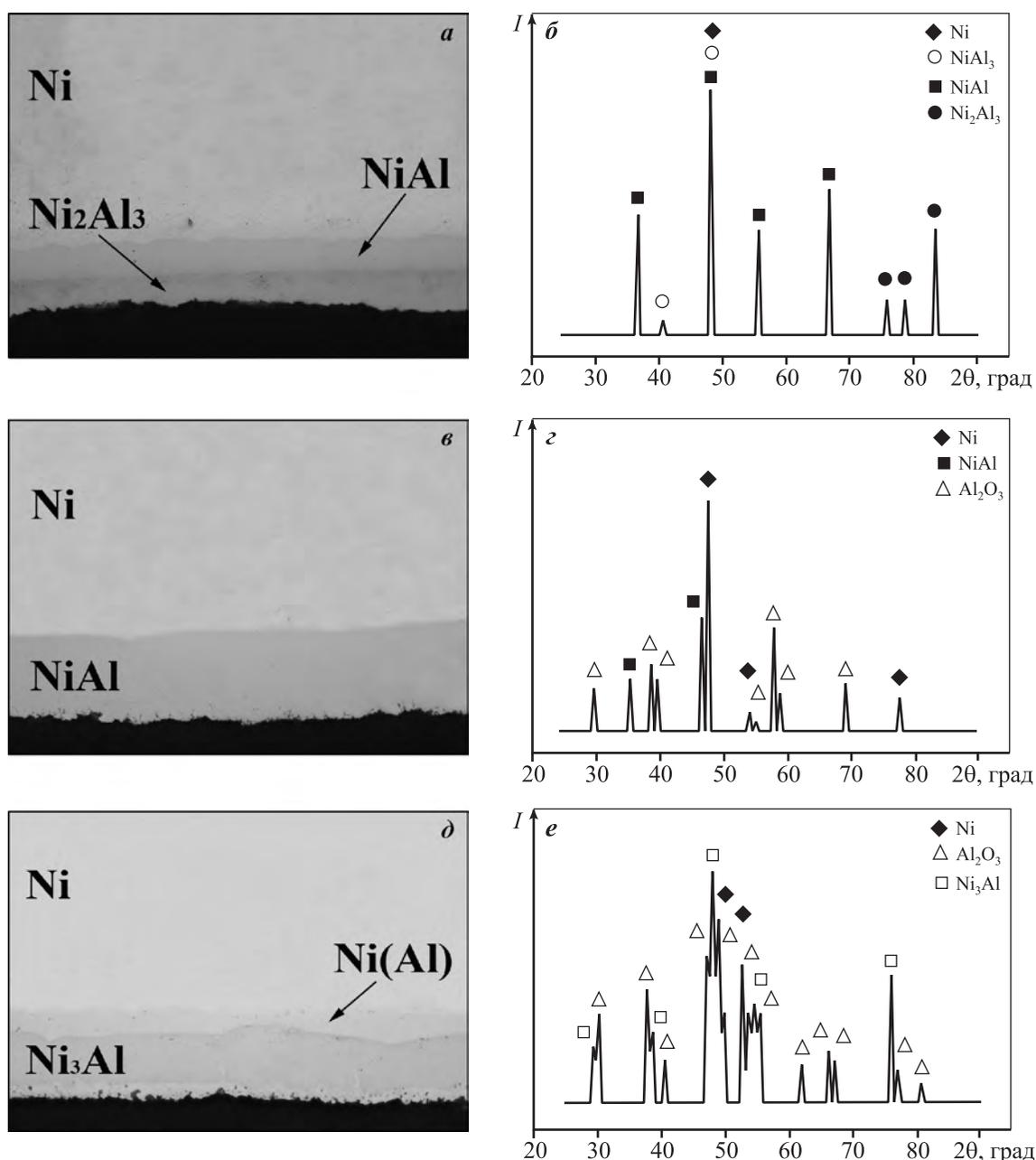


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) Al–Ni-покрытия после нагрева при $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 (а), 10 (б), 50 (д) ч и соответствующие им дифрактограммы (б, г, е)

Анализ полученных экспериментальных данных по нагревам образцов с покрытиями при $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ позволил установить следующее. При выдержке образца в течение 2 ч между слоем НП2 и Ni_2Al_3 образовалась прослойка NiAl (рис. 2, а, б). После 10-часовой выдержки был обнаружен только интерметаллид NiAl (рис. 2, в, г), а Ni_2Al_3 отсутствовал. На дифрактограмме присутствовали также рефлексы от Al_2O_3 , что свидетельствовало о формировании на поверхности NiAl оксидной пленки. Выдержка в течение 50 ч привела к транс-

формации NiAl в Ni_3Al , а между слоем НП2 и прослойкой Ni_3Al образовался твердый раствор Ni(Al) — никелевый аустенит переменной концентрации (рис. 2, д, е).

Увеличение времени выдержки до 100 ч привело к расширению зоны твердого раствора за счет уменьшения прослойки Ni_3Al и слоя НП2 (рис. 3).

Таким образом, фазовые переходы в Al–Ni-покрытии при $t = 1100\text{ }^\circ\text{C}$ идут в следующей последовательности: $\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al} \rightarrow \text{Ni(Al)}$. Выдержка при $1100\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 100 ч приводит к

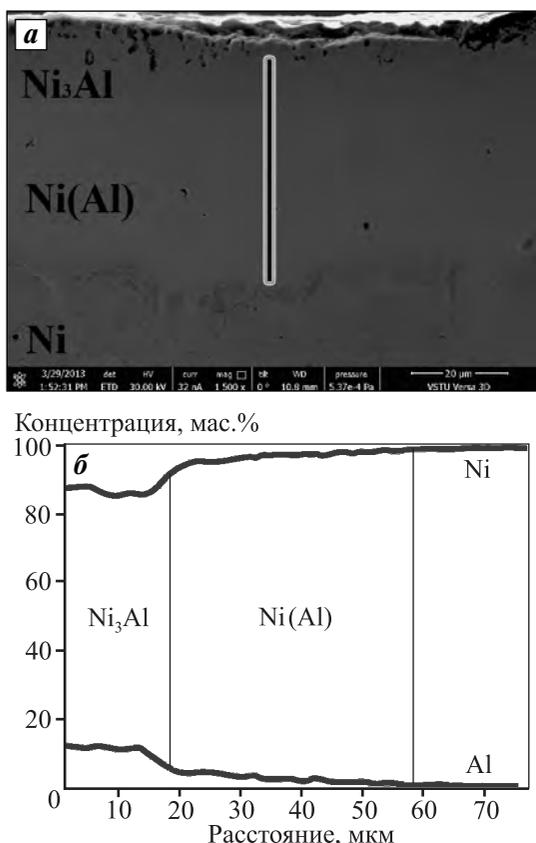


Рис. 3. СЭМ-изображение реакционной зоны (а) и распределение Ni и Al в ее поперечном сечении (б) после нагрева при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 100 ч. Линией обозначена область сканирования

снижению содержания алюминия в поверхностном слое покрытия с 39,42 до 13,5 мас.%

Покрyтия системы Al–Ni–Cr

Анализ данных металлографических исследований показал, что после самопроизвольного отделения слоя алюминия от диффузионной зоны при охлаждении образцов после нагрева до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ [10] на подложке из сплава X20H80 формируется сплошная диффузионная зона гетерогенного строения толщиной $\sim 150\text{ }\mu\text{m}$, которую, по мере удаления от поверхности, можно визуально разделить на три прослойки (рис. 4, а).

Первая прослойка, находящаяся на поверхности, состоит преимущественно из CrAl_7 (рис. 4, б, табл. 1, точка 1). Вторая — представляет собой механическую смесь двух интерметаллидов — NiAl_3 и CrAl_7 (рис. 4, в, табл. 1, точки 2 и 3 соответственно), причем дисперсность включений CrAl_7 по мере удаления от первой прослойки к границе с X20H80

уменьшается. Третья прослойка имеет столбчатую структуру, ориентированную перпендикулярно границе раздела «покрытие—X20H80» (рис. 4, з). Согласно данным рентгеноспектрального анализа, третья прослойка состоит из Ni_2Al_3 (рис. 4, д, табл. 1, точки 4, 5) и мелкодисперсных включений CrAl_7 (рис. 4, д, табл. 1, точка б). Полученные данные по химическому составу Ni_2Al_3 несколько отличаются от стехиометрических, что не противоречит диаграмме состояния Al–Ni [11], так как указанное соединение является бертоллидом и имеет область гомогенности 55,3–60,0 мас.% Ni.

Результаты исследования фазового состава покрытия с помощью рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 5. Достоверно идентифицированы следующие фазы: CrAl_7 , NiAl_3 и Ni_2Al_3 . Следует отметить, что большинство фаз, образование которых возможно в системе Al–Ni–Cr, имеют близкие углы отражения 2θ , что обуславливает наложение соответствующих рефлексов на дифрактограммах.

Таблица 1. Результаты точного рентгеноспектрального микроанализа

Зона анализа (см. рис. 4, б, д)	Элемент	Содержание элемента		Возможная ошибка, %	Фаза
		мас.%	ат.%		
1	Ni	–	–	–	CrAl_7
	Cr	23,1	12,8	2,16	
	Al	76,9	87,2	1,72	
2	Ni	42,15	25,5	2,25	NiAl_3
	Cr	–	–	–	
	Al	57,85	74,5	3,17	
3	Ni	–	–	–	CrAl_7
	Cr	25,8	13,9	2,71	
	Al	74,2	86,1	3,31	
4	Ni	56,3	35,3	2,27	Ni_2Al_3
	Cr	–	–	–	
	Al	43,7	64,7	3,54	
5	Ni	57,1	36,4	1,98	Ni_2Al_3
	Cr	–	–	–	
	Al	42,9	63,6	2,34	
6	Ni	–	–	–	CrAl_7
	Cr	24,4	13,6	2,64	
	Al	75,6	86,4	3,48	

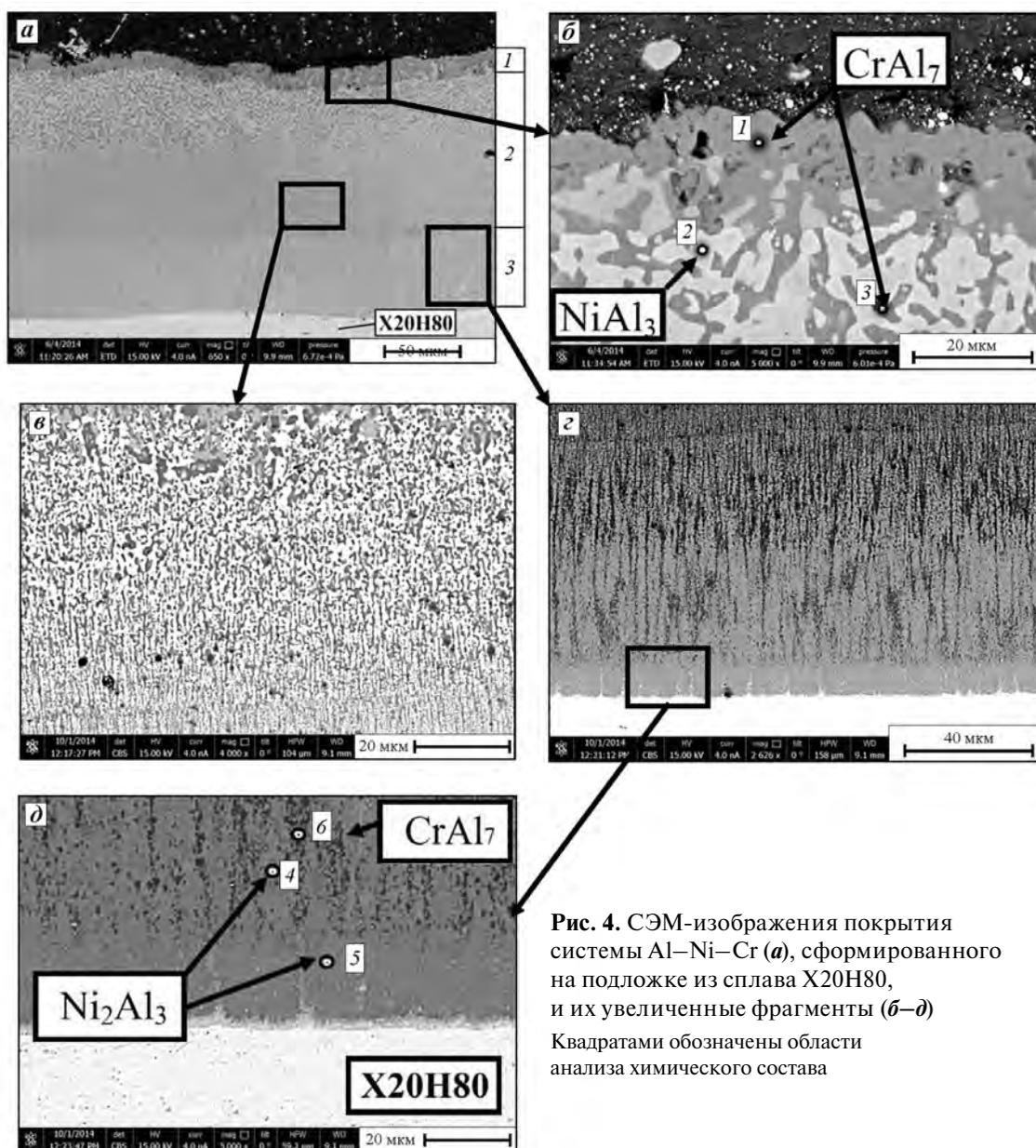


Рис. 4. СЭМ-изображения покрытия системы Al–Ni–Cr (а), сформированного на подложке из сплава X20H80, и их увеличенные фрагменты (б–д) Квадратами обозначены области анализа химического состава

Двухчасовая выдержка при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к диффузионному перераспределению компонентов и формированию более однородной структуры покрытия (рис. 6, а). Со стороны X20H80 образуется гомогенный слой NiAl_3 (рис. 6, а, табл. 2), а ближе к поверхности — структура эвтектического типа ($\text{NiAl}_3 + \text{Ni}_2\text{Al}_3$), кристаллизующаяся (температура плавления алюминидов NiAl_3 — $854\text{ }^{\circ}\text{C}$) по «границам» глобул NiAl_3 (рис. 6, а, б).

Между покрытием и слоем нихрома образуется неоднородная зона толщиной $\sim 30\text{ }\mu\text{m}$, представляющая собой сегрегации включений с высоким содержанием хрома ($\sim 92\text{ мас.}\%$ Cr) в матрице состава (мас.%) $15,5\text{Al}-14,3\text{Cr}-70,2\text{Ni}$

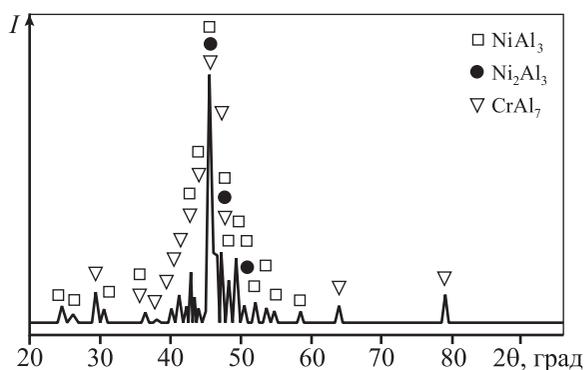


Рис. 5. Дифрактограмма, снятая с поверхности Al–Ni–Cr-покрытия, сформированного на подложке из сплава X20H80

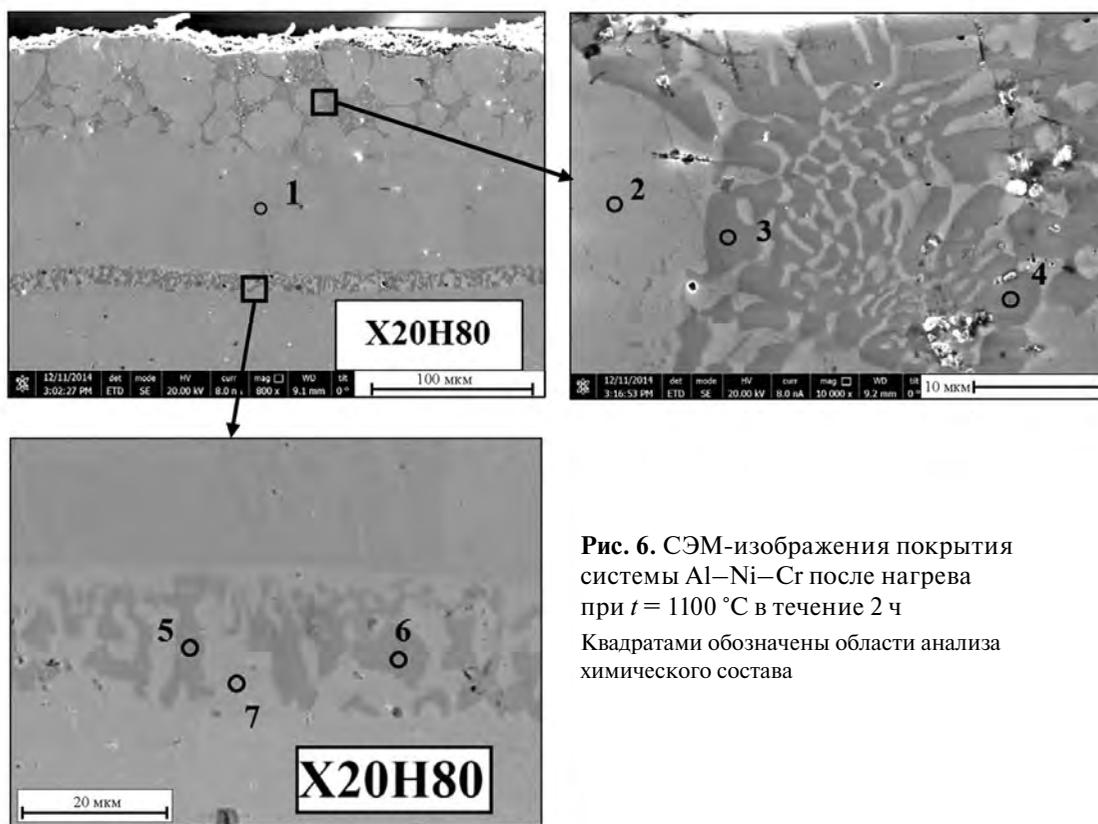


Рис. 6. СЭМ-изображения покрытия системы Al–Ni–Cr после нагрева при $t = 1100\text{ °C}$ в течение 2 ч. Квадратами обозначены области анализа химического состава

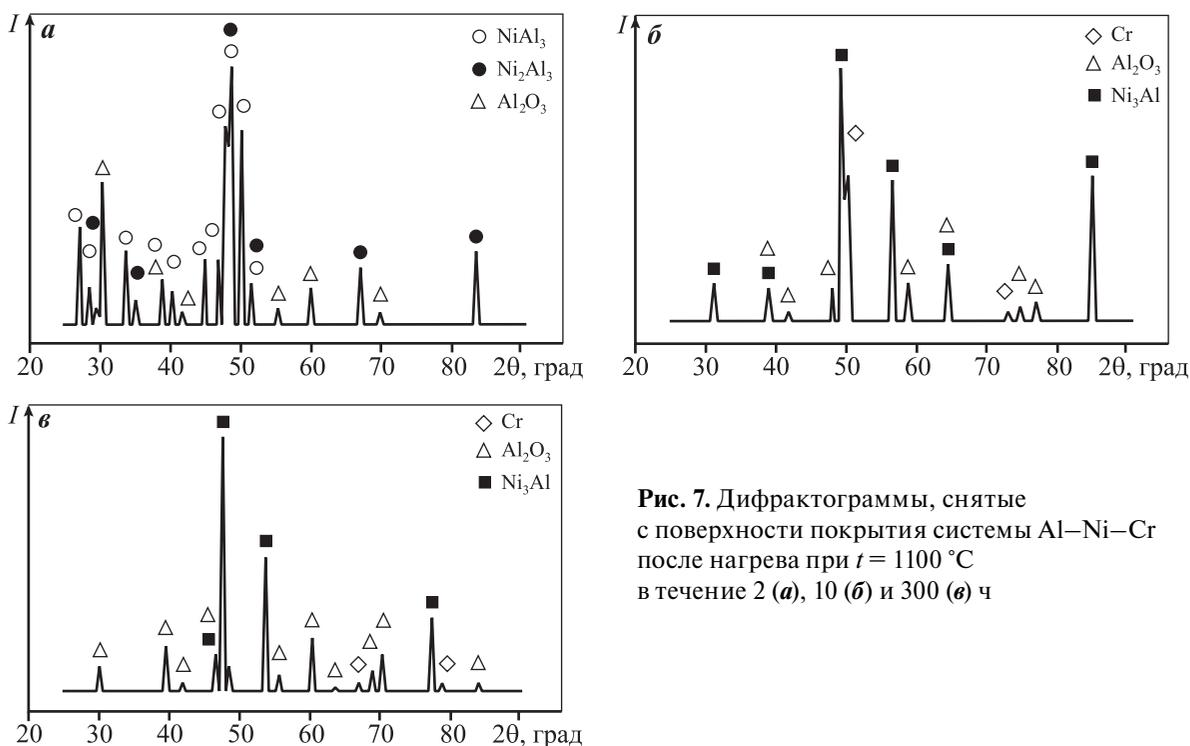


Рис. 7. Дифрактограммы, снятые с поверхности покрытия системы Al–Ni–Cr после нагрева при $t = 1100\text{ °C}$ в течение 2 (а), 10 (б) и 300 (в) ч

(рис. 6, в, табл. 2). В работах [12–14] при исследовании границы раздела «защитное покрытие — лопатка ГТД» после длительных нагревов обнаружена похожая по структуре зона с выделения-

ми топологически плотноупакованных фаз пластинчатой формы, названная вторичной реакционной зоной (ВРЗ).

Анализ полученных дифрактограмм (рис. 7)

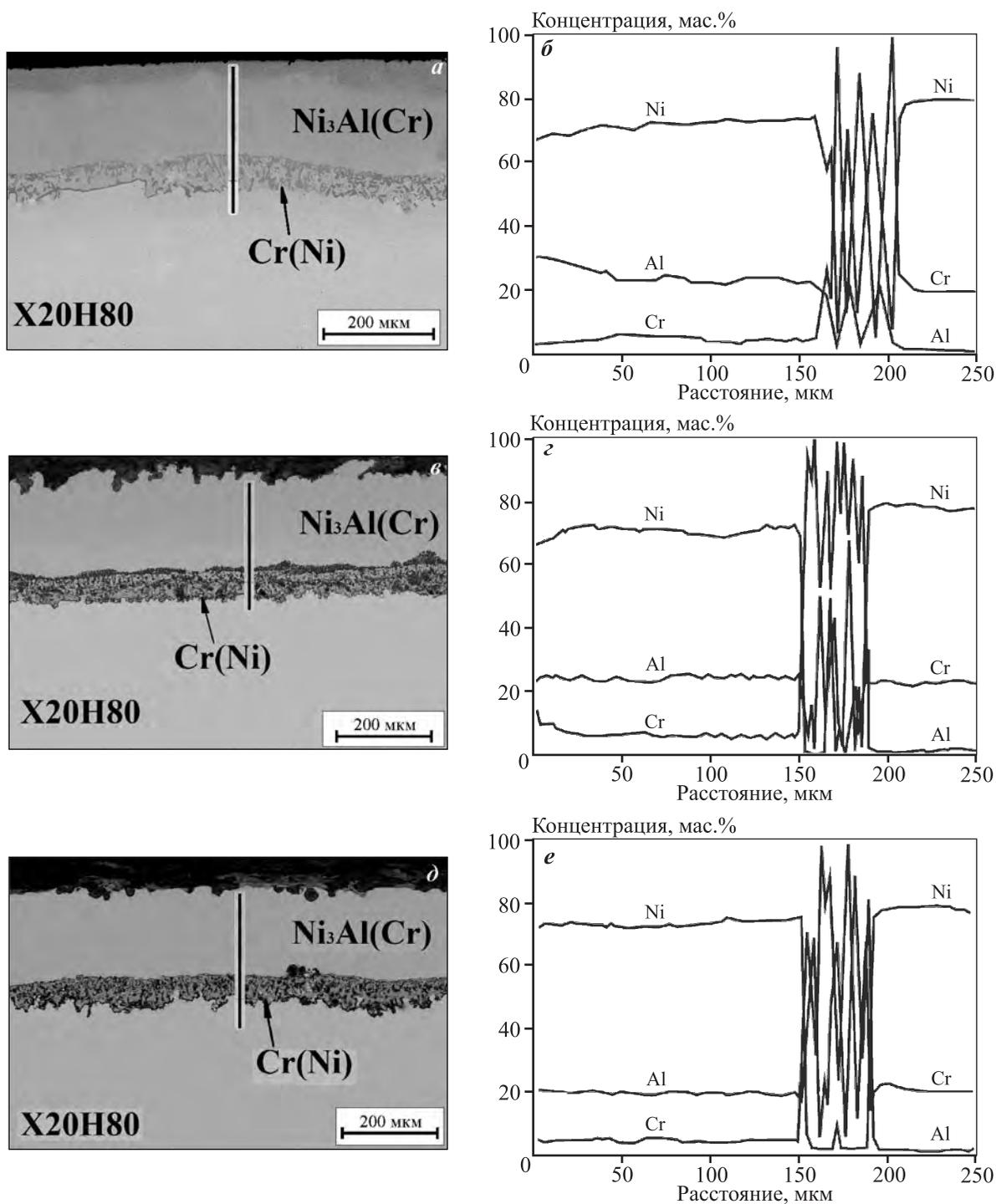


Рис. 8. СЭМ-изображения покрытия системы Al–Ni–Cr после нагрева при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 10 (a), 100 (б), 300 (д) ч и соответствующие им кривые распределения элементов (б, з, е)

Линиями обозначены области сканирования

свидетельствует о том, что рефлексы, соответствующие интерметаллидам $NiAl_3$, Ni_2Al_3 и Ni_3Al , несколько смещены от табличных положений в результате частичного растворения атомов хрома в никелевой подрешетке [15]. Зафиксированы рефлексы твердого раствора никеля в хrome $Cr(Ni)$,

находящегося в ВРЗ, и Al_2O_3 , присутствующего на поверхности покрытия.

Увеличение времени выдержки до 10 ч приводит к выравниванию градиента концентраций (мас.%) по толщине покрытия до $\sim 20,3\pm 23,1$ Al, $\sim 7,4\pm 8,7$ Cr и $\sim 68,2\pm 72,3$ Ni за исключением приповерхностной

Таблица 2. Результаты точечного рентгеноспектрального микроанализа

Зона анализа (см. рис. 6)	Содержание элементов, мас.%		
	Al	Cr	Ni
1, 2	54,3	8,6	37,1
3, 4	40,9	12,5	46,6
5, 6	—	92,04	7,96
7	15,5	14,3	70,2

зоны толщиной около 20 мкм, где наблюдается повышенное содержание алюминия (~31,2 мас.%) (рис. 8, а, б). Фазовый состав покрытия — твердый раствор хрома в Ni₃Al (рис. 8, б).

Дальнейший рост времени выдержки (до 300 ч) не оказал заметного влияния на структуру (рис. 8, в, д), фазовый (рис. 8, в, д) и химический (рис. 8, з, е) составы покрытия. Содержание алюминия выравнялось по всей его толщине и составило ~20 мас.%. Толщина и химический состав ВРЗ на границе «покрытие—нихром» также остались неизменными, произошел лишь рост размера и количества богатых хромом включений.

Таким образом, фазовые переходы в покрытии при $t = 1100$ °С идут в следующей последовательности: $\text{NiAl}_3 + \text{CrAl}_7 + \text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl}_3(\text{Cr}) + \text{Ni}_2\text{Al}_3(\text{Cr}) + \text{Cr}(\text{Ni}) \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al}(\text{Cr}) + \text{Cr}(\text{Ni})$. По мере увеличения времени выдержки за счет диффузионного перераспределения происходит выравнивание содержания Al, Ni и Cr по толщине покрытия. При этом слой с высоким содержанием хрома (ВРЗ) играет роль диффузионного барьера, предотвращая проникновение атомов алюминия в подложку Х20Н80.

Выводы

1. Формирующаяся при температуре 1100 °С на границе «сплав Х20Н80—покрытие» вторичная реакционная зона является диффузионным барьером, предотвращающим проникновение атомов алюминия в подслой Х20Н80 и обеспечивающим в исследованном временном диапазоне его содержание в покрытии ~20 мас.%.
2. Замена никеля на сплав Х20Н80 в составе слоистого покрытия приводит к торможению скорости диффузионного перераспределения Al по толщине покрытия и, как следствие, к увеличению срока его службы.

3. Фазовые переходы в слоистом покрытии системы Al—Ni при $t = 1100$ °С идут в следующей последовательности: $\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al} \rightarrow \text{Ni}(\text{Al})$, а в покрытии системы Al—Ni—Cr так: $\text{NiAl}_3 + \text{CrAl}_7 + \text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl}_3(\text{Cr}) + \text{Ni}_2\text{Al}_3(\text{Cr}) + \text{Cr}(\text{Ni}) \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al}(\text{Cr}) + \text{Cr}(\text{Ni})$.

Исследования, касающиеся покрытий системы Al—Ni, выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418), а относящиеся к покрытиям системы Al—Ni—Cr, — при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (задание № 11.1865.2014/К).

Литература

- Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Wu D.J., Datta P.K. A phenomenological model for lifetime design of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating formed on creep resistant ferritic steels // J. Mater. Sci. 2011. Vol. 47. Iss. 1. P. 257—266.
- Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Datta P.K. Degradation kinetics at 650 °С and lifetime prediction of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating for protection against high temperature oxidation of creep resistant ferritic steels // Corros. Sci. 2011. Vol. 53. P. 3426—3434.
- Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Rose S.R., Datta P.K. Steam oxidation resistance of Ni-aluminide/Fe-aluminide duplex coatings formed on creep resistant ferritic steels by low temperature pack cementation process // Corros. Sci. 2011. Vol. 53. P. 496—502.
- Wang J., Wu D.J., Zhu C.Y. Thermal stability enhancement of hybrid Ni₂Al₃/Ni coatings on creep resistant ferritic steels by a mechanism of thermodynamically constrained interdiffusion // Surf. Coat. Technol. 2013. Vol. 232. P. 489—496.
- Susan D.F., Marder A.R. Ni—Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation // Acta Mater. 2001. Vol. 49. P. 1153—1163.
- Коломыцев П.Т. Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов: Науч. изд. М.: Металлургия, 1991.
- Шморгун В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий // Изв. вузов. Чер. металлургия. 2014. No. 5. С. 64—65.
- Shmorgun V.G., Trykov Yu.P., Slautin O.V., Metelkin V.V., Bogdanov A.I. The kinetics of diffusion processes in the nickel-aluminum composition // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2009. Vol. 50. No. 3. P. 286—289.
- Shmorgun V.G., Taube A.O., Krohalev A.V. Investigation of the phase composition of the diffusion zone in the Al—Ni—Cr composite material // Appl. Mech. Mater. 2015. Vol. 698. P. 430—433.

10. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Trunov M.D., Taube A.O.* Investigation on thermal stress-strain state in multilayered composites during nickel aluminide coatings formation // *WSEAS Trans. Appl. Theoret. Mech.* 2015. Vol. 10. P. 180—186.
11. *Okamoto H.* Al—Ni (aluminum-nickel) // *J. Phase Equilib. Diffus.* 2004. Vol. 25. No. 4. P. 394—396.
12. *Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A.* Heat resistant coatings for the high pressure turbine blades of promising GTEs // *Russ. Metall. (Metally).* 2012. Vol. 2012. No. 1. P. 1—7.
13. *Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Moroz E.V., Konakova I.P., Khadyev M.S.* Structure and phase composition of complex refractory coating and of the reaction zone of interaction with single-crystal alloy ZHS36-VI after high-temperature holds // *Met. Sci. Heat Treat.* 2013. Vol. 55. No. 3-4. P. 203—208.
14. *Muboyadzhyan S.A., Galoyan A.G.* Diffusion aluminide coatings for protecting the surface of the internal space of single-crystal turbine blades made of rhenium- and rhenium-ruthenium-containing high-temperature alloys: Pt. II // *Russ. Metall. (Metally).* Vol. 2013. No. 3. P. 198—205.
15. *Desai V.* Materials for high-temperature protection // *J. Mater. Eng. Perform.* 2006. Vol. 58. No. 1. P. 15—16.
5. *Susan D.F., Marder A.R.* Ni—Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation. *Acta Mater.* 2001. Vol. 49. P. 1153—1163.
6. *Kolomyitsev P.T.* Vysokotemperaturnye zashchitnye pokrytiya dlya nikelovykh splavov [High-temperature protective coatings for nickel alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1991.
7. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O.* Kompleksnaya tekhnologiya polucheniya pokrytii iz alyuminidov nikel'ya na poverkhnosti stal'nykh izdelii [Complex technology for producing nickel aluminide coating on the surface of steel parts]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya.* 2014. No. 5. P. 64—65.
8. *Shmorgun V.G., Trykov Yu.P., Slautin O.V., Metelkin V.V., Bogdanov A.I.* The kinetics of diffusion processes in the nickel-aluminum composition. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2009. Vol. 50. No. 3. P. 286—289.
9. *Shmorgun V.G., Taube A.O., Krohalev A.V.* Investigation of the phase composition of the diffusion zone in the Al—Ni—Cr composite material. *Appl. Mech. Mater.* 2015. Vol. 698. P. 430—433.
10. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Trunov M.D., Taube A.O.* Investigation on thermal stress-strain state in multilayered composites during nickel aluminide coatings formation. *WSEAS Trans. Appl. Theoret. Mech.* 2015. Vol. 10. P. 180—186.

References

1. *Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Wu D.J., Datta P.K.* A phenomenological model for lifetime design of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating formed on creep resistant ferritic steels. *J. Mater. Sci.* 2011. Vol. 47. Iss. 1. P. 257—266.
2. *Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Datta P.K.* Degradation kinetics at 650 °C and lifetime prediction of Ni₂Al₃/Ni hybrid coating for protection against high temperature oxidation of creep resistant ferritic steels. *Corros. Sci.* 2011. Vol. 53. P. 3426—3434.
3. *Xiang Z.D., Zeng D., Zhu C.Y., Rose S.R., Datta P.K.* Steam oxidation resistance of Ni-aluminide/Fe-aluminide duplex coatings formed on creep resistant ferritic steels by low temperature pack cementation process. *Corros. Sci.* 2011. Vol. 53. P. 496—502.
4. *Wang J., Wu D.J., Zhu C.Y.* Thermal stability enhancement of hybrid Ni₂Al₃/Ni coatings on creep resistant ferritic steels by a mechanism of thermodynamically constrained interdiffusion. *Surf. Coat. Technol.* 2013. Vol. 232. P. 489—496.
11. *Okamoto H.* Al—Ni (aluminum-nickel). *J. Phase Equilib. Diffus.* 2004. Vol. 25. No. 4. P. 394—396.
12. *Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A.* Heat resistant coatings for the high pressure turbine blades of promising GTEs. *Russ. Metall. (Metally).* 2012. Vol. 2012. No. 1. P. 1—7.
13. *Kuznetsov V.P., Lesnikov V.P., Moroz E.V., Konakova I.P., Khadyev M.S.* Structure and phase composition of complex refractory coating and of the reaction zone of interaction with single-crystal alloy ZHS36-VI after high-temperature holds. *Met. Sci. Heat Treat.* 2013. Vol. 55. No. 3-4. P. 203—208.
14. *Muboyadzhyan S.A., Galoyan A.G.* Diffusion aluminide coatings for protecting the surface of the internal space of single—crystal turbine blades made of rhenium- and rhenium- ruthenium-containing high-temperature alloys: Pt. II. *Russ. Metall. (Metally).* Vol. 2013. No. 3. P. 198—205.
15. *Desai V.* Materials for high-temperature protection. *J. Mater. Eng. Perform.* 2006. Vol. 58. No. 1. P. 15—16.