

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-7-14

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, Д. Э. Седов

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА АД1+Х20Н80+АД1*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: vgshmorgun@mail.ru, ovslautin@yandex.ru,
bogdanov@vstu.ru, sedov.dima2003@yandex.ru

Приведены результаты исследования трансформации структуры и фазового состава алюминиевого слоя при нагреве трехслойного композита алюминий АД1 + сплав Х20Н80 + алюминий АД1 выше температуры эвтектического превращения. Показана возможность формирования в составе полученных сваркой взрывом с последующей прокаткой слоистых металло-интерметаллидных композитов слоев с упрочненной интерметаллидами структурой от строчечной до матричной твердостью от 6 до 8 ГПа. Установлено, что рост диффузионной зоны при ТО происходит как в сторону алюминия АД1, так и в сторону сплава Х20Н80. Выявлено, что при ТО по режиму контактного плавления в исходном алюминиевом слое формируется «строчечная» структура эвтектического типа с чередующимися слоями интерметаллидов CrAl_7 и NiAl_3 , размер которых увеличивается с ростом времени ТО. В переходной зоне толщиной ≈ 3 мкм между сплавом Х20Н80 и слоем со строчечной структурой происходит плавное снижение содержания Al и увеличение концентрации Cr и Ni с последующим выравниванием химического состава в слое Х20Н80. При температуре выше точки плавления Al процесс ТО, обеспечивающей жидкофазное взаимодействие его расплава со сплавом Х20Н80, приводит к отсутствию «строчечной» структуры, а трансформированный слой Al представляет собой смесь сложного фазового состава $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. Толщина переходной зоны между сплавом Х20Н80 и трансформированным слоем Al составляет ≈ 2 мкм.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, сварка взрывом, термообработка, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. I. Bogdanov, D. E. Sedov

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF EXPLOSIVELY WELDED COMPOSITE AD1+Cr20Ni80+AD1

Volgograd State Technical University

The article presents the results of studying the transformation of the structure and phase composition of the aluminum layer during heating of a three-layer composite of aluminum AD1 + Cr20Ni80 alloy + aluminum AD1 above the eutectic transformation temperature. It is shown that it is possible to form layers with a structure strengthened by intermetallics from row to matrix, with a hardness of 6 to 8 GPa in the composition of layered metal-intermetallic composites obtained by explosion welding with subsequent rolling. It is established that the growth of the diffusion zone during HT occurs both towards aluminum AD1 and towards the Cr20Ni80 alloy. It is revealed that during HT according to the contact melting mode, a «row» structure of the eutectic type with alternating layers of intermetallics CrAl_7 and NiAl_3 is formed in the initial aluminum layer, the size of which increases with increasing HT time. In the transition zone with a thickness of ≈ 3 μm between the Cr20Ni80 alloy and the layer with a row structure, there is a smooth decrease in the Al content and an increase in the concentration of Cr and Ni with subsequent equalization of the chemical composition in the Cr20Ni80 alloy layer. At a temperature above the melting point of Al during the HT, which ensures the liquid-phase interaction of its melt with the Cr20Ni80 alloy, the «row» structure is absent, and the transformed Al layer is a mixture of a complex phase composition $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. The thickness of the transition zone between the Cr20Ni80 alloy and the transformed Al layer is ≈ 2 μm .

Keywords: layered composite material, explosion welding, heat treatment, liquid-phase interaction, intermetallics

Введение

Развитие современного материаловедения неразрывно связано с использованием материалов, обладающих особыми физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами, и совершенствованием технологических процессов их производства с целью повышения технологичности изготовления и снижения себестоимости производства [1]. Сегодня в критических отраслях промышленности существует острая потребность в широком внедрении новых материалов, сочетающих в себе комплекс требуемых характеристик. Успешная реализация поставленной задачи может быть решена созданием слоистых композитных материалов (СКМ), полученных из разнородных металлических слоев с упрочнением структурными составляющими, формируемыми внутри них [2].

Из множества способов создания СКМ, наиболее широкие возможности обеспечивает сварка взрывом, как высокоэффективная технология получения неразъемных соединений [3, 4]. Получаемые с помощью сварки взрывом (СВ) или при использовании многостадийной технологии предусматривающей промежуточную или последующую обработку давлением и термообработку (ТО) СКМ объединяют не только свойства составляющих их металлов, но и, как правило, обеспечивают спектр новых, уникальных характеристик, таких как жаропрочность, жаростойкость, износостойкость, коррозионная стойкость и т. д. [3–5].

В настоящее время интенсивно развиваются технологии получения сплавов, упрочненных интерметаллидными соединениями различных систем [6, 7]. Это обусловлено отличительной особенностью интерметаллидов – наличием упорядоченного кристаллического строения, что обеспечивает реализацию комплекса свойств, особенно при повышенных температурах, недостижимых для неупорядоченных материалов [8]. Развитие технологии интерметаллизации характеризуется непрерывным стремлением реализовать присущий интерметаллидам уникальный комплекс физико-механических свойств и преодолеть присущие им недостатки.

Накопленные к настоящему времени обширные экспериментальные данные о свойствах СКМ из сочетаний материалов, способных в результате протекания реактивной диффузии образовывать между собой при высокотемпературных нагревах устойчивые химические со-

единения – интерметаллиды, сделал возможным создание слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК), представляющих собой материалы, в которых формируется структура из чередующихся металлических и интерметаллидных слоев [5–7, 9]. Интерметаллидные слои могут быть как упрочняющей составляющей в однофазном исполнении, так и в виде матричного металло-интерметаллидного слоя.

Анализ отечественной и зарубежной литературы показал [5, 6, 9, 10], что при получении СМИК для формирования интерметаллидных слоев необходим длительный нагрев при высоких температурах. Его сокращение можно добиться за счет повышения интенсивности диффузионного взаимодействия.

По данным ранее выполненных исследований [5] при создании СМИК добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на их межслойных границах [11], можно за счет проведения ТО при температурах выше температуры эвтектического превращения [12].

Выбор системы Al-(Ni-Cr) в качестве основы для СМИК обусловлено следующими факторами. Во-первых, Cr способствует подавлению мартенситных превращений в Al-Ni сплавах в процессе формирования интерметаллидных слоев, что понизит вероятность их охрупчивания в области низких температур [13]. Во-вторых, сплавы системы Ni-Cr-Al, с содержанием не менее 15 % Cr, хорошо сопротивляются низкотемпературной сульфидной и высокотемпературной коррозии [14], что значительно позволит расширить функционал использования СМИК на основе этой системы [15]. Плюс ко всему, частичная замена Ni менее дорогим Cr способствует понижению стоимости СМИК.

Целью настоящей работы являлось исследование трансформации структуры и фазового состава алюминиевого слоя, при нагреве СКМ АД1+Х20Н80+АД1 выше температуры эвтектического превращения.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренных взрывом триметаллических образцах состава алюминий АД1 + никелевый сплав Х20Н80 + алюминий АД1 с толщинами слоев 2 мм. Отжиг триметалла осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 660–700 °С и временах выдержки от 1 до 10 ч. Для исключения растекания и окисления алюминиевого

слоя ТО образцов проводили в обмазке (жидкое стекло + тальк). Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Химический состав диффузионной зоны (ДЗ) определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС). Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ESO в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{\AA}$). Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 0,2–1 Н.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования структуры границ соединения сплав X20H80 + алюминий АД1 после СВ (рис. 1) показали, что они имеют слабо развитый волновой профиль. В завихрениях волн на одной из границ наблюдается локальное оплавление металла различной формы преимущественно «темного» цвета, структура которого травлением не выявляется (рис. 1). Микротвердость оплавленных участков составляет 6,5–8 ГПа.

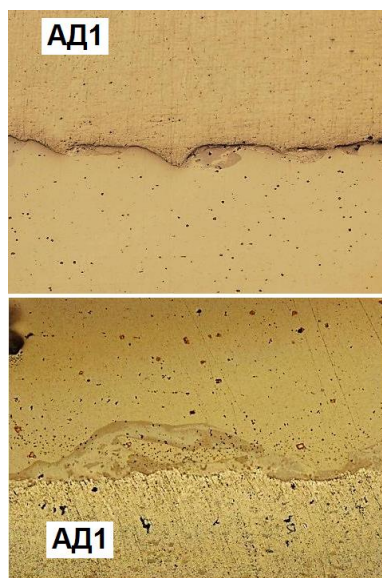


Рис. 1. Структура межслойных границ в трехслойном композите после сварки взрывом. $\times 50$

Определение направления преимущественного массопереноса при ТО на межслойной границе АД1-X20H80 осуществляли путем прямого наблюдения роста диффузионной зоны (ДЗ) с помощью электронного микроскопа Versa 3D в процессе нагрева образца при температуре 580 °С. На рис. 2 представлено СЭМ-изображение границы соединения после сварки.

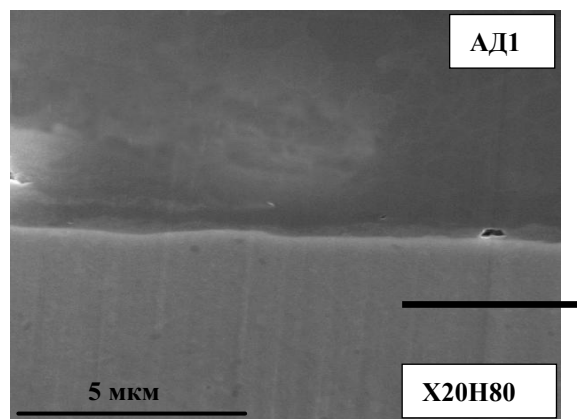


Рис. 2. СЭМ-изображение границы соединения биметалла после сварки взрывом

Исходная граница соединения отслеживалась путем нанесения реперных линий методом электронной гравировки на каждом этапе нагрева (отмечены на рис. 3).

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что рост ДЗ происходит как в сторону АД1 («светлая» прослойка), так и в сторону X20H80 («темная» прослойка). Термообработка образцов при температуре 660 °С приводит к частичному расплавлению алюминиевого слоя и трансформации его структуры (рис. 4, а–в). Твердость трансформированного слоя алюминия (ТСА) за счет диффузии Сг и Ni составляет 6–6,5 ГПа.

На границе раздела слоев X20H80 и ТСА образуется ДЗ, состоящая из одной прослойки, которая в исследованном диапазоне времени выдержки 1–10 ч растет по толщине от 10 до 70 мкм и обладает твердостью 7–8 ГПа.

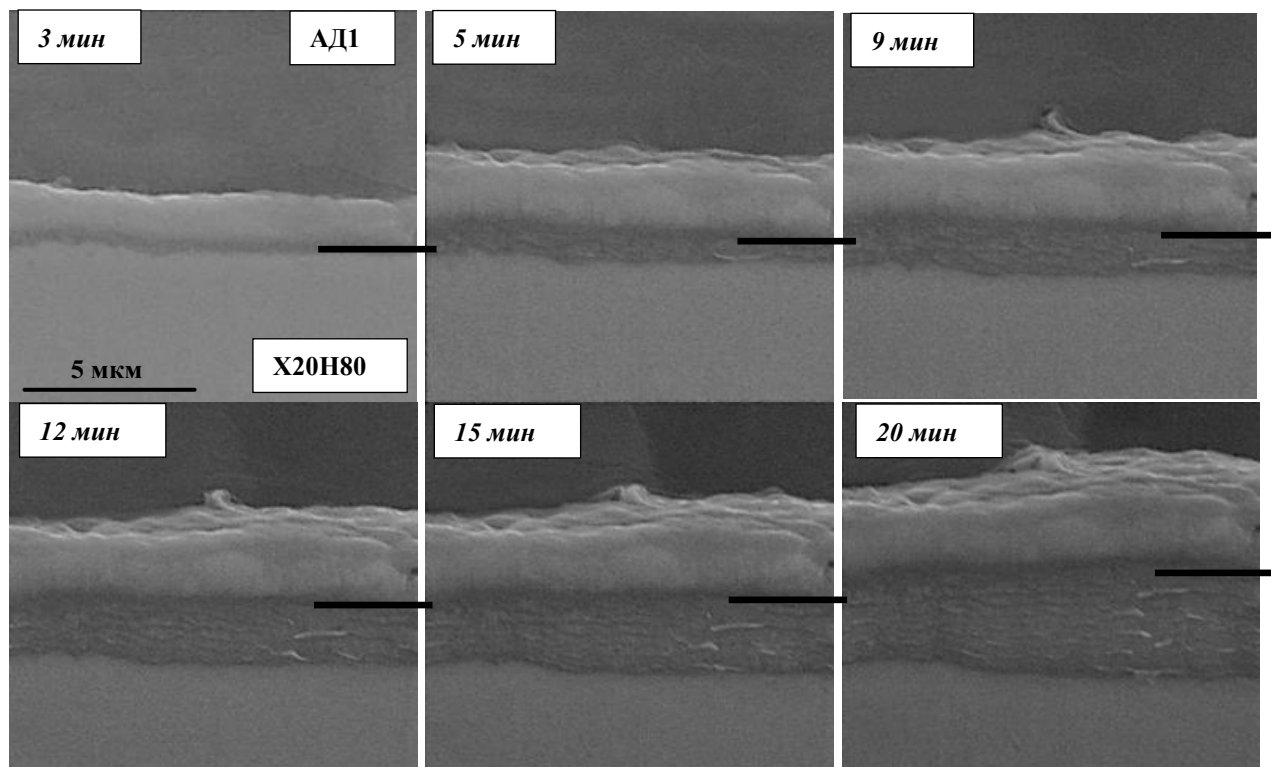
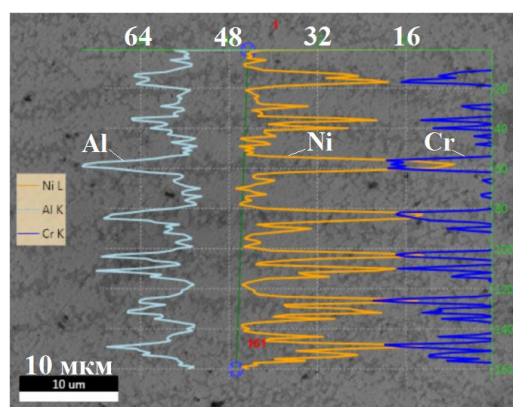
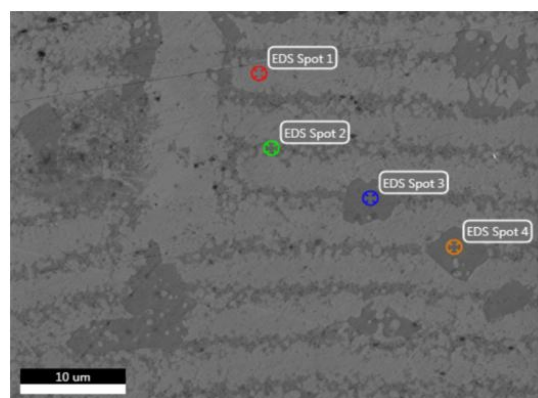


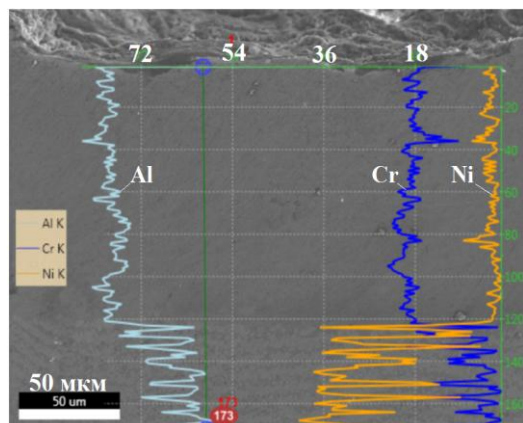
Рис. 3. СЭМ-изображения ДЗ при температуре 580 °С



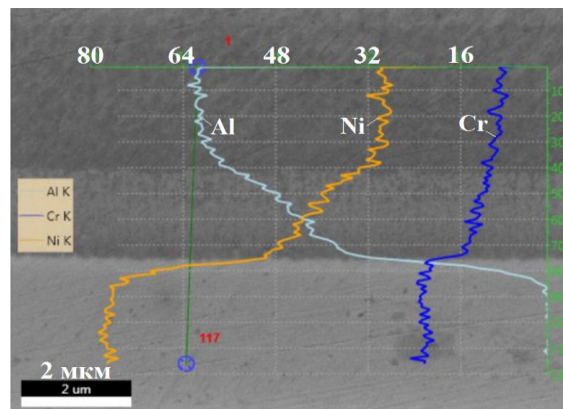
а



б



в



г

Рис. 4. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 660 °С, 1 ч

При выдержке 1 ч в ТСА формируется «строчечная» (многослойная) структура с чередующимися слоями разного химического состава (рис. 4, *а*). Точечный анализ показал (рис. 4, *б*), что «темные» слои (точки 2, 3, 4, рис. 4, *б*) имеют химический состав 76 масс. % Al и 23 масс. % Cr, что соответствует интерметаллиду CrAl_7 . Состав «светлых» слоев (59 масс. % Al и 41 масс. % Ni) соответствует интерметаллиду NiAl_3 .

У поверхности ТСА концентрация Al составляет 78 масс. %, Cr – до 20 масс. %, а Ni практически отсутствует (рис. 4, *в*), что соответствует стехиометрическому составу интерметаллида CrAl_7 .

В переходной зоне толщиной ≈ 3 мкм между X20H80 и слоем со строчечной структурой происходит плавное снижение содержания Al и увеличение концентрации Cr и Ni, с последующим выравниванием химического состава в слое X20H80 (рис. 4, *з*).

Увеличение времени выдержки до 10 ч позволяет сохранить «строчечную» структуру в ТСА, без визуальных изменений, однако сами «строчки» несколько увеличиваются по толщине (рис. 5, *а*). Переходная зона имеет более неоднородный состав (рис. 5, *б*) и увеличивается по толщине до 40 мкм. У поверхности ТСА, как и при выдержке 1 ч, в структуре по-прежнему преобладает интерметаллид CrAl_7 (рис. 5, *в*).

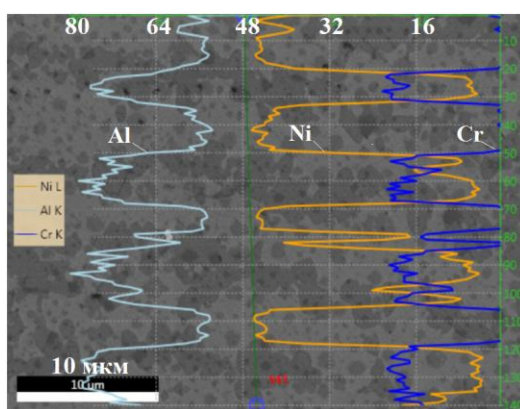
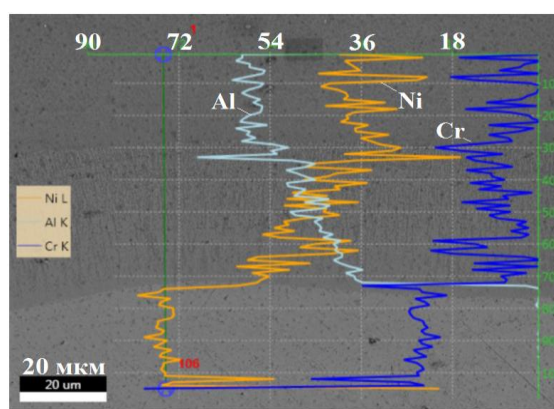
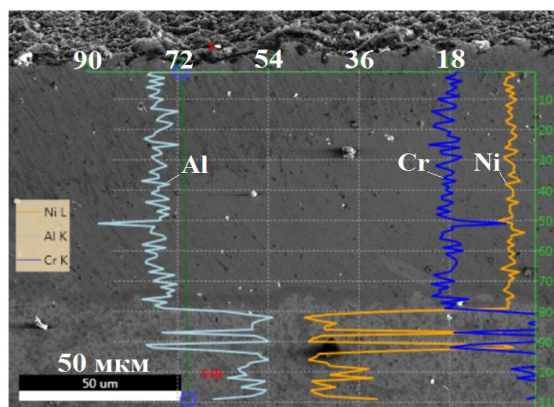
*а**б**в*

Рис. 5. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 660 °С, 10 ч

С помощью рентгеноструктурного анализа (рис. 6) наличие установленных фаз в данном слое подтверждается, исключение составляют выявленные следы интенсивностей, принадлежащих интерметаллиду Ni_2Al_3 .

Повышение температуры при ТО до 700 °С, уже при 1 ч выдержке, позволило практически полностью избавиться от «строчечной» структуры, которая визуально не наблюдается. Металлографический анализ показал, что полученный

ТСА представляет собой смесь сложного состава с твердостью 6–7 ГПа. Точка 1 (рис. 7, *а*) имеет состав 61 масс. % Al и 39 масс. % Ni, что соответствует интерметаллиду NiAl_3 ; точка 2 имеет весовой состав – 78 масс. % Al, 12 масс. % Ni, 10 масс. % Cr. Согласно тройной диаграмме состояния [5], данный состав соответствует трехфазной области $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. Толщина переходной зоны между X20H80 и слоем ТСА составляет около 2 мкм (рис. 7, *б*).

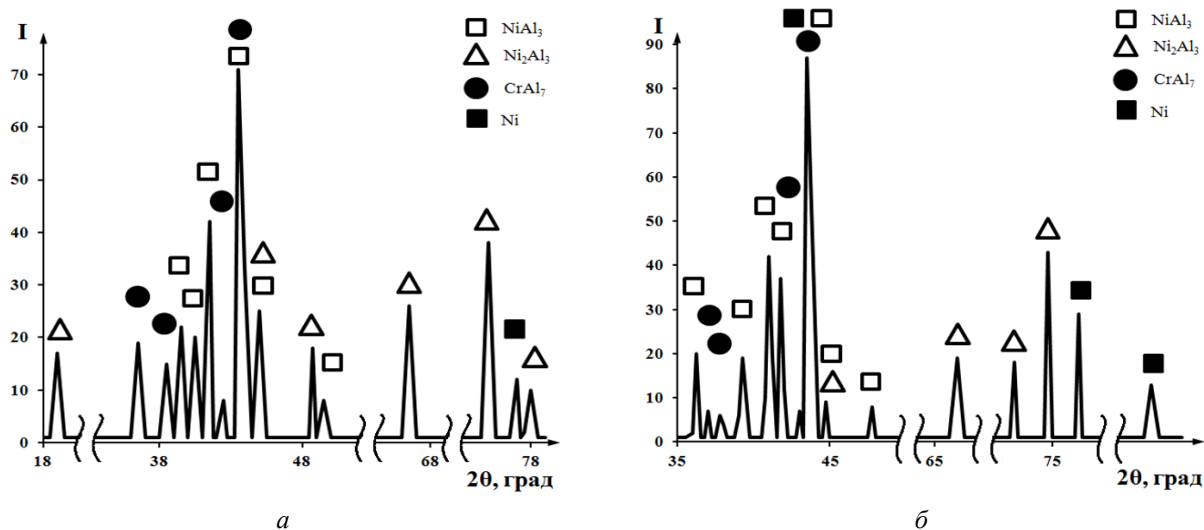


Рис. 6. Дифрактограмма, снятая с поверхности образца со стороны алюминиевого слоя после ТО при 660 °С:
а – 1 ч; б – 10 ч

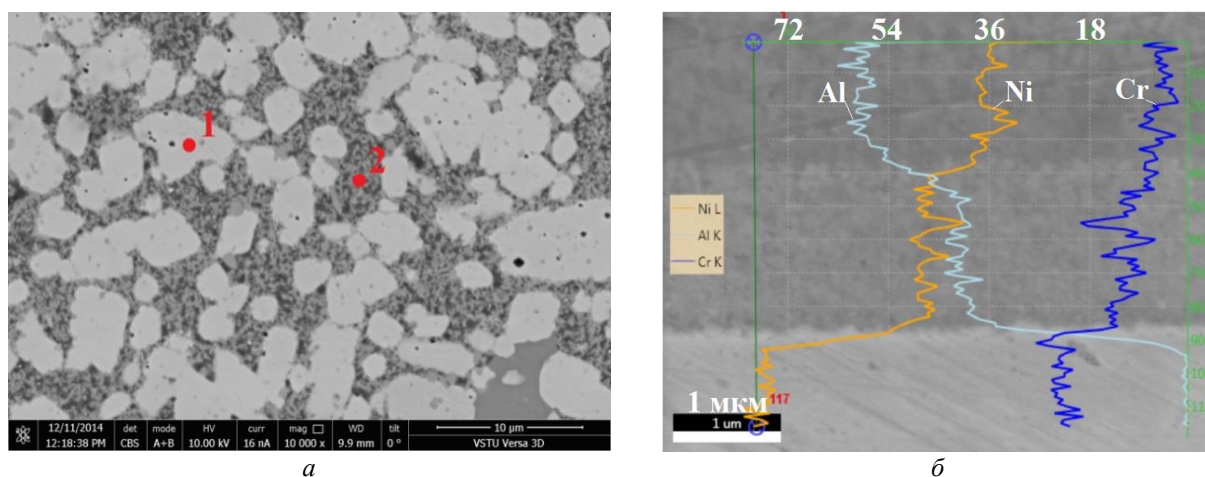


Рис. 7. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 700 °С, 1 ч

С увеличением времени выдержки до 10 ч объемная доля интерметаллида NiAl_3 в матрице ТСА увеличивается (точка 1, рис. 8, а). В составе «темных» включений (точка 2, рис. 5, б) содержится 66 масс. % Al, 10 масс. % Ni, 24 масс. % Cr.

Переходная зона увеличивается до 60 мкм и имеет сложный переменный состав (рис. 8, б), а у поверхности в структуре ТСА, как и после

рассмотренных выше режимов ТО, преобладает интерметаллид CrAl_7 (рис. 8, в).

Рентгеноструктурный анализ показал, что установленный фазовый состав ТСА в образцах при 700 °С и выдержке 1 ч качественно не изменяется (рис. 9, а), а идентифицированные ранее фазы (NiAl_3 , Ni_2Al_3 , CrAl_7 , Ni) также присутствуют в составе слоя при увеличении времени выдержки до 10 ч (рис. 9, б).

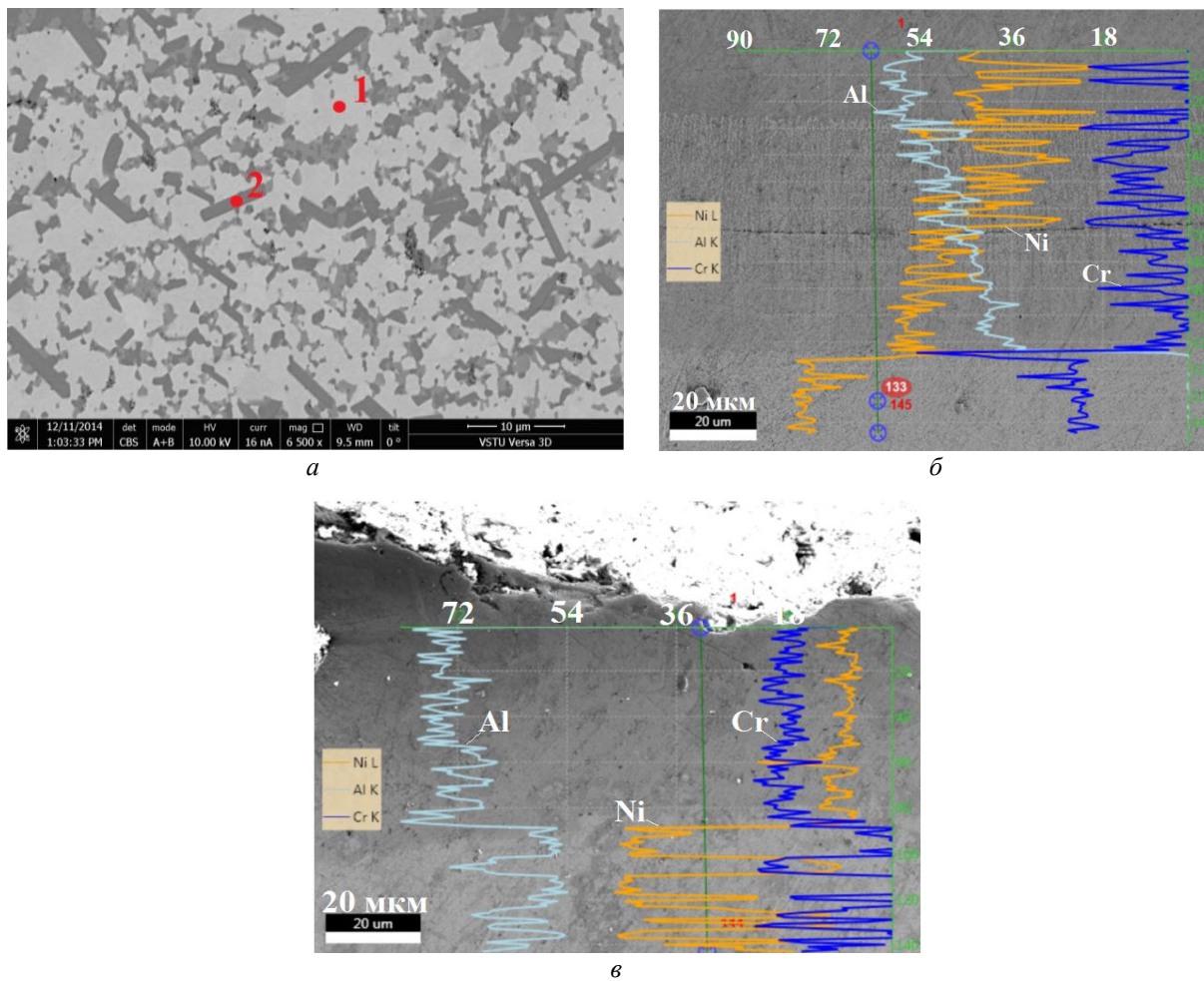


Рис. 8. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 700 °С, 10 ч

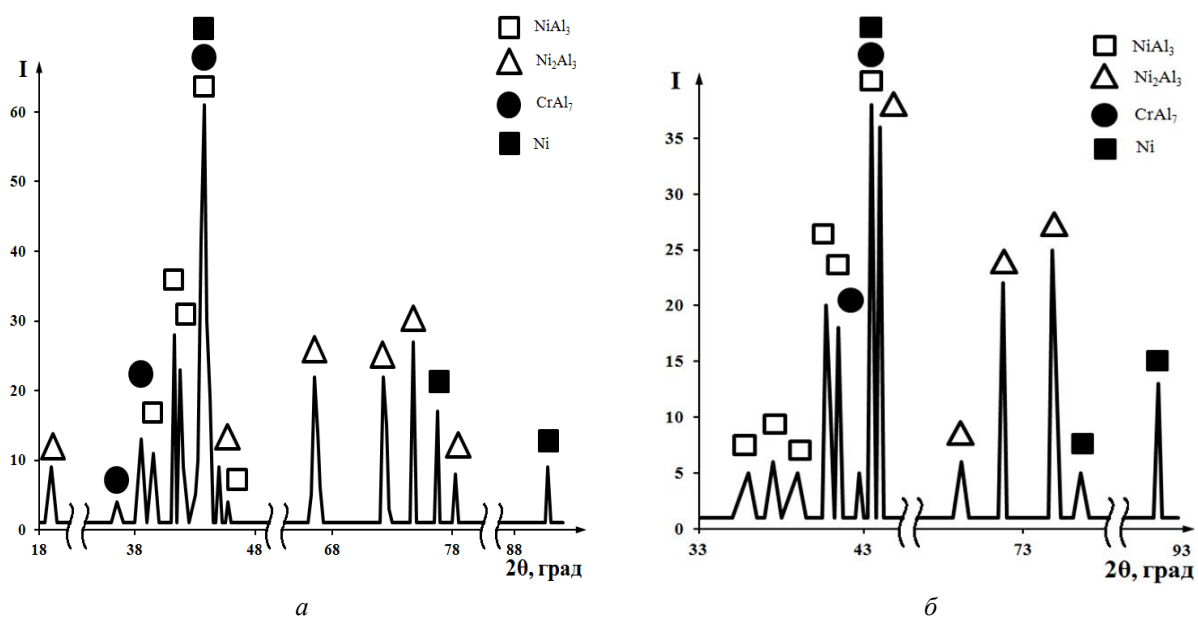


Рис. 9. Дифрактограмма, снятая с поверхности образца со стороны алюминиевого слоя после при ТО 700 °С:
а – 1 ч; б – 10 ч

Выводы

1. Рост диффузионной зоны на межслойной границе АД1-Х20Н80 при ТО происходит как в сторону АД1, так и в сторону Х20Н80.

2. При контактном плавлении в исходном алюминиевом слое формируется «строчечная» структура эвтектического типа с чередующимися слоями интерметаллидов CrAl_7 и NiAl_3 , размер которых увеличивается с ростом времени ТО. При жидкофазном взаимодействии (ТО выше точки плавления Al) «строчечной» структуры не наблюдается. Исходный алюминиевый слой после ТО представляет собой смесь сложного фазового состава $\text{NiAl}_3 + \text{Cr(Al)} + \text{Al(Cr)}$. В структуре поверхностного слоя преобладает интерметаллид CrAl_7 .

3. Варьирование режимами ТО позволяет формировать в составе СММК системы (АД1 – Х20Н80) слои с упрочненной интерметаллидами структурой от строчечной до матричной и твердостью от 6 до 8 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Suneev Anil Bansal, Virat Khanna, Pallav Gupta, (Eds.). (2022). Metal Matrix Composites: Properties and Applications (Vol. 2) (1st ed.). CRC Press.
2. Производство металлических слоистых композиционных материалов / Кобелев А. Г., Лысак В. И., Чернышев В. Н. [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 495 с.
3. Carvalho G. et al. Explosive welding of aluminium to stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Т. 262. – С. 340–349.
4. Carvalho G. et al. Explosive welding of aluminium to stainless steel using carbon steel and niobium interlayers // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Т. 283. – С. 116707.
5. Sherpa B. B. et al. Explosive welding of aluminum and cast iron for potential transportation and structural applications // Advanced Engineering Materials. – 2024. – Т. 26. – №. 1. – С. 2301389.
6. Wang J., Li Xj, Dong Sh, et al. Research on explosive welding interface of titanium-steel under different welding parameters. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022;120: 6407–6417.
7. Wang J., Li Xj, Yan Hh, et al. Research on titanium-copper explosive welding interface with different welding parameters. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022;122, 3595–3606.
8. Zhang, H.; Jiao, K. X.; Zhang, J. L.; Liu, J. Microstructure and Mechanical Properties Investigations of Copper-Steel Composite Fabricated by Explosive Welding. Materials Science and Engineering: A 2018, 731, 278–287.
9. Greenberg, B.A., Ivanov, M.A., Kuzmin, S.V., & Lysak, V.I. (2019). Explosive Welding: Processes and Structures (1st ed.). CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9780429340550>.
10. G. Frommeyer, R. Rablbauer, High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies, Steel Res. Int. 79 (7) (2008) 507–512, doi.org/10.1002/srin.200806159.
11. Прохоров, Д. В. Ползучесть, прочность и трещиностойкость слоистых композитов на основе ниобия с упрочнением интерметаллидами / Д. В. Прохоров, В. П. Коржов, В. М. Кийко, И. С. Желтякова / Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 6. – С. 15–20.
12. Processes of the Self-Organization and Evolution of Metallic and Intermetallic Microstructures under Strong External Influences / Greenberg B. A., Ivanov M. A., Pushkin M. S., Inozemtsev A. V., Plotnikov A. V., Patselov A. M. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2019. – V. 83 – No. 10. – P. 1203–1209.
13. Lazurenko, Daria Petrov, I.Yu Mali, Vyacheslav Esikov, Maksim Kuzmin, R.I. Lozanov, Victor Pyczak, Florian Stark, A. Dovzhenko, G.D. Bataev, I. Terentiev, D.S. Rukhtuev, Alexey. (2022). Ti-Al3Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composite with a cubic titanium trialuminide stabilized with silver: Selection of fabrication regimes, structure, and properties. Journal of Alloys and Compounds. 916. 165480. 10.1016/j.jallcom.2022.165480.
14. Bataev, I. A., et al., Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing, Mater. Des., 2012, vol. 35, pp. 225–234.
15. Ogneva, Tatyana Bataev, I. Mali, Vyacheslav Anisimov, A. Lazurenko, Daria Popelyukh, Albert Emurlaeva, Yulia Bataev, A. Tanaka, Shigeru Yegoshin, K.D. (2021). Effect of sintering pressure and temperature on structure and properties of Ni Al metal-intermetallic composites produced by SPS. Materials Characterization. 180. 111415. 10.1016/j.matchar.2021.111415.
16. Shmorgun, V. G., et al. “The kinetics of diffusion processes in the nickel-aluminum composition.” Russian Journal of Non-Ferrous Metals, vol. 50, no. 3, Jun. 2009, pp. 286–289. <https://doi.org/10.3103/s1067821209030195>.
17. Shmorgun V.G., Slautin O.V., Kulevich V.P., Serov A.G. Formation of the interaction zone on the interlayer boundary of the explosion-welded composite VT1-0–NP2 / Inorganic Materials: Applied Research. 2020. T. 11. № 1. С. 98–102.
18. Akhkubekov, A.A., Orkvasov, T.A., and Sozaev, V.A., Kontaktnoe plavlenie metallov i nanostruktur (Contact Melting of Metals and Nanostructures), Moscow: Fizmatlit, 2008.
19. Gurevich, L.; Pronichev, D.; Trunov, M. Structure Formation Mechanisms during Solid Ti with Molten Al Interaction. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2016, 116, 012011, doi:10.1088/1757-899X/116/1/012011.
20. Shmorgun, V.G.; Slautin, O.V.; Kulevich, V.P.; Bogdanov, A.I.; Gurevich, L.M.; Serov, A.G. Influence of Nickel Content on the Formation of an Interaction Zone during Contact Melting of Titanium with Copper-Nickel Alloys. Metals 2024, 14, 298, doi:10.3390/met14030298.
21. Changes of an Outer β -NiAl and Inner α -Cr Coating on Ni–40 at % Cr Alloy during Oxidation at 1373 K in Air / D. Yoshida, Y. Shibata, S. Hayashi, and T. Narita // Oxidation of Metals, Vol. 64, Nos. 1/2, 2005.
22. Taube, A. O.; Shmorgun, V. G.; Bogdanov, A. I.; Storozheva, E. I.; Solovev, D. B. Estimation of the Service Lifetime of Layered Heat-Resistant Ni-Al and Ni-Cr-Al Coatings. IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 2020, 459, 062113, doi:10.1088/1755-1315/459/6/062113.